

Научная статья

УДК 620.193.5

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-69-83

## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ОКСИДНАЯ КОРРОЗИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ГТД

Я.В. Толмачев<sup>1</sup>, С.В. Заварзин<sup>1</sup>, А.О. Лощинина<sup>1</sup>, А.В. Князев<sup>1</sup>

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

**Аннотация.** Рассмотрены вопросы коррозии керамических термобарьерных покрытий под воздействием расплава смеси оксидов кальция, магния, алюминия и кремния (CMAS). Показано влияние структуры термобарьерных покрытий на CMAS-коррозию. Подробно разобраны механизмы разрушения термобарьерных покрытий. Установлено, что основной причиной разрушения является различие температурных коэффициентов линейного расширения слоев, пораженных расплавом CMAS, и остальной термобарьерной системы. Рассмотрены методы испытания термобарьерных покрытий на CMAS-коррозию.

**Ключевые слова:** термобарьерные покрытия, керамика, керамические покрытия, оксид циркония, CMAS-коррозия, высокотемпературная коррозия

**Для цитирования:** Толмачев Я.В., Заварзин С.В., Лощинина А.О., Князев А.В. Высокотемпературная оксидная коррозия керамических материалов ГТД // Труды ВИАМ. 2023. № 7 (125). Ст. 06. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-69-83.

Scientific article

## HIGH TEMPERATURE OXIDE CORROSION OF CERAMIC MATERIALS IN TURBINE ENGINES

Ya.V. Tolmachev<sup>1</sup>, S.V. Zavarzin<sup>1</sup>, A.O. Loshchinina<sup>1</sup>, A.V. Knyazev<sup>1</sup>

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

**Abstract.** Presents the issues of corrosion of ceramic thermal barrier coatings caused by the molten mixture of calcium, magnesium, aluminium and silicon oxides (CMAS). The influence of structure of the thermal barrier coatings on CMAS-corrosion is examined. The failure mechanisms of thermal-barrier coatings are discussed in detail. It has been determined that the primary cause of failure is the difference in the coefficients of thermal expansion between the CMAS-penetrated layers and the rest of the thermal barrier system. Different methods of testing the effects of CMAS-corrosion on thermal barrier coatings are reviewed.

**Keywords:** thermal barrier coatings, ceramics, ceramic coatings, zirconia, CMAS-corrosion, high temperature corrosion

**For citation:** Tolmachev Ya.V., Zavarzin S.V., Loshchinina A.O., Knyazev A.V. High temperature oxide corrosion of ceramic materials in turbine engines. *Trudy VIAM*, 2023, no. 7 (125), paper no. 06. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-7-69-83.

**Введение**

Термобарьерные покрытия (ТБП) широко применяются для защиты металлических деталей газотурбинных двигателей (ГТД) с целью повышения рабочей температуры и КПД двигателя [1–10]. Типичное ТБП имеет многослойную структуру (рис. 1) [11, 12]. Верхний керамический слой позволяет снизить температуру поверхности более чем на 165 °С, в перспективе – на 200 °С [13–15]. Более низкая температура металлических лопаток может помочь повысить рабочую температуру и продлить срок их службы. Чаще всего керамическое покрытие представляет собой оксид  $ZrO_2$ , стабилизированный 6–8 % (по массе)  $Y_2O_3$  (YSZ) [16–19]. Применение также нашли материалы со структурой пироклора, такие как цирконаты лантанидов – например,  $Gd_2O_3-ZrO_2$ ,  $Gd_2Zr_2O_7$  и  $Sm_2O_3-ZrO_2$ . Двумя основными методами получения керамических покрытий являются воздушно-плазменное напыление (APS) и электронно-лучевое физическое осаждение из паровой фазы (ЕВ-PVD) [20–23]. Метод ЕВ-PVD позволяет создавать покрытия с более высокой устойчивостью к деформации и более гладкой поверхностью, однако его существенным недостатком является высокий расход сырья [24]. Методом APS можно получить различные материалы с пониженной теплопроводностью и повышенной химической стойкостью при более низкой стоимости по сравнению с методом ЕВ-PVD [25, 26]. Важным различием между покрытиями, полученными разными методами, является их структура. Покрытия, изготовленные с помощью метода ЕВ-PVD, имеют столбчатое строение, в то время как покрытия, нанесенные с помощью метода APS, имеют слоистое строение с расположением слоев параллельно подложке (рис. 2).

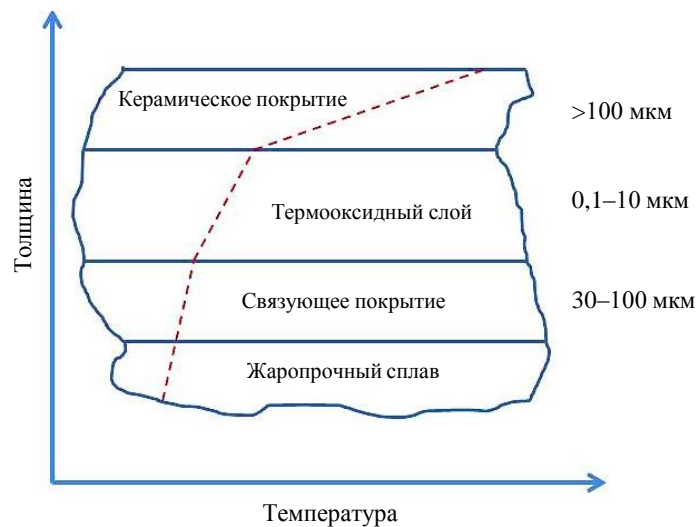


Рис. 1. Схематическое изображение многослойного термобарьерного покрытия (пунктиром обозначен температурный градиент)

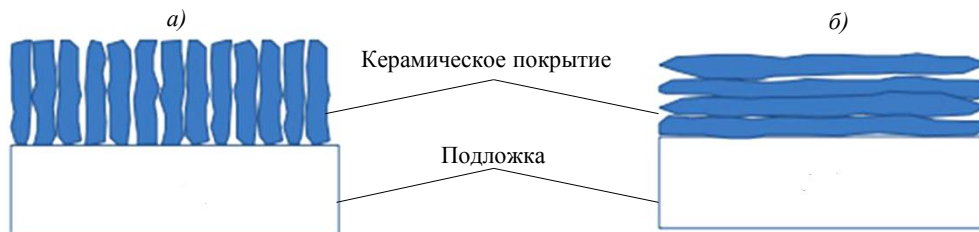


Рис. 2. Строение керамических покрытий, полученных методами ЕВ-PVD (а) и APS (б)

Связующее покрытие, входящее в состав ТБП, обеспечивает хорошую адгезию между керамическим верхним покрытием и подложкой – например, лопаткой ГТД, изготовленной из жаропрочного сплава (рис. 1). Сплав  $MCrAlY$  ( $M$ : Ni, Co или Ni + Co) является наиболее распространенным связующим покрытием благодаря его хорошим термическим свойствам [12, 27]. Он также может защитить основной материал подложки, образуя термооксидный слой, обычно представляющий собой  $\alpha-Al_2O_3$  [6]. Термооксидный слой может образовываться как естественным путем в ходе эксплуатации, так и формироваться искусственно с помощью термообработки. Промежуточный термооксидный слой между керамическим и связующим покрытием служит для предотвращения дальнейшего окисления последнего [28, 29]. Вместе с тем образование и рост термооксидного слоя может приводить к образованию трещин вследствие его утолщения [30], смещения или появления сжимающего напряжения при термоциклировании по причине разницы температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР) оксидного слоя и связующего металлического покрытия [31, 32].

Пористая структура керамического покрытия является причиной развития особого вида высокотемпературной коррозии, вызываемого попаданием в поры во время эксплуатации расплавов золы и пыли. Оседая в двигателе, они вступают в реакцию с покрытиями с образованием силикатных фаз, что приводит к снижению защитной способности, растрескиванию и отслоению покрытия [33]. В результате покрытие лишается термобарьерных и антиокислительных свойств и не препятствует коррозии материалов основы [27, 34]. Представленная статья посвящена данному виду коррозии – так называемой CMAS-коррозии.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

### CMAS-коррозия

Процесс CMAS-коррозии – это особый вид высокотемпературной коррозии, которому подвержены керамические материалы в условиях совместного действия пыли, золы и высоких температур, приводящих к их расплавлению и реакции с ТБП. Анализ отложений, образующихся в процессе коррозионного воздействия, показал, что они представляют собой кальций-магний-алюмосиликат (CMAS).

Первым упоминанием о CMAS-коррозии можно считать работу [35], в которой выявлены проблемы, вызванные отложением вулканического пепла на горячих частях газовых турбин. Хотя в упомянутой работе не испытывались детали с ТБП, ее авторы выявили деградацию, вызванную расплавленными отложениями, что привело к проведению дальнейших исследований в этой области. При введении контролируемых количеств вулканического пепла в горячие части двигателя установлено, что этот пепел плавится при температуре от 1090 до 1150 °С и оседает в виде отложений на поверхностях деталей. Считается, что данный вид коррозии происходит только при температуре >1150 °С, так как для CMAS-коррозии требуется наличие жидкой фазы (расплава) [36].

Дальнейшие исследования, проведенные на более современных двигателях, показали, что разрушение ТБП происходит при поглощении из воздуха песчаных частиц. В работе [37] проведено одно из первых исследований, показывающих, что ТБП легко разрушаются под действием расплавов песка и частиц стекла, а образующиеся при этом отложения впервые идентифицированы как CMAS. Следует отметить, что очень мелкие частицы (диаметром <10 мкм) могут проходить через сепаратор и попадать в горячую часть двигателя. Обычно они не обладают достаточной кинетической энергией, чтобы вызвать повреждение ТБП, однако они аэродинамически улавливаются газами и осаждаются на поверхности двигателя [38]. Установлено, что в большинстве случаев качественный состав образующегося осадка одинаков и содержит CaO, MgO,  $Al_2O_3$  и

SiO<sub>2</sub> [36]. Это означает, что компоненты CMAS присутствуют в обычной «пыли», а различаются лишь их соотношения. Когда эти компоненты смешиваются в определенной пропорции, они образуют эвтектический кальций-магний-алюмосиликат (CMAS). Температура плавления CMAS обычно составляет ~1240 °С, что намного меньше, чем у отдельных компонентов, которые сами по себе не вызывали бы проблем.

Помимо песка, пыли и пепла, источником CMAS может быть доломит – минерал, состоящий из карбонатов кальция и магния. Он был идентифицирован как наиболее распространенный компонент среди обнаруженных в газовых турбинах самолетов, летавших над Саудовской Аравией, и его наличие коррелирует со снижением производительности двигателей. Доломит легко образует CMAS в газовой турбине даже с небольшим количеством алюмосиликата, который также присутствует в большом количестве в том же регионе. Многие из этих вышеприведенных соединений обнаружены в местах, где CMAS-коррозия представляет наибольшую проблему для самолетов. Любое сочетание указанных выше минералов может привести к образованию смеси, вызывающей коррозию покрытия [39].

Исследование ТБП, полученных с помощью метода EB-PVD, показало, что они уязвимы к CMAS-коррозии из-за своей пористой структуры – расплав CMAS проникает в поры, приводя как к химическому, так и к микроструктурному разрушению покрытия [40]. Поскольку значения ТКЛР для CMAS и ТБП сильно различаются, то при затвердевании могут происходить разрушение столбчатой структуры покрытия, расслаивание, скалывание и отслоение керамического покрытия от связующего [38].

Детальное изучение коррозионного воздействия CMAS на ТБП, полученных с помощью метода EB-PVD, проведено в работах [41–43]. Композиция CMAS не плавилась, не проникала и не проявляла адгезии к покрытию при температуре <1230 °С, частичное плавление происходило при температуре 1235 °С, а полное – при 1240 °С. Наблюдалось, что расплав CMAS проникал вплоть до подложки, заметно разрушая термооксидный слой алюминия, что способствовало отслаиванию керамического покрытия. Проникновение на глубину 200 мкм в случае ТБП, полученных методом EB-PVD, заняло менее одной минуты даже при самой низкой температуре 1240 °С, при которой расплав CMAS остается жидким [41]. Поэтому следует ожидать, что расплав CMAS может проникать вглубь покрытия, достигая самой подложки еще до того, как он нагреется до максимальной температуры. Это объясняет, почему коррозия на разделе фаз «керамика/подложка» начинается сразу после плавления CMAS.

При исследовании деталей, используемых в полевых условиях, обнаружено, что глубина проникновения CMAS зависит от их расположения в двигателе и оказывает значительное влияние на отслаивание. При этом в глубоко пораженных областях наблюдаются множественные подповерхностные расслоения, исходящие из одной канальной трещины. Обнаружено также, что расположение отслоений преобладает на трех уровнях: непосредственно над связующим покрытием, рядом с нижней частью области, пропитанной CMAS, и чуть ниже поверхности.

Так, расслоения чуть ниже поверхности полностью заполняются CMAS, поэтому обычно отслаивающиеся фрагменты все еще имеют прочную адгезию к покрытию. Те, что примыкали к нижней части области проникновения CMAS, имели тенденцию к соединению друг с другом, вызывая растрескивание больших участков. Однако наибольшее влияние на долговечность ТБП оказывали расслоения чуть выше связующего покрытия.

Химический состав отложений CMAS варьируется в зависимости от глубины проникновения в ТБП, что указывает на существование нескольких стадий плавления и проникновения и согласуется со стохастическим характером поглощения и отложения кремнистого шлама [34]. Установлено, что сама структура CMAS меняется на глубине 150 мкм. На поверхности исследуемой детали структура CMAS аморфная, а по мере проникновения вглубь покрытия она становится кристаллической.

Максимальная рабочая температура ТБП потенциально ограничена CMAS-коррозией. Когда осадок CMAS плавится, он проникает вглубь покрытия через все открытые поры за счет капиллярного эффекта. При снижении температуры CMAS охлаждается и затвердевает, что приводит к увеличению модуля упругости всего пораженного участка [44]. Поскольку весь участок, пораженный CMAS, по сути, является цельной твердой структурой, он полностью теряет способность к деформации, а также возрастает его теплопроводность. Именно когда пораженная область подвергается быстрому охлаждению, расслаивание покрытия становится основным видом разрушения. Эта потеря способности к деформации является значительной проблемой для ТБП, так как делает их восприимчивыми к термомеханическому разрушению, вызванному термоциклированием, которому они подвергаются во время их обычного жизненного цикла. Термобарьерные покрытия, полученные как методом EB-PVD, так и методом APS, подвержены потере стойкости при деформации из-за пористых структур, необходимых для снижения их теплопроводности, а также для компенсации несоответствия коэффициента теплового расширения между ТБП и подложкой.

### Механизм CMAS-коррозии

Механизм разрушения, как было описано ранее, заключается в проникновении расплава CMAS в поры, что при его застывании приводит к образованию монолитной структуры покрытия с полной потерей способности к деформации. Изучение образцов ТБП, полученных методом EB-PVD и подвергшихся CMAS-коррозии, показало, что на основной протяженности «столбцы» оставались нетронутыми, хотя и были пропитаны расплавом CMAS, тогда как их вершины и граница раздела фаз «подложка/керамика» претерпевали значительную деградацию, как показано на рис. 3. Вершины «столбцов» полностью теряли свою форму и превращались в шаровидные частицы, встроенные в слой CMAS. Глубина пораженного участка увеличивалась при повышении температуры. При температуре 1240 °C участок шаровидных частиц углубился в покрытие всего на 14 мкм, в то время как при температуре 1400 °C – до ~42 мкм. Однако следует отметить, что общий вид разрушающегося участка не связан с температурой, а количество шаровидных частиц не увеличивалось с ее повышением. Все открытые поры в ТБП с любой структурой уязвимы к воздействию расплава CMAS из-за его высокой смачивающей способности, вследствие которой он способен быстро распространяться по поверхности и проникать вглубь покрытия. Скорость проникновения зависит от количества расплава, из чего можно сделать вывод о том, что на нее влияет кинетика плавления [43] и капиллярный поток внутрь среды [41, 45].

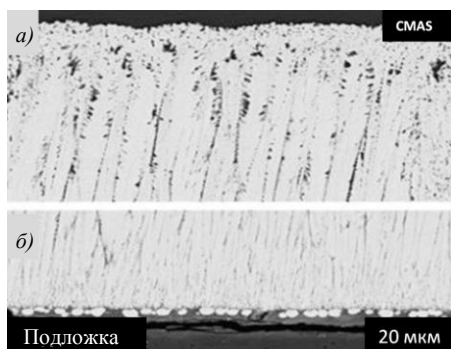


Рис. 3. Внешний вид подвергшихся CMAS-коррозии шлифов термобарьерного покрытия (ТБП), полученного с помощью метода электронно-лучевого физического осаждения из паровой фазы (EB-PVD), в верхней зоне реакции на границе «CMAS/керамическое покрытие», где видно образование глобулярных частиц (а), а также в нижней зоне реакции на границе «керамическое покрытие/подложка», где видно разрушение на подложке (б) [41]

Когда расплав CMAS охлаждается, он застывает, сплавляя кончики «столбцов», что приводит к потере способности покрытия деформироваться под напряжением, вызванным несоответствием коэффициентов теплового расширения керамического слоя и металлической подложки. Вследствие этого покрытие подвержено прогрессирующему расслоению, а со временем – к потере теплоизоляционных свойств и разрушению металлической подложки. При этом покрытие подвергается интенсивной химической коррозии со стороны расплава CMAS [41].

Условно механизм коррозионного воздействия расплава CMAS на ТБП можно разделить на два процесса расслаивания: физико-химический, связанный с капиллярными эффектами в ТБП и разницей значений ТКЛР между ним и отложениями CMAS, а также химический, связанный с растворимостью в расплаве CMAS компонентов керамического покрытия.

В работе [44] показано, что расслоение ТБП, полученных с помощью метода EB-PVD, под действием расплава CMAS происходит преимущественно по *mode I* (нагружение растяжением) по механизму «шокового охлаждения». Предложенный механизм основан на следующих положениях:

- при охлаждении ниже температуры плавления (1240 °C) смоченный расплавом CMAS слой покрытия приобретает композиционные термомеханические свойства, сравнимые со свойствами плотного (беспористого) керамического покрытия YSZ, вследствие того, что смесь CMAS, застывшая в «межстолбчатом» пространстве, занимает малую долю объема [46];

- при быстром охлаждении во время остановки двигателя, вследствие затвердевания расплава CMAS вблизи поверхности развиваются большие растягивающие напряжения [47];

- возникающее напряженное состояние сравнимо с состоянием, вызванным тонкой пленкой, обладающей остаточным натяжением и находящейся на толстой подложке [48, 49] с соответствующей склонностью к расслаиванию;

- растягивающие напряжения вызывают отслоение, которое распространяется параллельно поверхности на характерной глубине при условии стационарности трещинодвижущей силы, называемой также интенсивностью высвобождения упругой энергии или  $G$ -параметром [47, 49];

- при повторном нагреве выше температуры плавления CMAS расплав капиллярно затягивается, заполняя образовавшиеся полости.

В соответствии с описанным механизмом разрушение покрытия может быть следствием кумулятивного эффекта отслоения материала, вызванного термоциклированием.

При достижении комнатной температуры может возникнуть дополнительный механизм. В этом случае в застывшем слое расплава CMAS из-за высокого модуля упругости и низкого ТКЛР (по сравнению с подложкой) развивается высокое сжимающее напряжение. При наличии внутренней кромки (например, горизонтальной перемычки между «столбцами», вызванной спеканием) напряжение может частично релаксироваться параллельно подложке (рис. 4) [50]. Возникающие при этом деформации приводят к изгибу «столбцов» ТБП ниже смоченного расплавом CMAS слоя, что способствует их растрескиванию в указанных областях. Более того, при расслоении, исходящем от «кромки», развивается трещинодвижущая сила, достигая критического значения  $G_c$  – параметра, являющегося критерием разрушения материала. Если трещинодвижущая сила достаточно велика, то в определенной области может произойти полное отслоение керамического покрытия. Хотя докритические расслоения такого типа на данный момент не обнаружены, такой механизм мог бы объяснить сколы на большой площади.

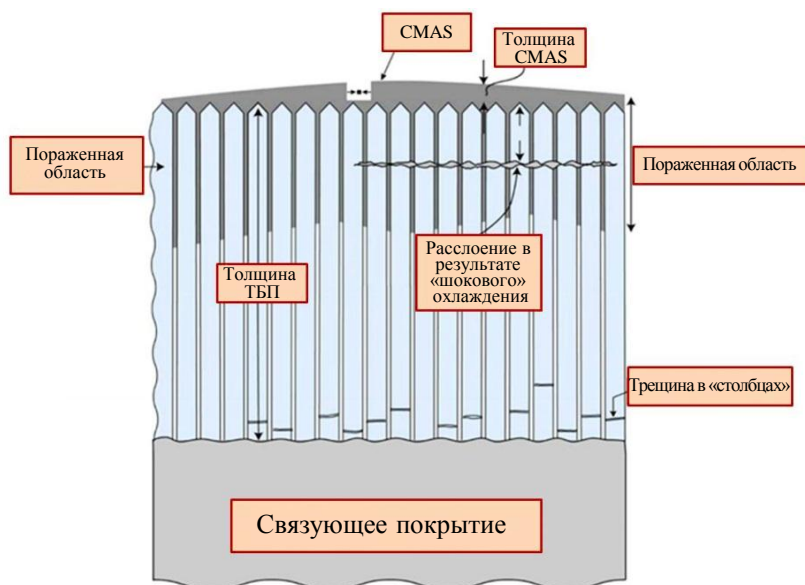


Рис. 4. Схематическое изображение термобарьерного покрытия (ТБП) при CMAS-коррозии [44]

Химическое воздействие расплава CMAS на ТБП может приводить к растворению компонентов керамического слоя – например, оксидов циркония и иттрия, на границах зерен [37]. При превышении предела растворимости оксида циркония образуется мелкозернистая фаза, обедненная оксидом иттрия. Вследствие химического воздействия может происходить истончение керамического слоя ТБП и вскрытие внутренних пор. Данный механизм во многом аналогичен механизму «флюсования», описанному для высокотемпературной солевой коррозии жаропрочных сплавов [51]. Следует отметить, что химическое воздействие расплава CMAS может сильно меняться в зависимости от состава керамического слоя, так как последний может быть чувствителен к разным компонентам расплава CMAS. Так, в случае с покрытием  $\text{Hf}_6\text{Ta}_2\text{O}_{17}$  [52], обладающим высокой устойчивостью к CMAS-коррозии, наиболее коррозионно-активным компонентом, очевидно, является кальций, который может образовывать с компонентами покрытия соединение  $\text{Ca}_x\text{Hf}_{6-x}\text{Ta}_2\text{O}_{17-x}$  при температуре 1250 °С или  $\text{CaTa}_2\text{O}_6$  – при 1300–1400 °С. В меньшей степени коррозионной активностью обладают соединения кремния, которые при температуре 1250 °С могут взаимодействовать с покрытием с образованием соединения  $\text{HfSiO}_4$ . Продуктов взаимодействия покрытия с алюминием и магнием не обнаружено. В описанном случае немаловажным является то, что с ростом температуры меняется состав продуктов коррозии, что напрямую влияет на защитный механизм ТБП. Если при меньших температурах (1250 °С) низкая скорость коррозии обеспечивается увеличением вязкости расплава CMAS и низкой скоростью диффузии кальция через покрытие, то при более высоких температурах – низкой растворимостью продуктов коррозии в расплаве CMAS. Таким образом, механизм химического воздействия зависит как от состава ТБП, так и от температуры, в связи с чем требуется его уточнение в каждом конкретном случае.

### Испытания на CMAS-коррозию

В статье [53] на CMAS-коррозию испытывали ТБП на основе керамики YSZ, нанесенное методом плазменного распыления на подложку из никелевого жаропрочного сплава. Толщина ТБП составляла 450 мкм. Подложка растворялась в соляной кислоте, так как она не выдерживает температур >1150 °С. Коррозионная среда (расплав

CMAS) имела следующий состав, в % (мольн.):  $33\text{CaO}-9\text{MgO}-13\text{Al}_2\text{O}_3-45\text{SiO}_2$ . К этим четырем компонентам добавляли деионизованную воду, после чего производили мокрый помол в течение 20 ч до образования однородного порошка. Смесь сушили в сушильном шкафу в течение 12 ч при температуре 120 °С, после чего проводили сухой помол в течение 4 ч. Порошок помещали в платиновый тигель и нагревали в муфельной печи до температуры 1400 °С и выдерживали при данной температуре в течение 4 ч, после чего его остужали до комнатной температуры. Образовавшееся CMAS-стекло тщательно перемалывали в ступке, после чего полученный порошок просеивали через сито 500 меш (размер ячейки 0,03 мм). Перемолотый CMAS-порошок смешивали с этиловым спиртом, получая густую пасту, которую затем наносили на ТБП.

Выделены две партии образцов: экспериментальная и контрольная. На образцы экспериментальной партии кисточкой наносили слой CMAS-пасты с солевой нагрузкой 25 мг/см<sup>2</sup>. Коррозионные испытания проводили в муфельной печи при температуре 1400 °С по аналогии с процессом, представленным в работе [54]. Скорость нагрева составляла 5 °С/мин, экспозиция: 0, 4, 8, 12 и 24 ч. Затем образцы остужали до комнатной температуры, а спустя 10 ч после эксперимента делали шлиф среза поверхности. С помощью сканирующей электронной микроскопии изучали микроморфологию поверхности, а с помощью рентгеноспектрального микроанализа определяли элементное распределение в областях, подверженных коррозии.

В статье [55] применяли более простой метод приготовления расплава CMAS. Исследование проводили на ТБП на основе керамики YSZ, полученной методом EB-PVD и нанесенной на образцы из жаропрочного никелевого сплава с промежуточным подслоем из алюминия. Образцы CMAS готовили путем спрессовывания смеси оксидов в вышеприведенном мольном соотношении в таблетки диаметром 6 мм. Таким образом, оксиды не подвергали перемалыванию и сплавлению при приготовлении образцов CMAS. Полученные таблетки клали на поверхность образцов с ТБП, нагревали до 1250 °С со скоростью 6 °С /мин и выдерживали при этой температуре в течение 1 мин, 4 ч или 16 ч, после чего охлаждали с той же скоростью.

Приведенные примеры позволяют выделить основные закономерности при проведении коррозионных исследований. В большинстве случаев при испытаниях на CMAS-коррозию используют состав с мольным соотношением компонентов  $\text{CaO}:\text{MgO}:\text{Al}_2\text{O}_3:\text{SiO}_2$ , равным 33:9:13:45. Однако это не является общим правилом, и могут использоваться другие соотношения компонентов. Например, в работе [56] расплав CMAS имеет состав, в % (мольн.):  $38\text{CaO}-5\text{MgO}-8\text{AlO}_{1,5}-49\text{SiO}_2$ . Помимо этого, в качестве коррозионной среды может использоваться смесь CMAS с другими веществами [57]. Существенно могут различаться и способы изготовления – в частности, процесс приготовления может иметь один или несколько следующих этапов в разных сочетаниях: смешение (сухое или влажное), помол (сухой или влажный) в шаровой или планетарной мельнице, сушка, синтез CMAS-стекла при температуре от 1300 [52] до 1550 °С [57] с последующим измельчением до состояния порошка. На образцы наносят CMAS в виде порошка, пасты или таблетки из спрессованного порошка. Солевая нагрузка может варьироваться в широких пределах – от 10 [45] до 50 мг/см<sup>2</sup> [56]. Нижний температурный предел проведения коррозионных испытаний теоретически ограничен температурой плавления CMAS, хотя известны случаи, когда CMAS-коррозию наблюдали и при более низких температурах [58]. Чаще всего испытания проводят в интервале температур от 1250 до 1400 °С. Продолжительность испытаний ничем не регламентирована и может варьироваться от нескольких минут до 100 ч [52]. Приведенные данные свидетельствуют об отсутствии не только единой методики и подходов к проведению испытаний на CMAS-коррозию, но и их стандартизации.

### Заключения

Процесс CMAS-коррозии представляет серьезную проблему для долгосрочной эксплуатации деталей с ТБП и является ограничивающим фактором при повышении рабочей температуры и тем самым – производительности ГТД. Исходя из состава расплава CMAS, можно сделать вывод, что индуцированный им вид коррозии наиболее актуален для двигателей, эксплуатируемых в районах пустынь и/или вулканической активности. Однако недавние наблюдения показали, что поражения, характерные для CMAS-коррозии, обнаруживаются и на морских ГТД. Очевидно, что для данных двигателей менее характерен контакт с основными источниками CMAS-коррозии, такими как песок, пепел, пыль. Более того, морские ГТД обычно эксплуатируются при температурах меньше температуры плавления CMAS. Связано это, по-видимому, с присутствием в коррозионной среде соединений натрия, серы и ванадия в виде NaCl, Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> и V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>. Эти соединения присутствуют также при высокотемпературной солевой коррозии, которая всесторонне изучена для жаропрочных сплавов. В случае с CMAS-коррозией они, помимо прочего, могут снижать температуру плавления и вязкость расплава CMAS, благодаря чему возникает синергетический эффект. Следует отметить, что для обоих видов коррозии необходимо наличие жидкой фазы в виде расплава, наблюдается и схожесть химического воздействия на материал [51, 58]. В результате в случае керамических материалов оба вида коррозии следует рассматривать как частные случаи более общего явления – высокотемпературной оксидной коррозии (ВТОК).

Для изучения ВТОК требуется проведение всесторонних и систематических исследований для разных типов ТБП в широком интервале температур. Для этого необходимо уточнение влияния на механизм коррозии соединений, которые при эксплуатации ГТД могут образовывать жидкую фазу и/или оксиды (CMAS, Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, NaCl и др.), а также их сочетаний. Сдерживающим фактором является отсутствие стандартных методик проведения коррозионных испытаний. Все эти направления актуальны для существующих и тем более для перспективных керамических материалов, используемых в авиации и морской технике. В настоящее время происходит переоценка значимости ВТОК для сохранения эксплуатационных характеристик ГТД, о чем свидетельствует резкое увеличение работ по CMAS-коррозии в последние годы. В США вопросами ВТОК занимаются со времен войны в Персидском заливе, в последние годы данное направление активно развивается в КНР. В то же время по данной тематике практически полностью отсутствуют работы исследователей из России [59], что может негативно отразиться на развитии керамических материалов в нашей стране.

### Список источников

1. Miller R.A. Thermal barrier coatings for aircraft engines: history and directions // *Journal of thermal spraying*. 1997. Vol. 6. P. 35–43.
2. Zhang W.W., Li G.R., Zhang Q., Yang G.J. Epitaxial growth and cracking of highly tough 7YSZ splats by thermal spray technology // *Journal of Advanced Ceramics*. 2017. Vol. 6. P. 230–239.
3. Li G.R. Strain-induced stiffness-dependent structural changes and the associated failure mechanism in TBCs // *Journal of Advanced Ceramics*. 2017. Vol. 37. P. 3609–3621.
4. Wright P.K., Evans A.G. Mechanisms governing the performance of thermal barrier coatings // *Current opinion in solid state and material science*. 1999. Vol. 4. P. 255–265.
5. Evans A.G., Mumm D.R., Hutchinson J.W. et al. Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings // *Progress in material science*. 2001. Vol. 5. P. 505–553.
6. Padture N.P. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications // *Science*. 2002. Vol. 6. P. 280–284.
7. Levi C.G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems // *Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004. Vol. 8. P. 77–91.

8. Schafrik R., Sprague R. Saga of gas turbine materials Part I // *Advanced Materials and Processes*. 2004. Vol. 5. P. 29–33.
9. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // *Металлы*. 2012. № 1. С. 5–13. DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-17-24.
10. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № 5. С. 60–70.
11. Zhou Y.C., Liu Q.X., Yang L. Failure mechanisms and life predictions of thermal barrier coating // *Acta Mechanica Solida Sinica*. 2010. Vol. 31. P. 504–531.
12. Clarke D.R., Oechsner M., Padture N.P. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines // *Materials research society*. 2012. Vol. 37. P. 891–898.
13. Darolia R. Thermal barrier coatings technology: critical review, progress update, remaining challenges and prospects // *International Materials Reviews*. 2013. Vol. 58. P. 315–348.
14. Peng H., Wang L., Guo L. et al. Degradation of EB-PVD thermal barrier coatings caused by CMAS deposits // *Progress in Natural Science: Materials International*. 2012. Vol. 22. P. 461–464.
15. Meier S., Gupta D., Sheffler K. Ceramic thermal barrier coatings for commercial gas turbine engines // *The Journal of The Minerals*. 1991. Vol. 43. P. 50–53.
16. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Теплозащитные покрытия с керамическим слоем пониженной теплопроводности на основе оксида циркония для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // *Современные достижения в области создания перспективных неметаллических композиционных материалов и покрытий для авиационной и космической техники*. М.: ВИАМ, 2015. С. 3.
17. Каблов Е.Н., Доронин О.Н., Артеменко Н.И., Стехов П.А., Мараховский П.С., Столярова В.Л. Исследование физико-химических свойств керамики на основе системы  $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$  для разработки перспективных теплозащитных покрытий // *Журнал неорганической химии*. 2020. Т. 65. № 6. С. 846–855. DOI: 10.31857/S0044457X20060070.
18. Лощинин Ю.В., Будиновский С.А., Размахов М.Г. Теплопроводность теплозащитных легированных оксидами РЗМ покрытий  $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$ , полученных магнетронным нанесением // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 42–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-42-49.
19. Соколов А.В., Дейнега Г.И., Кузьмина Н.А. Влияние добавки  $\text{Sc}_2\text{O}_3$  на температуру спекания и свойства оксидной керамики системы  $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$  // *Авиационные материалы и технологии*. 2020. № 1 (58). С. 64–69. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-64-69.
20. Stiger M.J., Yanar N.M., Topping M.G. et al. Thermal Barrier Coatings for the 21st Century // *Zeitschrift fur Metallkunde*. 1999. Vol. 90. P. 1–37.
21. Jadhav A.D., Padture N.P., Jordan E.H. et al. Low-thermal-conductivity plasma-sprayed thermal barrier coatings with engineered microstructures // *Acta Materialia*. 2006. Vol. 6. P. 3343–3349.
22. Schulz U., Fritscher K., Peters M. EB-PVD  $\text{Y}_2\text{O}_3$ - and  $\text{CeO}_2\text{Y}_2\text{O}_3$ -stabilized zirconia thermal barrier coatings – crystal habit and phase composition // *Surface and Coatings Technology*. 1996. Vol. 82. P. 259–269.
23. Доронин О.Н., Артеменко Н.И., Стехов П.А., Воронов В.А. Нанесение керамических слоев теплозащитных покрытий на основе систем  $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$  и  $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$  // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 3 (68). Ст. 10. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 24.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-3-108-119.
24. Sampath S., Schulz U., Jarligo M.O., Kuroda S. Processing science of advanced thermal-barrier systems // *MRS Bulletin*. 2012. Vol. 37. P. 903–910.
25. Lugscheider E., Bobzin K., Bärwulf S., Eitzkorn A. Mechanical properties of EB-PVD-thermal barrier coatings by nanoindentation // *Surface and Coatings Technology*. 2001. Vol. 138. P. 9–13.
26. Drexler J.M., Chen C.H., Gledhill A.D. et al. Plasma sprayed gadolinium zirconate thermal barrier coatings that are resistant to damage by molten Ca–Mg–Al-silicate glass // *Surface and Coatings Technology*. 2012. Vol. 206. P. 3911–3916.
27. Wu J., Guo H., Gao Y., Gong S. Microstructure and thermo-physical properties of yttria stabilized zirconia coatings with CMAS deposits // *Journal of the European Ceramic Society*. 2011. Vol. 31. P. 1881–1888.

28. Niranatlumpong P., Ponton C.B., Evans H.E. The Failure of Protective Oxides on Plasma-Sprayed NiCrAlY Overlay Coatings // *Oxidation of Metals*. 2000. Vol. 53. P. 241–258.
29. Kooparkping T., Damrongrat S., Niranatlumpong P. Al-rich precipitation in CoNiCrAlY bond-coat at high temperature // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2005. Vol. 14. P. 264–267.
30. Mumm D.R., Evans A.G., Spitsberg I.T. Characterization of a cyclic displacement instability for a thermally grown oxide in a thermal barrier system // *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. P. 2329–2340.
31. Chen W.R. The growth and influence of thermally grown oxide in a thermal barrier coating // *Surface and Coatings Technology*. 2006. Vol. 201. P. 1074–1079.
32. 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*. 2003. Vol. 351. P. 244–257.
33. Wiesner V.L., Bansal N.P. Mechanical and thermal properties of calcium–magnesium aluminosilicate (CMAS) glass // *Journal of the European Ceramic Society*, 2005. Vol. 35. P. 2907–2914.
34. Kramer S., Faulhaber S., Chambers M. et al. Mechanisms of cracking and delamination within thick thermal barrier systems in aero-engines subject to calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS) penetration // *Materials Science and Engineering: A*. 2008. Vol. 490. P. 26–35.
35. Kim J., Dunn M., Baran A. et al. Deposition of volcanic materials in the hot sections of two gas turbine engines // *The Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. 1993. Vol. 115. P. 641–651.
36. Borom M., Johnson C., Peluso L. Role of environmental deposits and operating surface temperature in spallation of air plasma sprayed thermal barrier coatings // *Surface and Coatings Technology*. 1996. Vol. 86. P. 116–126.
37. Stott F., Wet D., Taylor R. The effects of molten silicate deposits in the stability of the thermal barrier coatings for turbine applications at very high temperatures // *3rd International SAMPE Metal Conference*. 1992. Vol. 3. P. M92–M101.
38. Strangman T., Raybould D., Jamell A., Baker W. Damage mechanisms, life prediction and development of EB-PVD thermal barrier coatings for turbine airfoils // *Surface and Coatings Technology*. 2007. Vol. 202. P. 658–664.
39. Mackenzie J., Canil D. Volatile heavy metal mobility in silicate liquids: implications for volcanic degassing and eruption prediction // *Earth and Planetary Science Letters*. 2008. Vol. 269. P. 488–496.
40. Leyen P., Schulz U., Pint B., Wright I. Influence of EB-PVD TBC microstructure on thermal barrier coating system performance under cyclic oxidation conditions // *Surface and Coatings Technology*. 1999. Vol. 6. P. 280–284.
41. Kramer S., Yang J., Levi C. Thermochemical interaction of thermal barrier coatings with CMAS deposits // *Journal of the American Ceramic Society*. 2006. Vol. 89. P. 3167–3175.
42. Grant K., Kramer S., Lofvander J., Levi C. CMAS degradation of environmental barrier coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2007. Vol. 202. P. 653–657.
43. Kramer S., Yang J., Levi C. Infiltration-inhibiting reaction of gadolinium zirconate thermal barrier coatings with CMAS melts // *Journal of the American ceramic society*. 2008. Vol. 91. P. 576–583.
44. Mercer C., Faulhaber S., Evans A., Darolia R. A delamination mechanism for the thermal barrier coatings subject to CMAS infiltration // *Acta Materialia*. 2005. Vol. 53. P. 1029–1039.
45. Guo L., Li G., Gan L. Effects of surface roughness on CMAS corrosion behavior for thermal barrier coating applications // *Journal of Advanced Ceramics Society*. 2020. Vol. 10. P. 472–481.
46. Watanabe M., Mercer C., Levi C.G., Evans A.G. On a Ferroelastic Mechanism Governing The Toughness of Metastable Tetragonal-Prime Ytria-Stabilized Zirconia // *Acta Materialis*. 2004. Vol. 52. P. 1479–1487.
47. Zhao L.G., Lu T.J., Fleck N.A. Crack channeling and spalling in a plate due to thermal shock loading // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2000. Vol. 48. P. 867–897.
48. Suo Z., Hutchinson J.W. Steady-state cracking in brittle substrates beneath adherent films // *International Journal of Solids and Structures*. 1989. Vol. 25. P. 1337–1487.

49. Drory M.D., Thouless M.D., Evans A.G. On the decohesion of residually stressed thin films // *Acta Metallurgica*. 1988. Vol. 36. P. 2019–2028.
50. Chen X., Wang R., Yao N. et al. Foreign object damage in a thermal barrier system: mechanisms and simulations // *Materials Science and Engineering*. 2002. Vol. 352. No. 1–2. P. 221–231.
51. 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> (дата обращения: 24.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134.
52. Liu S., Liu Q., Hu X. et al. CMAS corrosion resistance behavior and mechanism of  $\text{Hf}_6\text{Ta}_2\text{O}_{17}$  ceramic as potential material for thermal barrier coatings // *Coatings*, 2023. Vol. 13. Article 404.
53. Li D., Jiang P., Gao R. et al. Experimental and numerical investigation on the thermal and mechanical behaviours of thermal barrier coatings exposed to CMAS corrosion // *Journal of Advanced Ceramics*. 2021. Vol. 10. P. 551–564.
54. DeWet D.J., Taylor R., Stott F.H. Corrosion mechanisms of  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$  thermal barrier coatings in the presence of molten middle-east sand // *Journal de physique. IV, Colloque*. 1993. Vol. 3. P. 655–663.
55. Zhao H., Levi C.G., Haydn N.G.W. Molten silicate interactions with thermal barrier coatings // *Surface and coatings Technology*. 2014. Vol. 251. P. 74–86.
56. Zhang Q., Zhang X., Ma Zh. et al. Water vapor and CMAS corrosion tests of  $\text{Y}_2\text{SiO}_5/\text{Si}$  thermal and environmental barrier coating // *Heliyon*. 2022. Vol. 8. Art. e10262. DOI: 10.1016/j.heliyon.2022.e10262.
57. Guo L., Xin H., Hu Ch. Comparison of  $\text{NaVO}_3$ +CMAS mixture and CMAS corrosion to thermal barrier coatings // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 177. Art. 108968. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108968.
58. Shifler D.A., Choi S.R. CMAS effects on ship gas-turbine components/materials // *Proceedings of ASME Turbo Expo: Turbomachinery Technical Conference and Exposition*, 2018. Art. GT2018-75865. DOI: 10.1115/GT2018-75865.
59. Будиновский С.А., Стехов П.А., Доронин О.Н., Артеменко Н.И. Основные механизмы разрушения керамического слоя теплозащитных покрытий (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2019. № 2 (74). Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 24.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-2-105-112.

### References

1. Miller R.A. Thermal barrier coatings for aircraft engines: history and directions. *Journal of thermal spraying*, 1997, vol. 6, pp. 35–43.
2. Zhang W.W., Li G.R., Zhang Q., Yang G.J. Epitaxial growth and cracking of highly tough 7YSZ splats by thermal spray technology. *Journal of Advanced Ceramics*, 2017, vol. 6, pp. 230–239.
3. Li G.R. Strain-induced stiffness-dependent structural changes and the associated failure mechanism in TBCs. *Journal of Advanced Ceramics*, 2017, vol. 37, pp. 3609–3621.
4. Wright P.K., Evans A.G. Mechanisms governing the performance of thermal barrier coatings. *Current opinion in solid state and material science*, 1999, vol. 4, pp. 255–265.
5. Evans A.G., Mumm D.R., Hutchinson J.W. et al. Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings. *Progress in material science*, 2001, vol. 5, pp. 505–553.
6. Padture N.P. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications. *Science*, 2002, vol. 6, pp. 280–284.
7. Levi C.G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems. *Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, vol. 8, pp. 77–91.
8. Schafrik R., Sprague R. Saga of gas turbine materials Part I. *Advanced Materials and Processes*, 2004, vol. 5, pp. 29–33.
9. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Heat-shielding coatings for high-pressure turbine blades of promising gas turbine engines. *Metally*, 2012, no. 1, pp. 5–13. DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-17-24.

10. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Heat resisting and heat-protective coverings for turbine blades of high pressure of perspective GTE. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2012, no. S, pp. 60–70.
11. Zhou Y.C., Liu Q.X., Yang L. Failure mechanisms and life predictions of thermal barrier coating. *Acta Mechanica Solida Sinica*, 2010, vol. 31, pp. 504–531.
12. Clarke D.R., Oechsner M., Padture N.P. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines. *Materials research society*, 2012, vol. 37, pp. 891–898.
13. Darolia R. Thermal barrier coatings technology: critical review, progress update, remaining challenges and prospects. *International Materials Reviews*, 2013, vol. 58, pp. 315–348.
14. Peng H., Wang L., Guo L. et al. Degradation of EB-PVD thermal barrier coatings caused by CMAS deposits. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2012, vol. 22, pp. 461–464.
15. Meier S., Gupta D., Sheffler K. Ceramic thermal barrier coatings for commercial gas turbine engines. *The Journal of the Minerals*, 1991, vol. 43, pp. 50–53.
16. Kablov E.N., Muboyadzhyan S.A. Heat-shielding coatings with a ceramic layer of low thermal conductivity based on zirconium oxide for high-pressure turbine blades of promising gas turbine engines. *Modern achievements in the field of creating promising non-metallic composite materials and coatings for aviation and space technology*. Moscow: VIAM, 2015, p. 3.
17. Kablov E.N., Doronin O.N., Artemenko N.I., Stekhov P.A., Marakhovsky P.S., Stolyarova V.L. Study of the physicochemical properties of ceramics based on the  $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$  system for the development of advanced heat-shielding coatings. *Zhurnal neorganicheskoy khimii*, 2020, vol. 65, no. 6, pp. 846–855. DOI: 10.31857/S0044457X20060070.
18. Loshchinin Yu.V., Budinovskiy S.A., Razmakhov M.G. Heat conductivity of heat-protective coatings  $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$  alloyed by REM oxides obtained by magnetron application. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2018, no. 3, pp. 42–49. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-42-49.
19. Sokolov A.V., Deynega G.I., Kuzmina N.A. Influence of  $\text{Sc}_2\text{O}_3$  additive on sintering temperature and properties of  $\text{ZrO}_2\text{--Y}_2\text{O}_3$  system oxide ceramics. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 64–69. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-64-69.
20. Stiger M.J., Yanar N.M., Topping M.G. et al. Thermal Barrier Coatings for the 21st Century. *Zeitschrift fur Metallkunde*, 1999, vol. 90, pp. 1–37.
21. Jadhav A.D., Padture N.P., Jordan E.H. et al. Low-thermal-conductivity plasma-sprayed thermal barrier coatings with engineered microstructures. *Acta Materialia*, 2006, vol. 6, pp. 3343–3349.
22. Schulz U., Fritscher K., Peters M. EB-PVD  $\text{Y}_2\text{O}_3$ - and  $\text{CeO}_2\text{Y}_2\text{O}_3$ -stabilized zirconia thermal barrier coatings – crystal habit and phase composition. *Surface and Coatings Technology*, 1996, vol. 82, pp. 259–269.
23. Doronin O.N., Artemenko N.I., Stekhov P.A., Voronov V.A. Deposition of ceramic layers of heat protection coatings based on the system  $\text{Gd}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--HfO}_2$  and  $\text{Sm}_2\text{O}_3\text{--Y}_2\text{O}_3\text{--HfO}_2$ . *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 1 (66), paper no. 10. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 24, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-1-129-142.
24. Sampath S., Schulz U., Jarligo M.O., Kuroda S. Processing science of advanced thermal-barrier systems. *MRS Bulletin*, 2012, vol. 37, pp. 903–910.
25. Lugscheider E., Bobzin K., Bärwulf S., Eitzkorn A. Mechanical properties of EB-PVD-thermal barrier coatings by nanoindentation. *Surface and Coatings Technology*, 2001, vol. 138, pp. 9–13.
26. Drexler J.M., Chen C.H., Gledhill A.D. et al. Plasma sprayed gadolinium zirconate thermal barrier coatings that are resistant to damage by molten Ca–Mg–Al-silicate glass. *Surface and Coatings Technology*, 2012, vol. 206, pp. 3911–3916.
27. Wu J., Guo H., Gao Y., Gong S. Microstructure and thermo-physical properties of yttria stabilized zirconia coatings with CMAS deposits. *Journal of the European Ceramic Society*, 2011, vol. 31, pp. 1881–1888.
28. Niranatlumpong P., Ponton C.B., Evans H.E. The Failure of Protective Oxides on Plasma-Sprayed NiCrAlY Overlay Coatings. *Oxidation of Metals*, 2000, vol. 53, pp. 241–258.
29. Koomparkping T., Damrongrat S., Niranatlumpong P. Al-rich precipitation in CoNiCrAlY bond-coat at high temperature. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2005, vol. 14, pp. 264–267.
30. Mumm D.R., Evans A.G., Spitsberg I.T. Characterization of a cyclic displacement instability for a thermally grown oxide in a thermal barrier system. *Acta Materialia*, 2001, vol. 49, pp. 2329–2340.

31. Chen W.R. The growth and influence of thermally grown oxide in a thermal barrier coating. *Surface and Coatings Technology*, 2006, vol. 201, pp. 1074–1079.
32. 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*, 2003, vol. 351, pp. 244–257.
33. Wiesner V.L., Bansal N.P. Mechanical and thermal properties of calcium–magnesium aluminosilicate (CMAS) glass. *Journal of the European Ceramic Society*, 2005, vol. 35, pp. 2907–2914.
34. Kramer S., Faulhaber S., Chambers M. et al. Mechanisms of cracking and delamination within thick thermal barrier systems in aero-engines subject to calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS) penetration. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 490, pp. 26–35.
35. Kim J., Dunn M., Baran A. et al. Deposition of volcanic materials in the hot sections of two gas turbine engines. *The Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 1993, vol. 155, pp. 641–651.
36. Borom M., Johnson C., Peluso L. Role of environmental deposits and operating surface temperature in spallation of air plasma sprayed thermal barrier coatings. *Surface and Coatings Technology*, 1996, vol. 86, pp. 116–126.
37. Stott F., Wet D., Taylor R. The effects of molten silicate deposits in the stability of the thermal barrier coatings for turbine applications at very high temperatures. *3rd International SAMPE Metal Conference*, 1992, vol. 3, pp. M92–M101.
38. Strangman T., Raybould D., Jamell A., Baker W. Damage mechanisms, life prediction and development of EB-PVD thermal barrier coatings for turbine airfoils. *Surface and Coatings Technology*, 2007, vol. 202, pp. 658–664.
39. Mackenzie J., Canil D. Volatile heavy metal mobility in silicate liquids: implications for volcanic degassing and eruption prediction. *Earth and Planetary Science Letters*, 2008, vol. 269, pp. 488–496.
40. Leyen P., Schulz U., Pint B., Wright I. Influence of EB-PVD TBC microstructure on thermal barrier coating system performance under cyclic oxidation conditions. *Surface and Coatings Technology*, 1999, vol. 6, pp. 280–284.
41. Kramer S., Yang J., Levi C. Thermochemical interaction of thermal barrier coatings with CMAS deposits. *Journal of the American Ceramic Society*, 2006, vol. 89, pp. 3167–3175.
42. Grant K., Kramer S., Lofvander J., Levi C. CMAS degradation of environmental barrier coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2007, vol. 202, pp. 653–657.
43. Kramer S., Yang J., Levi C. Infiltration-inhibiting reaction of gadolinium zirconate thermal barrier coatings with CMAS melts. *Journal of the American ceramic society*, 2008, vol. 91, pp. 576–583.
44. Mercer C., Faulhaber S., Evans A., Darolia R. A delamination mechanism for the thermal barrier coatings subject to CMAS infiltration. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, pp. 1029–1039.
45. Guo L., Li G., Gan L. Effects of surface roughness on CMAS corrosion behavior for thermal barrier coating applications. *Journal of Advanced Ceramics Society*, 2020, vol. 10, pp. 472–481.
46. Watanabe M., Mercer C., Levi C.G., Evans A.G. On a Ferroelastic Mechanism Governing The Toughness of Metastable Tetragonal-Prime Yttria-Stabilized Zirconia. *Acta Materialis*, 2004, vol. 52, pp. 1479–1487.
47. Zhao L.G., Lu T.J., Fleck N.A. Crack channeling and spalling in a plate due to thermal shock loading. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2000, vol. 48, pp. 867–897.
48. Suo Z., Hutchinson J.W. Steady-state cracking in brittle. substrates beneath adherent films. *International Journal of Solids and Structures*, 1989, vol. 25, pp. 1337–1487.
49. Drory M.D., Thouless M.D., Evans A.G. On the decohesion of residually stressed thin films. *Acta Metallurgica*, 1988, vol. 36, pp. 2019–2028.
50. Chen X., Wang R., Yao N. et al. Foreign object damage in a thermal barrier system: mechanisms and simulations // *Materials Science and Engineering*. 2002, vol. 352, no. 1–2, pp. 221–231.
51. Zavarzin S.V., Oglodkov M.S., Chesnokov D.V., Kozlov I.A. Hot corrosion and protection of materials of gas turbine engines (review). *Trudy VIAM*, 2018, no. 3 (109), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 24, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-3-121-134.

52. Liu S., Liu Q., Hu X. et al. CMAS corrosion resistance behavior and mechanism of  $\text{Hf}_6\text{Ta}_2\text{O}_{17}$  ceramic as potential material for thermal barrier coatings. *Coatings*, 2023, vol. 13, art. 404.
53. Li D., Jiang P., Gao R. et al. Experimental and numerical investigation on the thermal and mechanical behaviours of thermal barrier coatings exposed to CMAS corrosion. *Journal of Advanced Ceramics*, 2021, vol. 10, pp. 551–564.
54. DeWet D.J., Taylor R., Stott F.H. Corrosion mechanisms of  $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$  thermal barrier coatings in the presence of molten middle-east sand. *Journal de physique. IV, Colloque*, 1993, vol. 3, pp. 655–663.
55. Zhao H., Levi C.G., Haydn N.G.W. Molten silicate interactions with thermal barrier coatings. *Surface and coatings Technology*, 2014, vol. 251, pp. 74–86.
56. Zhang Q., Zhang X., Ma Zh. et al. Water vapor and CMAS corrosion tests of  $\text{Y}_2\text{SiO}_5/\text{Si}$  thermal and environmental barrier coating. *Heliyon*, 2022, vol. 8, art. e10262. DOI: 10.1016/j.heliyon.2022.e10262.
57. Guo L., Xin H., Hu Ch. Comparison of  $\text{NaVO}_3$ +CMAS mixture and CMAS corrosion to thermal barrier coatings. *Corrosion Science*, 2020, vol. 177, art. 108968. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108968.
58. Shifler D.A., Choi S.R. CMAS effects on ship gas-turbine components/materials. *Proceedings of ASME Turbo Expo: Turbomachinery Technical Conference and Exposition*, 2018, art. GT2018-75865. DOI: 10.1115/GT2018-75865.
59. Budinovskiy S.A., Stekhov P.A., Doronin O.N., Artemenko N.I. Main mechanisms of destruction of the ceramic layer of thermal barrier coatings (review). *Trudy VIAM*, 2019, no. 2 (74), paper no. 11. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 24, 2023). DOI: 10.18577 / 2307-6046-2019-0-2-105-112.

**Информация об авторах**

**Толмачев Ян Вячеславович**, техник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

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

**Лощинина Анна Олеговна**, инженер 2 категории, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Князев Андрей Вадимович**, начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

**Information about the authors**

**Yan V. Tolmachev**, Technician, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

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

**Anna O. Loshchinina**, Second Category Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

**Andrey V. Knyazev**, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 12.05.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 17.05.2023.

The article was submitted 12.05.2023; approved and accepted for publication after reviewing 17.05.2023.