

УДК 629.7.023.224

Д.А. Мовенко<sup>1</sup>, П.Н. Медведев<sup>1</sup>

## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ ОКИСЛЕНИИ СОЕДИНИТЕЛЬНЫХ СЛОЕВ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ MCrAlY (обзор)

DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-50-60

*Изучено состояние вопроса изменения структуры жаростойких слоев теплозащитных покрытий MCrAlY при изотермическом окислении. Показано влияние методов нанесения покрытий на их структуру во время длительного окисления. Приведены критерии оценки срока службы теплозащитных покрытий с жаростойким слоем MCrAlY. Представлены сведения о влиянии состава и морфологии термостимулированной оксидной зоны на интенсивность окисления жаростойкого слоя и его адгезию с жаростойким слоем теплозащитного покрытия.*

**Ключевые слова:** теплозащитное покрытие, жаростойкий слой, термостимулированная оксидная зона, изотермическое окисление, эволюция микроструктуры, взаимная диффузия.

D.A. Movenko<sup>1</sup>, P.N. Medvedev<sup>1</sup>

## MICROSTRUCTURE CHANGES DURING MCrAlY BOND COATS OXIDATION (review)

*The state of the question of structure changing of MCrAlY bond coats during isothermal oxidation is studied. The influence of coating methods on their structure during long-term oxidation is shown. Criteria for assessing the lifetime of thermal barrier coatings with MCrAlY bond coats are shown. The influence of the composition and morphology of thermally grown oxide on the oxidation intensity of the bond coat and its adhesion to the ceramic layer of the thermal barrier coating are presented.*

**Keywords:** TBC, bond coat, TGO, isothermal oxidation, microstructure evolution, interdiffusion.

---

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

### Введение

Для защиты жаропрочных сплавов от неблагоприятных условий эксплуатации на лопатках газотурбинных двигателей широко используются теплозащитные покрытия (ТЗП) [1–4], которые представляют собой многослойную систему и состоят из внешнего термобарьерного керамического слоя, жаростойкого металлического слоя и термостимулированной оксидной зоны (ТСОЗ). Жаростойкий слой обеспечивает защиту от окисления подложки, поскольку представляет собой «алюминиевый резервуар», способствующий образованию защитной ТСОЗ [5, 6].

Покрытия MCrAlY (где М: Ni или/и Co) широко используются в качестве отдельно нанесенных покрытий и в качестве жаростойких соединительных слоев теплозащитных покрытий (ТЗП) для изделий из жаропрочных сплавов, благодаря их превосходной

стойкости к окислению вследствие формирования термодинамически стабильной  $\text{TCO}_3$ . Типичные покрытия, такие как  $\text{NiCoCrAlY}$  и  $\text{CoNiCrAlY}$ , считаются преимущественно двухфазными и состоят из матрицы на основе  $\gamma\text{-Ni}(\text{Co}, \text{Cr})$  и второй фазы  $\beta\text{-NiAl}$ , которая обогащена алюминием. Кроме того, в структуре покрытия могут присутствовать другие фазы, такие как  $\sigma$ -фаза, обогащенная  $\text{Co}$  и  $\text{Cr}$ , выделения  $\alpha\text{-Cr}$  и фаза  $\gamma'(\text{Ni}_3\text{Al})$  [7]. Фаза  $\gamma'$  имеет среднее содержание  $\text{Al}$  между  $\gamma$  и  $\beta$ .

Эволюция микроструктуры и окисление в жаростойких слоях ТЗП, происходящие при длительном высокотемпературном воздействии, существенно влияют на термомеханические свойства ТЗП и, следовательно, могут влиять на срок их службы. Для выяснения механизмов деградации и разрушения ТЗП необходимо исследовать взаимосвязь между микроструктурными изменениями и составом жаростойких слоев.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 17. «Комплексная антикоррозионная защита, упрочняющие, износостойкие защитные и теплозащитные покрытия», комплексной научной проблемы 17.3. «Многослойные жаростойкие и теплозащитные покрытия, наноструктурные упрочняющие эрозионно- и коррозионностойкие, износостойкие, антифреттинговые покрытия для защиты деталей горячего тракта и компрессора ГТД и ГТУ» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [8].

### **Влияние методов нанесения на микроструктуру покрытий $\text{MCrAlY}$**

Покрытия  $\text{MCrAlY}$  обычно наносят с помощью различных технологий напыления, таких как газопламенное напыление (HVOF), атмосферное плазменное напыление (APS), вакуумное плазменное напыление (VPS), плазменное напыление при низком давлении (LPPS), детонационное напыление с использованием соответствующих порошковых сплавов, ионно-плазменное напыление (PA-PVD, Magnetron sputtering) [9–14]. В некоторых исследованиях покрытий  $\text{MCrAlY}$  применяют экспериментальное нанесение методом холодного газодинамического напыления (CGDS).

Микроструктура газотермических покрытий  $\text{MCrAlY}$  меняется от состояния в исходном порошке до конечного покрытия. Порошки  $\text{MCrAlY}$  обычно получают методом газового распыления, при котором в результате быстрого охлаждения формируется дендритная структура [15]. В зависимости от методов нанесения покрытий особенности микроструктуры, механические свойства и механизмы связывания осажденных покрытий могут различаться [16].

Поскольку для нанесения покрытий  $\text{MCrAlY}$  обычно применяют методы газотермического напыления, микроструктурные дефекты, такие как нерасплавленные порошковые частицы, могут привести к неоднородности механических свойств покрытия [17–19]. В работе [20] исследовано отдельно нанесенное методом VPS покрытие  $\text{CoNiCrAlY}$ . В поликристаллической структуре покрытия обнаружены нерасплавленные частицы исходного порошка с дендритной структурой, окруженные полунепрерывным слоем  $\beta$ -фазы. Присутствие таких составляющих в структуре покрытия недопустимо в связи с тем, что в условиях сжатия при комнатной температуре по границам частиц, а именно по  $\beta$ -слою, ввиду его низкотемпературной хрупкости, проходят микротрещины (рис. 1).

Основным недостатком методов газотермического напыления является то, что в процессе напыления в микроструктуре покрытий обнаруживается высокое содержание оксидных включений, т. е. высокая газонасыщенность покрытий. В работе [21] исследованы жаростойкие слои ТЗП на основе  $\text{MCrAlY}$ . Содержание оксидов в покрытии составило 0,16; 0,94 и 1,8% (по массе) для методов LPPS, HVOF и APS соответственно. Показано, что покрытия с более высоким начальным содержанием оксидов демонстрируют повышенные скорости роста  $\text{TCO}_3$  во время испытаний на изотермическую жаростойкость, тем самым способствуя началу преждевременного скалывания керамического слоя ТЗП.

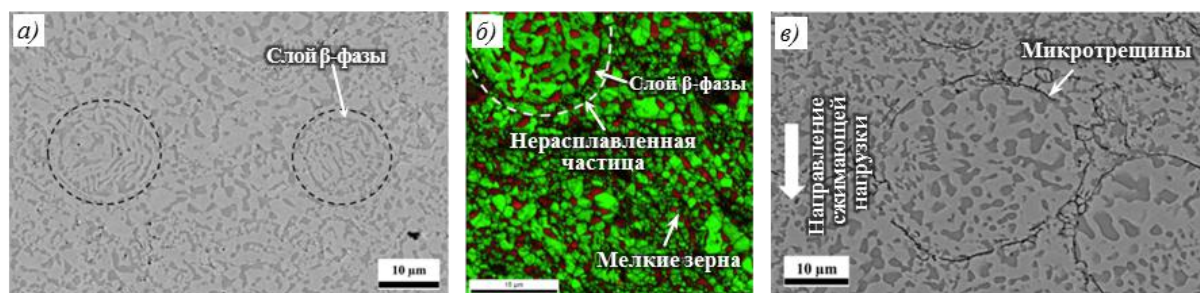


Рис. 1. Микроструктура покрытия CoNiCrAlY после термообработки:

*а* – нерасплавленные частицы, окруженные полунепрерывным слоем β-фазы; *б* – карта фазового распределения (β-фаза окрашена красным цветом, γ-фаза – зеленым); *в* – растрескивание по границам нерасплавленных частиц при сжимающем напряжении 250 МПа и комнатной температуре [20]

В последние годы покрытия, нанесенные методом HVOF, представляют особый интерес, поскольку они обладают высокой плотностью, высокой адгезией к подложке и способны сохранять наноразмерную структуру после напыления [22]. Кроме того, нанесение покрытий методом HVOF выполняется в окружающей атмосфере, что приводит к значительной экономии средств по сравнению с другими методами. В работе [23] исследовали наноструктурированное покрытие, полученное методом HVOF из криоизмельченного порошка NiCoCrAlY. В результате испытаний при 1000°C в течение 48 ч на поверхности покрытия образуется двухслойная оксидная пленка, внутренний слой которой состоит из  $Al_2O_3$ , а внешний – из быстрорастущих оксидов  $Cr_2O_3$ ,  $NiAl_2O_4$  и  $CoAl_2O_4$ . При этом вызванные измельчением сегрегация алюминия и изменение микроструктуры способствуют раннему зарождению  $Al_2O_3$ . В то же время в работе [24] показано, что окисление отдельных частиц порошка MCrAlY в процессе нанесения методом HVOF оказывает негативное воздействие на механизм роста  $TiO_2$ , так как способствует образованию нежелательных быстрорастущих оксидов, отличных от  $Al_2O_3$ . Формирующиеся при этом протрузии ускоряют механизмы разрушения ТЗП.

Метод холодного газодинамического напыления (CGDS) использует кинетическую энергию, а не тепловую [25]. Мелкие частицы порошка ускоряются в сверхзвуковом потоке и подвергаются сильной пластической деформации при взаимодействии с подложкой. Этот метод используется для получения покрытий из различных материалов с разными типами микроструктур, включая обычные, нанокристаллические, аморфные и метастабильные структуры [26–28]. Метод CGDS работает при значительно более низких температурах, чем процессы газотермического напыления, и, следовательно, роста зерна в покрытии не происходит [27]. Кроме того, используются инертные газы, которые препятствуют окислению поверхности частиц в процессе нанесения покрытий [29, 30]. В работе [16] проведено сравнительное исследование характеристик окисления покрытия CoNiCrAlY, нанесенного методами CGDS, HVOF и APS, в процессе испытаний на изотермическую жаростойкость при 1000°C в течение 5–100 ч. Показано, что покрытие APS характеризуется повышенной пористостью и содержанием оксидов, а также максимальной скоростью роста  $TiO_2$ . Минимальная скорость роста  $TiO_2$  обнаружена у HVOF-покрытия (рис. 2). Кроме того, обнаружено, что  $TiO_2$  в покрытиях, нанесенных методами CGDS и HVOF, состоит преимущественно из корунда, в то время как в составе  $TiO_2$ -покрытия, нанесенного методом APS, обнаружены NiO и смешанные оксиды шпинельного типа.

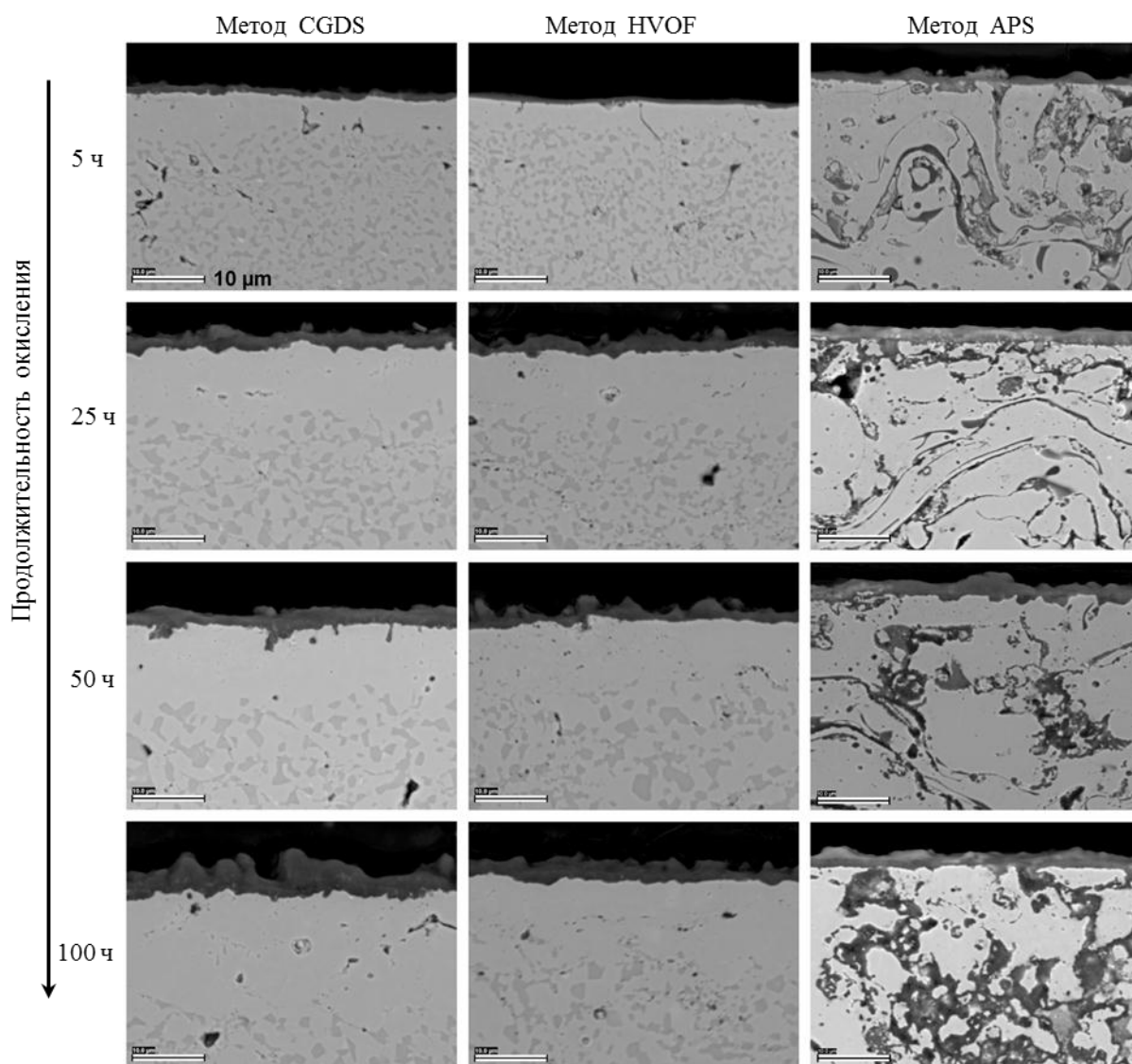


Рис. 2. Эволюция ТСОЗ и зоны обеднения  $\beta$ -фазы в зависимости от продолжительности окисления при  $1000^{\circ}\text{C}$  для покрытия  $\text{CoNiCrAlY}$ , нанесенного методами CGDS, HVOF и APS [16]

### Микроструктурные изменения покрытий $\text{MCrAlY}$ при окислении

Одной из причин выхода из строя охлаждаемых лопаток турбины является разрушение керамического слоя ТЗП. При воздействии высокотемпературных газов на границе раздела «керамический слой–жаростойкий слой» образуется ТСОЗ, толщина которой продолжает расти в течение изотермического воздействия [31]. Быстрый и неравномерный рост ТСОЗ приводит к локализованным концентрациям напряжений, в результате чего могут образовываться трещины, инициирующие разрушение. Оптимальной считается плотная и однородная оксидная пленка, состоящая из  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , поскольку она имеет низкую скорость роста и препятствует дальнейшему окислению из-за своей низкой диффузионной проницаемости [32]. Другие оксиды, которые могут образовываться в ТСОЗ, включая  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{NiO}$  или различные шпинели, такие как  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$ ,  $\text{NiAl}_2\text{O}_4$  и  $\text{CoCr}_2\text{O}_4$ , имеют высокие скорости роста и, следовательно, считаются недопустимыми, поскольку образуют протрузии в ТСОЗ, которые инициируют механизмы разрушения керамического слоя [31, 33, 34]. Для жаростойкого слоя  $\text{MCrAlY}$  основным

источником Al для образования  $Al_2O_3$  является фаза  $\beta$ -NiAl ( $\beta'$ -CoAl). Другие оксиды, включая NiO или смешанные оксиды шпинельного типа, будут образовываться по мере снижения концентрации Al.

Скорость роста стабильного  $\alpha$ - $Al_2O_3$  (корунда) меньше, чем оксида  $Cr_2O_3$ , что сводит к минимуму термические напряжения. Однако глинозем может изначально расти в виде различных метастабильных структур, таких как  $\theta$ - $Al_2O_3$ ,  $\gamma$ - $Al_2O_3$  и  $\delta$ - $Al_2O_3$ , которые в конечном итоге преобразуются в стабильную фазу корунда  $\alpha$ - $Al_2O_3$  [35]. Плотность  $\theta$ - $Al_2O_3$  на 12% меньше, чем плотность  $\alpha$ - $Al_2O_3$ , поэтому при фазовом превращении могут возникать остаточные напряжения [35]. Кроме того, рост каждой фазы сопровождается различными механизмами диффузионного переноса вещества из одной фазы в другую, которые оказывают влияние на рост TCO3 [36]. Метастабильные фазы оксида алюминия ответственны за начальную стадию окисления, в то время как конечная структура корунда определяет общую кинетику процесса окисления [37]. В результате оксид  $\alpha$ - $Al_2O_3$  является предпочтительным, поскольку медленная диффузия катионов через его решетку ограничивает диффузию кислорода и приводит к медленному росту плотного оксида [38].

Для исследования эволюции микроструктуры вблизи границы раздела «покрытие–жаропрочный сплав» и взаимной диффузии в покрытиях типа MCrAlY использованы экспериментальные наблюдения и математические модели [39–41]. Например, в работе [40] исследованы микроструктурные изменения в различных системах жаростойких покрытий с использованием окислительно-диффузионной модели в интервале температур 800–1100°C. Результаты моделирования и последующего эксперимента показали, что эволюция микроструктуры зависит от состава материалов и температуры. На основании вышеизложенных исследований оценены три критерия долговечности ТЗП: снижение концентрации алюминия в жаростойком слое, обеднение  $\beta$ -фазы и критическая толщина TCO3, которые могут быть использованы для различных составов жаростойких слоев ТЗП.

Скорость обеднения  $\beta$ -фазы в покрытии MCrAlY используется многими исследователями в качестве главного критерия для оценки окончания срока службы покрытия [42–44]. Две реакции способствуют обеднению фазы  $\beta$ -NiAl в покрытии во время окисления: рост  $Al_2O_3$  на границе раздела «жаростойкий слой–керамический слой» и внутренняя диффузия Al из покрытия MCrAlY в подложку вследствие разницы содержания Al в покрытии и подложке из жаропрочного сплава. Однако полное обеднение  $\beta$ -фазы не обязательно означает окончание срока службы покрытия. Замечено, что некоторые сплавы систем Ni–Al и Ni–Cr–Al без присутствия  $\beta$ -фазы сохраняют способность обеспечивать защиту от окисления [45]. Некоторые исследователи экспериментально обнаружили, что содержания алюминия на уровне 4–6% (по массе) зачастую достаточно для поддержания TCO3 из  $\alpha$ - $Al_2O_3$  и, таким образом, для обеспечения стойкости покрытия к окислению [46]. В таких случаях полное обеднение  $\beta$ -фазы, очевидно, не является адекватным критерием срока службы покрытия.

Эмпирический критерий концентрации Al (обеднение Al) также имеет свои ограничения. Минимальная концентрация Al, необходимая для создания непрерывного слоя  $Al_2O_3$ , варьируется в зависимости от состава покрытия. Поэтому требуется более сложная модель. В работе [47] разработана и опробована модель для прогнозирования способности никелевых монокристаллических жаропрочных сплавов образовывать непрерывный слой  $Al_2O_3$  во время термического воздействия. Модель, использующая свободную энергию Гиббса образования оксида в качестве критерия, может быть адаптирована к различным системам жаропрочных сплавов на основе Ni. С учетом того, что

покрытия МСrAlY также представляют собой систему сплавов на основе Ni и/или Co, аналогичный критерий может быть применен и для них.

Новый подход, использующий критическую активность Al, рассчитанную из свободной энергии Гиббса образования оксида алюминия, может быть применен для прогнозирования образования непрерывного слоя Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> на покрытии МСrAlY. Авторы работы [48] установили критерий долговечности покрытий МСrAlY на основе данных об активности алюминия. С его помощью оценивали образование непрерывной ТСОЗ на основе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Показано также, что в результате длительного окисления диффузия кобальта и хрома из покрытия в подложку дестабилизирует  $\gamma'$ -фазу в подложке, а встречная диффузия титана и тантала из подложки в покрытие, наоборот, стабилизирует  $\gamma'$ -фазу как в подложке, так и в покрытии.

В то же время некоторыми исследователями отмечается, что рост ТСОЗ является предельным критерием выхода из строя серийных ТЗП [49–51]. Результаты исследования показали, что характер роста оксидного слоя зависит не только от химического состава сплава, но также от размера зерен нанесенного покрытия [52]. В работе показано, что при окислении на воздухе при 1000°C на поверхности литого жаропрочного сплава марки К38G (в % (по массе): Ni–8,5Co–16Cr–4Al–3,8Ti–1,75Ta–0,8Nb–2,7W–1,8Mo–0,16C) образуется слой Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, в то время как его наноструктурированный аналог, полученный напылением, образует оксид Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Селективное окисление алюминия и образование однородной оксидной пленки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, наблюдаемые на наноструктурированных покрытиях, можно объяснить более высокой плотностью центров зародышеобразования и более быстрой диффузией растворенного вещества, что обеспечивается увеличением объемной доли границ зерен [53].

Исследовано также влияние на рост и адгезию ТСОЗ незначительных количеств Y либо комбинированных добавок Y+Hf или Y+Zr [54]. Несколько исследований на модельных сплавах и покрытиях [55] показали, что совместное легирование Y+Hf или Y+Zr может привести к превосходным показателям при циклическом окислении по сравнению с легированием только Y. В то же время в работе [56] показано, что дополнительное легирование сплава NiCoCrAlY цирконием (0,6% (по массе)) приводит к повышенной скорости роста ТСОЗ. Как следствие, в самой ТСОЗ, а также на границе «ТСОЗ–керамический слой» в результате жаростойких испытаний образуются трещины.

В последнее время появилось много работ о влиянии эволюции микроструктуры на свойства материалов покрытий МСrAlY [57–59]. Например, в работе [57] разработана методика исследования высокотемпературных напряжений в покрытии NiCoCrAlY, вызванных объемной усадкой жаростойкого слоя в результате фазового превращения  $\beta \rightarrow \gamma$ , в основном за счет взаимной диффузии с материалом подложки. Аналогичным образом в работе [58] исследовано поведение  $\beta$ -фазы в процессе изотермической термообработки покрытий CoNiCrAlY. Установлено, что укрупнение  $\beta$ -фазы происходит в соответствии с теорией Лифшица–Слезова–Вагнера об остwaldовском созревании. При этом экспериментально определенный коэффициент скорости укрупнения частиц  $\beta$ -фазы хорошо согласуется с расчетным значением.

В работе [60] проводили сравнительное исследование покрытий NiCoCrAlY и CoNiCrAlY (рис. 3). Показано, что при изотермической выдержке при 1050°C в течение 300 ч покрытие NiCoCrAlY по сравнению с покрытием CoNiCrAlY демонстрирует более низкую скорость обеднения  $\beta$ -фазы и меньший коэффициент взаимной диффузии алюминия. Кроме того, ТСОЗ в покрытии NiCoCrAlY состоит в основном из Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, в то время как между тонким слоем Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и керамическим слоем покрытия CoNiCrAlY образуются кластеры (Cr, Al)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, (Co, Ni)(Cr, Al)<sub>2</sub>O<sub>4</sub> и NiO, диффузия кислорода через которые осуществляется легче, чем через корунд. В результате этого на границе раздела

жаростойкого слоя с керамическим растут растягивающие напряжения и, как следствие, количество микротрещин увеличивается.

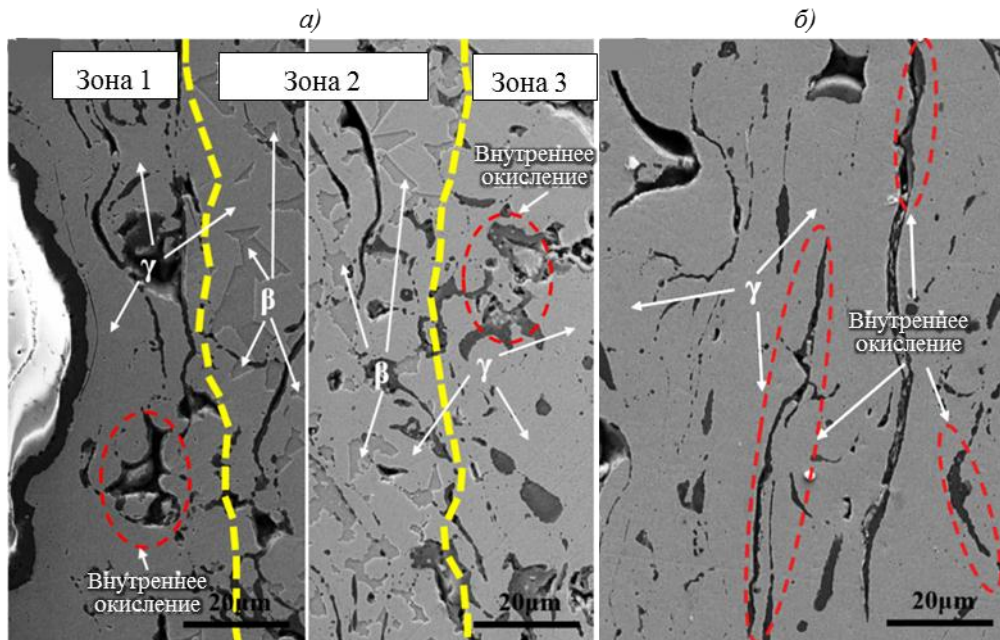


Рис. 3. Микроструктура жаростойких слоев NiCoCrAlY (а) и CoNiCrAlY (б) после изотермического окисления при 1050°С в течение 300 ч. Зона 1 – внешняя обедненная  $\beta$ -зона (на границе с TCO3); зона 2 – зона обеднения  $\beta$ -фазы; зона 3 – внутренняя обедненная  $\beta$ -зона (на границе с подложкой). Области внутреннего окисления являются следствием локального обеднения алюминия [60]

В последние годы актуальность приобретает нанокристаллизация покрытий, которая улучшает стойкость к окислению покрытий NiCrAlY [26, 27] и CoNiCrAlY [16, 24]. Улучшение окислительных свойств в основном объясняется двумя факторами. Во-первых, нанокристаллизация ускоряет образование однородного слоя  $\text{Al}_2\text{O}_3$  вследствие распределения Al в нанесенном покрытии. Для покрытий с меньшим размером зерна объемная доля границ зерен увеличивается, и Al, по мнению авторов работы [16], переносится по границам зерен к поверхности.

Второе преимущество уменьшения размера зерна заключается в улучшенной адгезии TCO3 с жаростойким слоем [53]. В работе [61] исследовали наноструктурированное покрытие, полученное методом HVOF из криоизмельченного порошка CoNiCrAlY.

На поверхности покрытия после окисления при 1000°С в течение 48 ч обнаружили оксидный слой, состоящий из  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (внутренний подслой) и  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$  (внешний подслой). При этом авторы работы [61] делают вывод о более высокой адгезии TCO3 к жаростойкому слою, основываясь на отсутствии трещин в TCO3.

### Заключения

На основании данных, приведенных в обзоре, можно сделать следующие выводы.

1. Для оценки срока службы ТЗП с различным составом жаростойких слоев удобно использовать следующие критерии: скорость обеднения  $\beta$ -фазы и алюминия (критическая активность алюминия), критическая толщина и скорость роста термостимулированной оксидной зоны.

2. Применение газотермических методов нанесения жаростойких слоев ТЗП приводит к повышенному исходному содержанию оксидов и, как следствие, к более интенсивному темпу роста термостимулированной оксидной зоны.

3. Корунд ( $Al_2O_3$ ) характеризуется низкой скоростью роста и малой диффузионной проницаемостью, поэтому термостимулированная оксидная зона, состоящая из корунда, считается предпочтительной.

4. Уменьшение размера зерна жаростойкого слоя ТЗП способствует селективному окислению алюминия и, как следствие, образованию термостимулированной оксидной зоны из  $Al_2O_3$ . Кроме того, адгезия термостимулированной оксидной зоны с жаростойким слоем увеличивается.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Теплозащитные покрытия с керамическим слоем пониженной теплопроводности на основе оксида циркония для лопаток турбины высокого давления перспективных ГТД // Сб. докл. конф. «Современные достижения в области создания перспективных неметаллических композиционных материалов и покрытий для авиационной и космической техники» М.: ВИАМ, 2015. Ст. 3.
2. Будиновский С.А., Чубаров Д.А., Матвеев П.В. Современные способы нанесения теплозащитных покрытий на лопатки газотурбинных двигателей (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2014. №5. С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-38-44.
3. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Гаямов А.М., Смирнов А.А. Получение керамических теплозащитных покрытий для рабочих лопаток турбин авиационных ГТД магнетронным методом // Авиационные материалы и технологии. 2012. №4. С. 3–8.
4. Каблов Е.Н., Солнцев С.С., Розененкова В.А., Миронова Н.А. Современные полифункциональные высокотемпературные покрытия для никелевых сплавов, уплотнительных металлических волокнистых материалов и бериллиевых сплавов // Новости материаловедения. Наука и техника: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №1. Ст. 05. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения: 10.07.2019).
5. Мубояджян С.А., Будиновский С.А., Гаямов А.М., Матвеев П.В. Высокотемпературные жаростойкие покрытия и жаростойкие слои для теплозащитных покрытий // Авиационные материалы и технологии. 2013. №1. С. 17–20.
6. Матвеев П.В., Будиновский С.А., Чубаров Д.А. Технология получения ионно-плазменных жаростойких подслоев с повышенным содержанием алюминия для перспективных ТЗП // Авиационные материалы и технологии. 2014. №5. С. 56–60. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-56-60.
7. Naumenko D., Shemet V., Singheiser L., Quadackers W.J. Failure mechanisms of thermal barrier coatings on MCrAlY-type bondcoats associated with the formation of the thermally grown oxide // Journal of Materials Science. 2009. Vol. 44. P. 1687–1703.
8. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
9. Mauer G., Sebold D., Vaßen R. et al. Impact of processing conditions and feedstock characteristics on thermally sprayed MCrAlY bondcoat properties // Surface and Coatings and Technology. 2017. Vol. 318. P. 114–121.
10. Ichikawa Y., Ogawa K. Critical deposition condition of CoNiCrAlY cold spray based on particle deformation behavior // Journal of Thermal Spray Technology. 2017. Vol. 26. P. 340–349.
11. Gavendová P., Čížek J., Čupera J. et al. Microstructure modification of CGDS and HVOF sprayed CoNiCrAlY bond coat Remelted by electron beam // Procedia Material Science. 2016. Vol. 12. P. 89–94.

12. Doleker K.M., Karaoglanli A.C. Comparison of oxidation behavior of shot-peened plasma spray coatings with cold gas dynamic spray coatings // *Oxidation of Metals*. 2017. Vol. 88. P. 121–132.
13. Tolpygo V.K., Clarke D.R. Surface rumpling of a (Ni, Pt)Al bond coat induced by cyclic oxidation // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. Issue 13. P. 3283–3293.
14. Belzunce F.J., Higuera V., Poveda S. High temperature oxidation of HFPD thermal-sprayed MCrAlY coatings // *Materials Science and Engineering: A*. 2001. Vol. 297, Issues 1–2. P. 162–167.
15. Prieto-García E., Baldenebro-Lopez F.J., Estrada-Guel I. et al. Microstructural evolution of mechanically alloyed Ni-based alloys under high temperature oxidation // *Powder Technology*. 2015. Vol. 281. P. 57–64.
16. Richer P., Yandouzi M., Beauvais L., Jodoin B. Oxidation behaviour of CoNiCrAlY bond coats produced by plasma, HVOF and cold gas dynamic spraying // *Surface and Coatings Technology*. 2010. Vol. 204. P. 3962–3974.
17. Wei P., Wei Z., Zhao G. et al. The analysis of melting and refining process for in-flight particles in supersonic plasma spraying // *Computer Material Science*. 2015. Vol. 103. P. 8–19.
18. Poza P., Grant P.S. Microstructure evolution of vacuum plasma sprayed CoNiCrAlY coatings after heat treatment and isothermal oxidation // *Surface and Coatings Technology*. 2006. Vol. 201. P. 2887–2896.
19. Li Y., Li C.-J., Yang G.-J., Xing L.-K. Thermal fatigue behavior of thermal barrier coatings with the MCrAlY bond coats by cold spraying and low-pressure plasma spraying // *Surface Coatings and Technology*. 2010. Vol. 205. P. 2225–2233.
20. Chen H. Microstructure characterization of un-melted particles in a plasma sprayed CoNiCrAlY coating // *Materials Characterization*. 2017. P. 1–8.
21. Shibata M., Kuroda S., Murakami H. et al. Comparison of Microstructure and Oxidation Behavior of CoNiCrAlY Bond Coatings Prepared by Different Thermal Spray Processes // *Material Transactions*. 2006. Vol. 47 (7). P. 1638–1642.
22. Yilbas B.S., Al-Zaharnah I., Sahin A. HVOF Coating and Characterization // *Flexural Testing of Weld Site and HVOF Coating Characteristics*. Materials Forming, Machining and Tribology. Springer, Berlin, Heidelberg, 2014. 176 p.
23. Mercier D., Gauntt B.D., Brochu M. Thermal stability and oxidation behavior of nanostructured NiCoCrAlY coatings // *Surface & Coatings Technology*. 2011. Vol. 205. P. 4162–4168.
24. Tang F., Ajdelsztajn L., Schoenung J.M. Influence of Cryomilling on the Morphology and Composition of the Oxide Scales Formed on HVOF CoNiCrAlY Coatings // *Oxidation of Metals*. 2004. Vol. 61. Issue 3–4. P. 219–238.
25. Алхимов А.П., Клинков С.В., Косарев В.Ф., Фомин В.М. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика. М.: Физ.-мат. лит., 2010. 536 с.
26. Zhang Q., Li C.-J., Li C.X. et al. Study of Oxidation Behavior of Nanostructured NiCrAlY Bond Coatings Deposited by Cold Spraying // *Surface and Coatings Technology*. 2008. Vol. 202. Issue 14. P. 3378–3384.
27. Ajdelsztajn L., Zuniga A., Jodoin B., Lavernia E. Cold gas dynamic spraying of a high temperature Al alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2006. Vol. 201. Issue 6. P. 2109–2116.
28. Borchers C., Gärtner F., Stoltenhoff T. Microstructural and macroscopic properties of cold sprayed copper coatings // *Journal of Applied Physics*. 2003. Vol. 93. Issue 12. P. 1063–1069.
29. Dykhuizen R.C., Smith M.F. Gas dynamic principles of cold spray // *Journal of Thermal Spray Technology*. 1998. Vol. 7. Issue 2. P. 205–212.
30. Stoltenhoff T., Kreye H., Richter H.J. An analysis of the cold spray process and its coatings // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2002. Vol. 11. Issue 4. P. 542–550.
31. Wright P.K., Evans A.G. Mechanisms governing the performance of thermal barrier coatings // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 1999. Vol. 4. Issue 3. P. 255–265.
32. Messaoudi K., Huntz A.M. Diffusion and growth mechanism of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> scales on ferritic Fe-Cr-Al alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 1998. Vol. 247. Issues 1–2. P. 248–262.

33. Hesnawi A., Li H., Zhou Z. et al. Isothermal oxidation behaviour of EB-PVD MCrAlY bond coat // *Vacuum*. 2007. Vol. 81. Issue 8. P. 947–952.
34. Leyens C., Wright I.G., Pint B.A. Effect of Experimental Procedures on the Cy-clic, Hot-Corrosion Behavior of NiCoCrAlY-Type Bondcoat Alloys // *Oxidation of Metals*. 2000. Vol. 54. Issue 3–4. P. 255–276.
35. Wefer K., Misra C. *Oxides and Hydroxides of Aluminum*. New York: Wiley, 1987. 92 p.
36. Pint B., Treska M., Hobbs L. The effect of various oxide dispersions on the phase composition and morphology of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> scales grown on β-NiAl // *Oxidation of Metals*. 1997. Vol. 47. Issue 1–2. P. 1–20.
37. Pieraggi B., Rapp R.A. Stress generation and vacancy annihilation during scale growth limited by cation-vacancy diffusion // *Acta Metallurgica*. 1988. Vol. 36. Issue 5. P. 1281–1289.
38. Brumm M.W., Grabke H.J., Wagemann B. The oxidation of NiAl-III. Internal and intergranular oxidation // *Corrosion Science*. 1994. Vol. 36. Issue 1. P. 37–53.
39. Hejrani E., Sebold D., Nowak W.J. et al. Isothermal and cyclic oxidation behavior of free standing MCrAlY coatings manufactured by high-velocity atmospheric plasma spraying // *Surface and Coatings Technology*. 2017. Vol. 313. P. 191–201.
40. Yuan K., Peng R.L., Li X.H. et al. Some aspects of elemental behaviour in HVOF MCrAlY coatings in high-temperature oxidation // *Surface and Coatings Technology*. 2015. Vol. 261. P. 86–101.
41. Мовенко Д.А., Медведев П.Н., Смирнов А.А. Исследование изменения структуры теплозащитного покрытия после испытаний на жаростойкость // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2018. №11. Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.07.2019). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-64-73.
42. Rinaldi C., Mandelli M. The role of diffusion and oxidation kinetics in a coating life prediction code: application to components // *ASME Turbo Expo 2009: Power for Land, Sea, and Air: Proceedings Series*. 2009. Vol. 4: Cycle Innovations; Industrial and Cogeneration; Manufacturing Materials and Metallurgy; Marine. P. 893–902.
43. Yuan K., Eriksson R., Lin Peng R. et al. Modeling of microstructural evolution and lifetime prediction of MCrAlY coatings on nickel based superalloys during high temperature oxidation // *Surface and Coatings Technology*. 2013. Vol. 232. P. 204–215.
44. Thoma M., Scrivani A. Prolonged MCrAlY coating lifetime by means of the LPPS process // *Proceedings of Conference ASME Turbo Expo*. 2013. P. 535–543.
45. Yi H.C., Guan S.W., Smeltzer W.W., Petric A. Internal oxidation of NiAl and NiAlSi alloys at the dissociation pressure of NiO // *Acta Metallurgy Materials*. 1994. Vol. 42. P. 981–990.
46. Reed R.C. *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge University Press, 2006. 372 p.
47. Sato A., Harada H., Yokokawa T. et al. The effects of ruthenium on the phase stability of fourth generation Ni-base single crystal superalloys // *Scripta Materialis*. 2006. Vol. 54. P. 1679–1684.
48. Zhang P., Yuan K., Peng R.L. et al. Long-term oxidation of MCrAlY coatings at 1000°C and an Al-activity based coating life criterion // *Surface & Coatings Technology*. 2017. Vol. 36. P. 1–10.
49. Liu Y.Z., Zheng S.J., Zhu Y.L. et al. Microstructural evolution at interfaces of thermal barrier coatings during isothermal oxidation // *Journal of European Ceramic Society*. 2016. Vol. 36. P. 1765–1774.
50. Ahmadian S., Jordan E.H. Explanation of the effect of rapid cycling on oxidation, rumpling, microcracking and lifetime of air plasma sprayed thermal barrier coatings // *Surface & Coatings Technology*. 2014. Vol. 244. P. 109–116.
51. Cai J., Guan Q.F., Hou X.L. et al. Isothermal oxidation behaviour of thermal barrier coatings with CoCrAlY bond coat irradiated by highcurrent pulsed electron beam // *Applied Surface Science*. 2014. Vol. 317. P. 360–369.
52. Wang F., Lou H., Zhu S., Wu W. The mechanism of scale adhesion on sputtered microcrystallized CoCrAl films // *Oxidation of Metals*. 1994. Vol. 45. Issue 1–2. P. 39–50.

53. Wang F. The effect of nanocrystallization on the selective oxidation and adhesion of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  scales // *Oxidation of Metals*. 1997. Vol. 48. Issue 3–4. P. 215–224.
54. Pint B.A., Alexander K.B. Grain boundary segregation of cation dopants in  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  scales // *Fundamental Aspects of High Temperature Corrosion*. Electrochemical Society, Pennington, 1996. Vol. VI. 97 p.
55. Pint B.A., More K.L., Wright I.G. Characterization of thermally cycled alumina scales. *Materials of High Temperature*. 2000. Vol. 17. Issue 1. P. 165–171.
56. Subanovic M., Song P., Wessel E. et al. Effect of exposure conditions on the oxidation of MCrAlY-bondcoats and lifetime of thermal barrier coatings // *Surface & Coatings Technology*. 2009. Vol. 204. P. 820–823.
57. Yang L.X., Zou Z.H., Kou Z.D. et al. High temperature stress and its influence on surface rumpling in NiCoCrAlY bond coat // *Acta Materialia*. 2017. Vol. 139. P. 122–137.
58. Chen H., Si Y.Q., McCartney D.G. An analytical approach to the  $\beta$ -phase coarsening behaviour in a thermally sprayed CoNiCrAlY bond coat alloy // *Journal of Alloys Compounds*. 2017. Vol. 704. P. 359–365.
59. Jiang J.S., Zou Z.H., Wang W.Z. et al. Effect of internal oxidation on the inter-facial morphology and residual stress in air plasma sprayed thermal barrier coatings // *Surface & Coatings Technology*. 2018. Vol. 334. P. 215–226.
60. Weng W.-X., Wang Y.-M., Liao Y.-M. et al. Comparison of microstructural evolution and oxidation behaviour of NiCoCrAlY and CoNiCrAlY as bond coats used for thermal barrier coatings // *Surface & Coatings Technology*. 2018. Vol. 352. P. 285–294.
61. Mercier D., Kaplin C., Goodall G. et al. Parameters influencing the oxidation behavior of cryomilled CoNiCrAlY // *Surface & Coatings Technology*. 2010. Vol. 205. P. 2546–2553.