

УДК 669.018.44

Д.А. Мовенко¹, П.Н. Медведев¹, А.А. Смирнов¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ТЕПЛОЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ НА ЖАРОСТОЙКОСТЬ

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-11-64-73

Исследован материал жаропрочного сплава ЖС32 с нанесенным теплозащитным покрытием СДП (Ni–Cr–Al–Ta–Re–Y–Hf)+ВСДП (Al–Ni–Y)+(Zr–Gd–Y–O). Показано, что в результате вакуумного отжига при 1050°C в течение 3 ч вследствие взаимной диффузии компонентов покрытия и сплава-подложки в структуре материала формируются зоны их взаимодействия. После испытаний на жаростойкость при 1200°C в течение 100 ч покрытие теряет слоистую структуру, изменяется морфология структурных составляющих, состав основных элементов покрытия выравнивается по его глубине, что свидетельствует о полном протекании диффузионных процессов.

Ключевые слова: теплозащитное покрытие, ренийсодержащий никелевый сплав, диффузионное взаимодействие, изотермическая жаростойкость, керамический слой ТЗП, жаростойкий слой ТЗП.

D.A. Movenko¹, P.N. Medvedev¹, A.A. Smirnov¹

STUDY OF CHANGES IN THE HEAT-RESISTANT ALLOY COATING STRUCTURE AFTER HEAT RESISTANCE TESTS

The material of the heat-resistant alloy with a heat-resistant coating (Ni–Cr–Al–Ta–Re–Y–Hf)++(Al–Ni–Y)+(Zr–Gd–Y–O) was investigated. It is shown that as a result of vacuum annealing at 1050°C/3 h, interaction zones between components of the coating and the substrate alloy form in the structure of the material due to their mutual diffusion. After heat-resistant tests of 1200°C/100 h, the coating loses its layered structure, the morphology of the structural components changes, the composition of the main elements of the coating is aligned with its depth, which indicates the complete flow of diffusion processes.

Keywords: heat shield, rhenium-containing nickel alloy, diffusion interaction, isothermal heat resistance, ceramic coating layer, heat resistant coating layer.

¹Федеральное 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

Лопатки из жаропрочных никелевых сплавов, используемые в конструкции ГТД, эксплуатируются в условиях экстремальных для материала изделий температур (до 1150°C), поэтому важно уделять особое внимание методам их защиты. Теплозащитные покрытия (ТЗП) могут существенно снизить интенсивность окисления и деградацию структуры материала лопаток и таким образом продлить срок их службы. В настоящее время наиболее перспективная конструкция ТЗП предполагает наличие внешнего керамического слоя, обеспечивающего теплозащитный эффект, и внутреннего жаростойкого слоя, обеспечивающего сцепление внешнего слоя с подложкой и защиту поверхности сплава от высокотемпературного окисления. Переходный слой на основе оксида алюминия, расположенный между керамическим и жаростойким слоями, выполняет функцию их «склеивания».

Срок службы ТЗП зависит от состава и конструкции его слоев, а также технологии их нанесения. Немаловажную роль играет скорость окисления жаростойкого слоя. При достижении определенной толщины оксидной пленки на поверхности жаростойкого слоя керамический слой начинает скалываться [1, 2].

Известно, что благодаря столбчатой структуре керамический слой способен обеспечить высокую термостойкость материала лопаток при перепадах температуры [3–5]. В работах [6, 7] отмечено, что керамический слой ТЗП на основе оксидов циркония и редкоземельных элементов после испытаний на жаростойкость при 1400°C в течение 100 ч сохраняет столбчатую структуру, однако локально наблюдается его спекание. Кроме того, столбцы имеют различные поперечные размеры и пористость, что снижает коэффициент теплопроводности керамического слоя.

Интерес представляет также влияние состава жаростойкого слоя на защитную функцию покрытия. В работе [8] отмечено, что гафний и цирконий в составе жаростойкого слоя ТЗП способствуют снижению скорости роста оксидного слоя и улучшению его адгезии к жаростойкому слою. Благодаря увеличению содержания алюминия в жаростойком слое покрытия, можно повысить рабочую температуру ТЗП [9], а также уменьшить диффузию тугоплавких металлов из материала-подложки [10]. Высокие теплозащитные свойства демонстрируют покрытия с жаростойким слоем из сплавов типа СДП (на основе никеля) и ВСДП (на основе алюминия) на базе испытаний при 1150°C в течение 500 ч [11].

В то же время использование ТЗП может неблагоприятно влиять на свойства материала-подложки. Известно, что в поверхностном слое ренийсодержащих сплавов под алюминидным покрытием при действии высоких температур выделяются топологически плотноупакованные (ТПУ) фазы пластинчатой формы, представляющие собой интерметаллидные соединения никеля и тугоплавких металлов. Это может приводить к снижению длительной прочности сплава до 50% [12]. В работах [13, 14] отмечено, что для снижения интенсивности образования этих нежелательных структурных элементов целесообразно формировать барьерный слой на основе карбидов металлов (хрома, тантала и др.) или на основе композиционных металлических слоев, содержащих карбиды металлов.

Таким образом, многослойные ТЗП, содержащие жаростойкий слой и внешний керамический слой, демонстрируют высокую эффективность. В связи с этим исследование стабильности структуры ТЗП и материала-подложки в результате нагрева до рабочих температур ГТД и выдержки является актуальным.

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») [15].

Материалы и методы

Объект исследования – образец из ренийсодержащего сплава ЖС32 с нанесенным теплозащитным покрытием. Состав ТЗП представлен керамическим слоем Zr–Gd–Y–O и жаростойким слоем СДП (Ni–Cr–Al–Ta–Re–Y–Hf)+ВСДП (Al–Ni–Y). Жаростойкий слой ТЗП нанесен методом ионно-плазменного напыления. Дополнительно проведен высокотемпературный вакуумный отжиг образца с покрытием при 1050°C в течение 3 ч. Переходный слой на основе оксида алюминия и керамический слой ТЗП нанесены методом магнетронного напыления в атмосфере кислорода и аргона. Испытание образца на изотермическую жаростойкость проведено в соответствии с ГОСТ 6130–71 в электропечи в закрытом керамическом тигле при температуре 1200°C в течение 100 ч.

Анализ структуры и определение локального элементного состава образца из сплава ЖС32 с ТЗП проведены на растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10, оснащённом энергодисперсионным спектрометром X-Max, при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе пучка 1,6 нА. Получены изображения структуры в режиме отражённых электронов. Определение локального элементного состава образцов проведено в соответствии с ГОСТ Р ИСО 22309–2015. Анализ и обработка данных выполнены с применением программного обеспечения AZtec 2.3.

Идентификация фаз в материале покрытия после отжига и испытаний на изотермическую жаростойкость проведена на основе анализа элементного состава с использованием фазовых диаграмм систем Al–Ni, Ni–Cr и Al–Ni–Cr [16, 17].

Результаты

В состоянии после отжига при 1050°C в течение 3 ч керамический слой ТЗП имеет характерную столбчатую структуру (рис. 1, а) и представляет собой диоксид циркония, стабилизированный диоксидами иттрия и гадолиния [1, 3, 6, 7]. Керамический слой сформирован в виде тонких кристаллитов, ориентированных преимущественно перпендикулярно к поверхности жаростойкого слоя, и характеризуется наличием вертикальных каналов. Толщина слоя составляет 32 мкм. В составе керамического слоя обнаружен алюминий. Под керамическим слоем расположен переходный слой на основе оксида алюминия (участок 1 на рис. 1, б) толщиной 1 мкм. В составе переходного слоя обнаружены цирконий, хром, никель и иттрий.

Жаростойкий слой ТЗП имеет многослойную структуру. Вместе со слоями сплавов типа ВСДП и СДП наблюдаются зоны взаимодействия компонентов покрытия и материала-подложки из сплава ЖС32. Слой сплава ВСДП имеет толщину ~40 мкм и состоит из твердого раствора на основе β -фазы (NiAl). В составе этого слоя также обнаружены хром и кобальт. Из рис. 1, б видно, что у границы с переходным слоем находится зона сплава ВСДП толщиной 10 мкм с мелкозернистой структурой (размер зерен 3÷5 мкм). На границах β -зерен видны выделения, в составе которых обнаружены хром и тантал (участок 2 на рис. 1, б). Эти элементы выделяются также в виде отдельных мелкодисперсных частиц размером <1 мкм (участки 3 на рис. 1, б) в зоне с мелкозернистой структурой и ниже – на глубине ~30 мкм от границы с переходным слоем. Далее структура слоя сплава ВСДП однородная, размер β -зерен составляет 10÷15 мкм. Вблизи зоны взаимодействия сплавов ВСДП и СДП на границах β -зерен наблюдаются выделения, содержащие хром и кобальт (участок 1 на рис. 1, в). На границе с зоной взаимодействия и в самой зоне видны частицы игольчатой формы, также содержащие хром и кобальт (участок 2 на рис. 1, в). В теле β -зерен в слое сплава ВСДП различимы мелкодисперсные частицы, содержащие хром, рений и кобальт (участок 3 на рис. 1, в). В зоне взаимодействия сплавов ВСДП и СДП толщиной ~18 мкм помимо игольчатых выделений наблюдаются три структурные составляющие. В основном это β -зерна угловатой формы размером 1÷3 мкм (участок 4 на рис. 1, в). Видны также частицы на основе α (Cr)-фазы угловатой и вытянутой формы размером 1÷2 мкм (участки 5 на рис. 1, в), в составе которых также обнаружен рений. Кроме того, по всей глубине зоны взаимодействия сплавов ВСДП и СДП распределены мелкодисперсные частицы округлой формы размером <1 мкм, содержащие гафний и тантал (участок 6 на рис. 1, в). Зона взаимодействия сплавов СДП и ВСДП толщиной ~20 мкм представлена частицами на основе γ' -фазы (Ni₃Al) угловатой формы размером 3÷5 мкм (участок 7 на рис. 1, в), β -зернами схожих формы и размера, а также округлыми частицами размером 1 мкм на основе α -фазы (участок 5 на рис. 1, в). Видны также мелкодисперсные частицы округлой формы, содержащие гафний и иттрий (участок 8 на рис. 1, в). Структура слоя сплава СДП толщиной ~20 мкм представлена в основном частицами размером <1 мкм на основе γ' -фазы, различающимися по содержанию дополнительных элементов. Частицы,

содержащие тантал, образуют агломераты размером до 10 мкм, вытянутые в направлении слоя сплава СДП (участок 1 на рис. 1, з). Пространство между ними занимают частицы, в составе которых обнаружен иттрий (участок 2 на рис. 1, з). Отмечено высокое содержание хрома в обеих модификациях частиц (близкое к пределу растворимости). В слое сплава СДП также наблюдается небольшая доля мелкодисперсных частиц на основе β -фазы (участок 3 на рис. 1, з). У границы с зоной взаимодействия сплавов СДП и ЖС32 заметны оксиды на основе гафния в виде скоплений мелкодисперсных округлых частиц (участок 4 на рис. 1, з) и агломератов размером ~ 1 мкм (участок 5 на рис. 1, з). На самой границе видны вытянутые и образующие цепочки оксиды на основе алюминия (участок 6 на рис. 1, з). Зона взаимодействия сплавов СДП и ЖС32 толщиной ~ 5 мкм состоит из γ' -фазы (участок 7 на рис. 1, з). В структуре также присутствуют частицы угловатой формы (участок 8 на рис. 1, з) и частицы округлой и вытянутой формы (участки 9 на рис. 1, з) на основе α -фазы, содержащие в разном количестве рений и вольфрам.

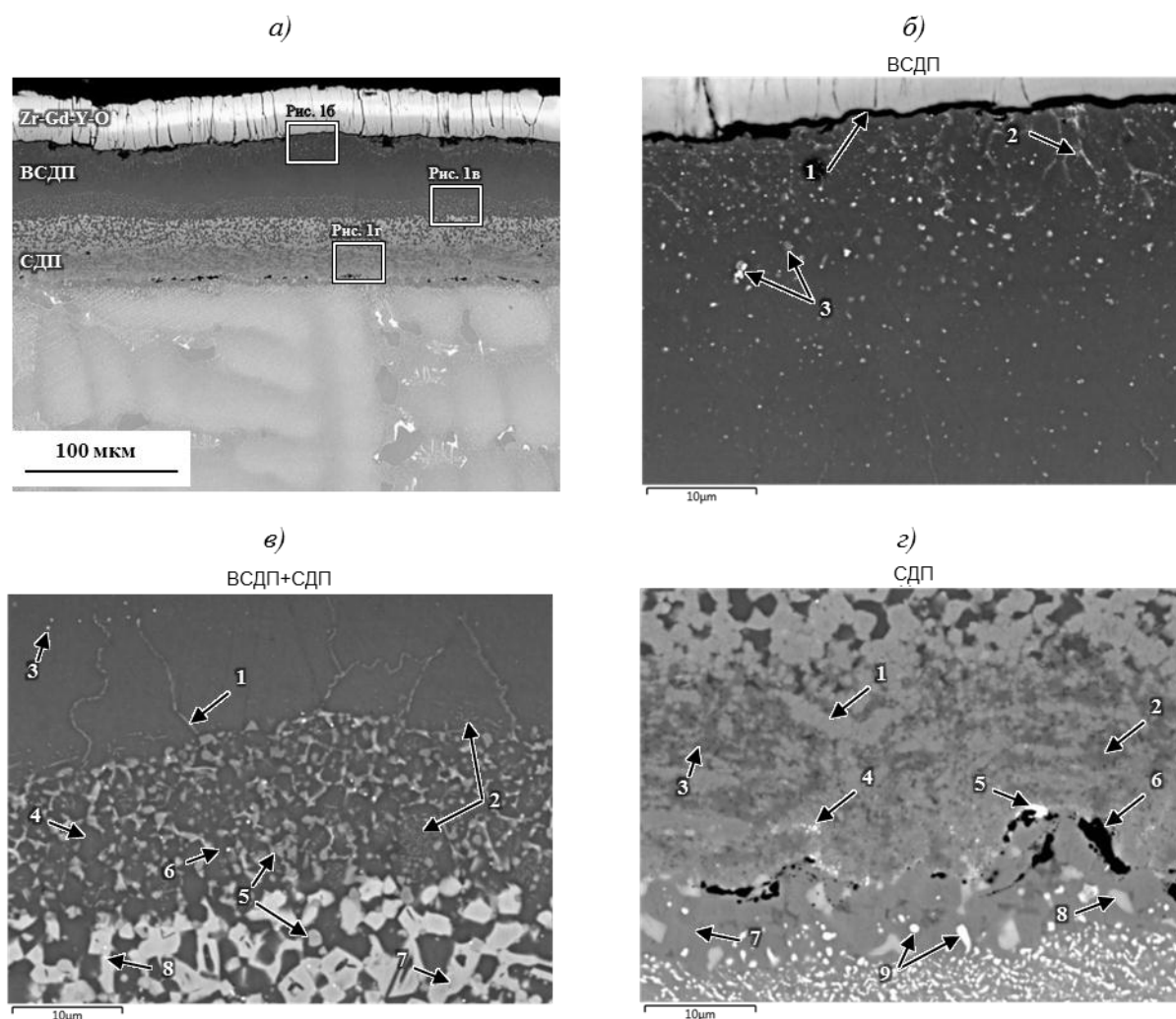


Рис. 1. Структура теплозащитного покрытия СДП+ВСДП+(Zr-Gd-Y)O после отжига при 1050°C в течение 3 ч (а);

б: 1 – переходный слой на основе оксида алюминия; 2, 3 – выделения хрома и тантала;

в: 1, 2 – выделения хрома и кобальта; 3 – выделения хрома, рения и кобальта; 4 – зерна β -фазы; 5 – частицы на основе α -фазы; 6 – выделения гафния и тантала; 7 – зерна γ' -фазы; 8 – выделения гафния и иттрия;

г: 1, 2 – агломераты частиц на основе γ' -фазы; 3 – частицы β -фазы; 4, 5 – оксиды на основе гафния; 6 – оксиды на основе алюминия; 7 – γ' -фаза; 8, 9 – частицы на основе α -фазы

На рис. 2 показано распределение элементов в теплозащитном покрытии, полученное в результате накопления профиля по линии, проведенной от керамического слоя до сплава ЖС32. Видно, что в жаростойком слое содержание алюминия плавно снижается и выходит на плато на участке, соответствующем материалу подложки. Отмечены колебания содержания алюминия на участке, соответствующем зоне взаимодействия сплавов ВСДП и СДП, вызванные присутствием там частиц на основе α -фазы, а также пик на участке, соответствующем границе сплавов СДП и ЖС32, где наблюдаются скопления оксидов на основе алюминия. Содержание никеля, в свою очередь, возрастает при приближении к сплаву ЖС32. Колебания в содержании алюминия и никеля синхронны, что связано с присутствием этих элементов в фазах β и γ' соответственно. На графике изменения содержания хрома можно отметить два максимума – на участке, соответствующем зоне взаимодействия сплавов ВСДП и СДП, а также на участке, соответствующем слою сплава СДП. Наблюдаются также высокие пики, отвечающие присутствию частиц на основе α -фазы. Пики на кривых изменения содержания хрома и никеля зеркально противоположны. Содержание кобальта резко возрастает в зоне взаимодействия сплавов СДП и ЖС32.

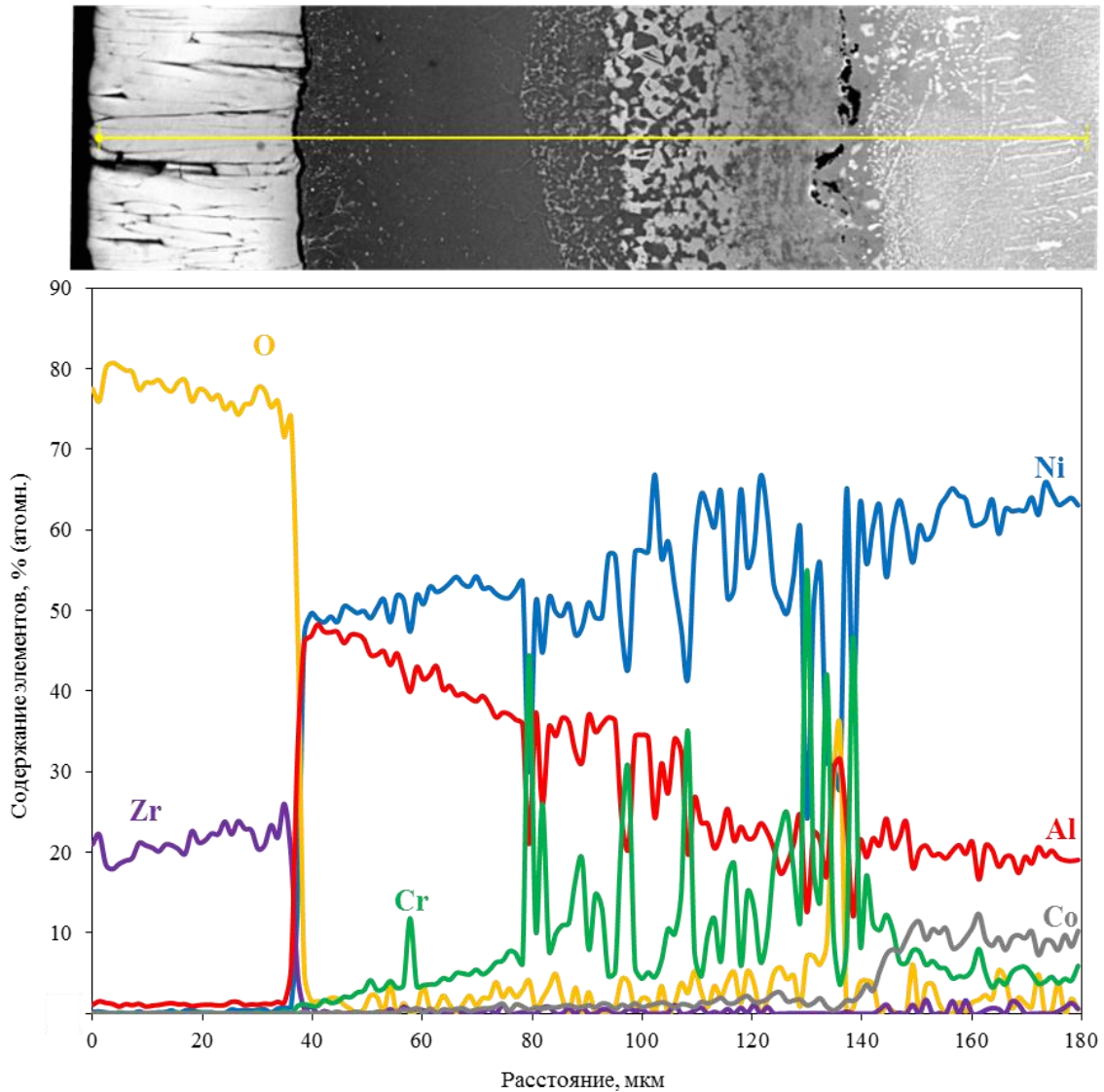


Рис. 2. Профиль элементного состава по линии, проведенной от керамического слоя до слоя сплава ЖС32 в образце после вакуумного отжига при 1050°C в течение 3 ч

После испытаний на жаростойкость в образце заметно нарушение сплошности керамического слоя (рис. 3, а). При сохранении столбчатой структуры слоя наблюдается частичное его спекание. Элементный состав керамического слоя не изменился по сравнению с состоянием образца после отжига. Под керамическим слоем видна оксидная пленка толщиной 7 мкм, в составе которой содержатся элементы керамического и жаростойкого слоев – алюминий, хром, никель, цирконий, гафний, тантал. Структура жаростойкого слоя существенно изменилась по сравнению с состоянием после отжига. В слое сплава ВСДП наблюдаются области на основе γ' -фазы: крупные выделения, локализованные в основном у границы с оксидной пленкой, а также прослойки на границах β -зерен (участок 1 на рис. 3, б) и игольчатые выделения в теле β -зерен (участок 2 на рис. 3, б). Размер β -зерен в верхней части жаростойкого слоя достигает 65 мкм. В этом же слое также обнаружены еще две структурные составляющие – отдельно встречающиеся частицы на основе α -фазы размером $3\div 5$ мкм, в составе которых обнаружены рений (участок 3 на рис. 3, б), и оксиды вытянутой формы на основе алюминия (участок 4 на рис. 3, б). Под крупными β -зернами расположены β -зерна меньшего размера величиной $3\div 10$ мкм (рис. 3, в). Наблюдаются частицы на основе α -фазы, содержащие рений (участки 1 на рис. 3, в), а также скопления мелкодисперсных частиц на основе гафния и тантала (участок 2 на рис. 3, в). Под β -зернами в матрице из γ' -фазы видны более крупные частицы на основе α -фазы (участки 3 на рис. 3, в), образующие цепочки, вытянутые в направлении жаростойкого слоя. В этой же области отдельно встречаются оксиды на основе иттрия размером ~ 1 мкм (участок 4 на рис. 3, в). У бывшей границы жаростойкого слоя со сплавом ЖС32 (рис. 3, з) наблюдается плотное скопление оксидов на основе иттрия (участок 1 на рис. 3, з), комплексных оксидов на основе гафния и иттрия (участок 2 на рис. 3, з), оксидов на основе алюминия (участок 3 на рис. 3, з), частиц на основе α -фазы (участок 4 на рис. 3, з), а также карбидов на основе тантала и ниобия (участки 5 на рис. 3, з). Расстояние от мелких β -зерен до бывшей границы со сплавом ЖС32 составляет ~ 40 мкм. В зоне взаимодействия жаростойкого слоя со сплавом ЖС32 толщиной ~ 40 мкм видны карбиды на основе вольфрама (участок 6 на рис. 3, з), а также малоразмерные округлые частицы, состав которых близок к ТПУ-фазе: никель, хром, рений, вольфрам (участок 7 на рис. 3, з). Отдельный интерес представляет изменение элементного состава γ' -матрицы жаростойкого слоя. В пространстве между крупными β -зернами (рис. 3, б) в матрице обнаружен вольфрам, который отсутствует в зоне слоя, находящейся под мелкими β -зернами (рис. 3, в). Над зоной взаимодействия со сплавом ЖС32 матрица обогащена вольфрамом, иттрием и ниобием (рис. 3, з). В составе матрицы на участке под бывшей границей покрытия с подложкой иттрий уже не обнаружен. Ниже, у самой границы со сплавом ЖС32 матрица характеризуется повышенным содержанием хрома. В этой области также обнаружен молибден. В основном материале сплава ЖС32 у границы с зоной взаимодействия наблюдаются скопления карбидов и пластинчатые выделения ТПУ-фазы длиной до 18 мкм, содержащие никель, вольфрам, рений и хром (рис. 3, а). Глубина вторичной реакционной зоны при этом не превышает 150 мкм.

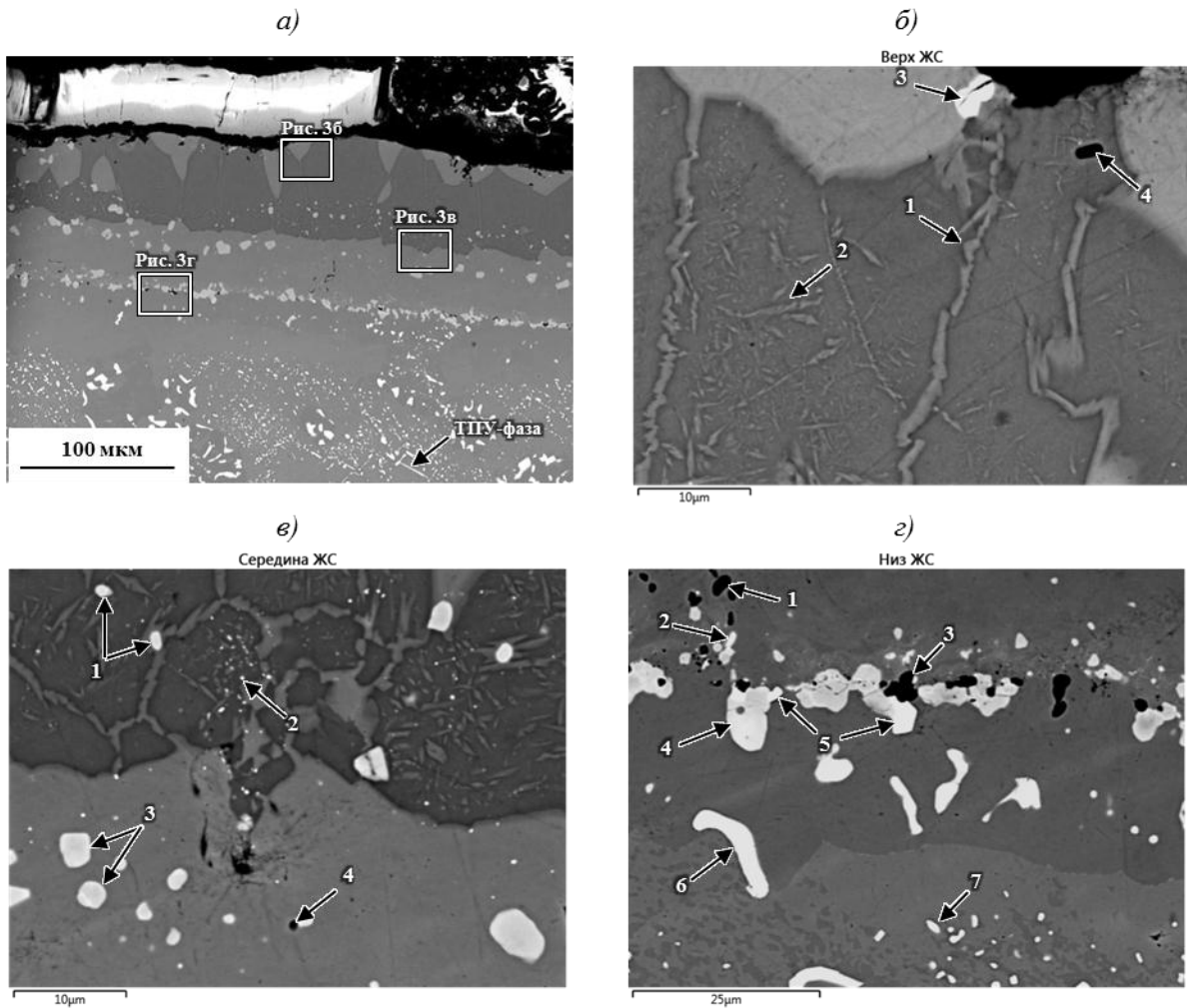


Рис. 3. Структура теплозащитного покрытия СДП+ВСДП+(Zr-Gd-Y)O после испытаний на изотермическую жаростойкость при 1200°C в течение 100 ч (а);

б: 1, 2 – выделения γ' -фазы; 3 – частицы на основе α -фазы; 4 – оксиды на основе алюминия;

в: 1, 3 – частицы на основе α -фазы; 2 – выделения гафния и тантала; 4 – оксиды на основе иттрия;

г: 1, 2 – оксиды на основе иттрия и гафния; 3 – оксиды на основе алюминия; 4 – частицы на основе α -фазы; 5 – карбиды на основе тантала и ниобия; 6 – карбиды на основе вольфрама; 7 – частицы на основе никеля, хрома, рения и вольфрама

Из рис. 4 видно, что изменение содержания алюминия и никеля носит ступенчатый характер. В верхней части жаростойкого слоя графики изменения содержания алюминия и никеля взаимно противоположны, что объясняется присутствием этих элементов в β -зернах и γ' -матрице соответственно. Далее содержание алюминия снижается. Содержание никеля, наоборот, повышается и выходит на один уровень, за исключением нижнего участка зоны взаимодействия жаростойкого слоя со сплавом ЖС32, где наблюдается небольшое снижение содержания никеля. Содержание хрома находится на одном уровне, за исключением пиков, соответствующих присутствию частиц на основе α -фазы. На участке снижения содержания никеля содержание хрома, напротив, увеличивается, что свидетельствует о повышенной его концентрации в этой области γ' -фазы.

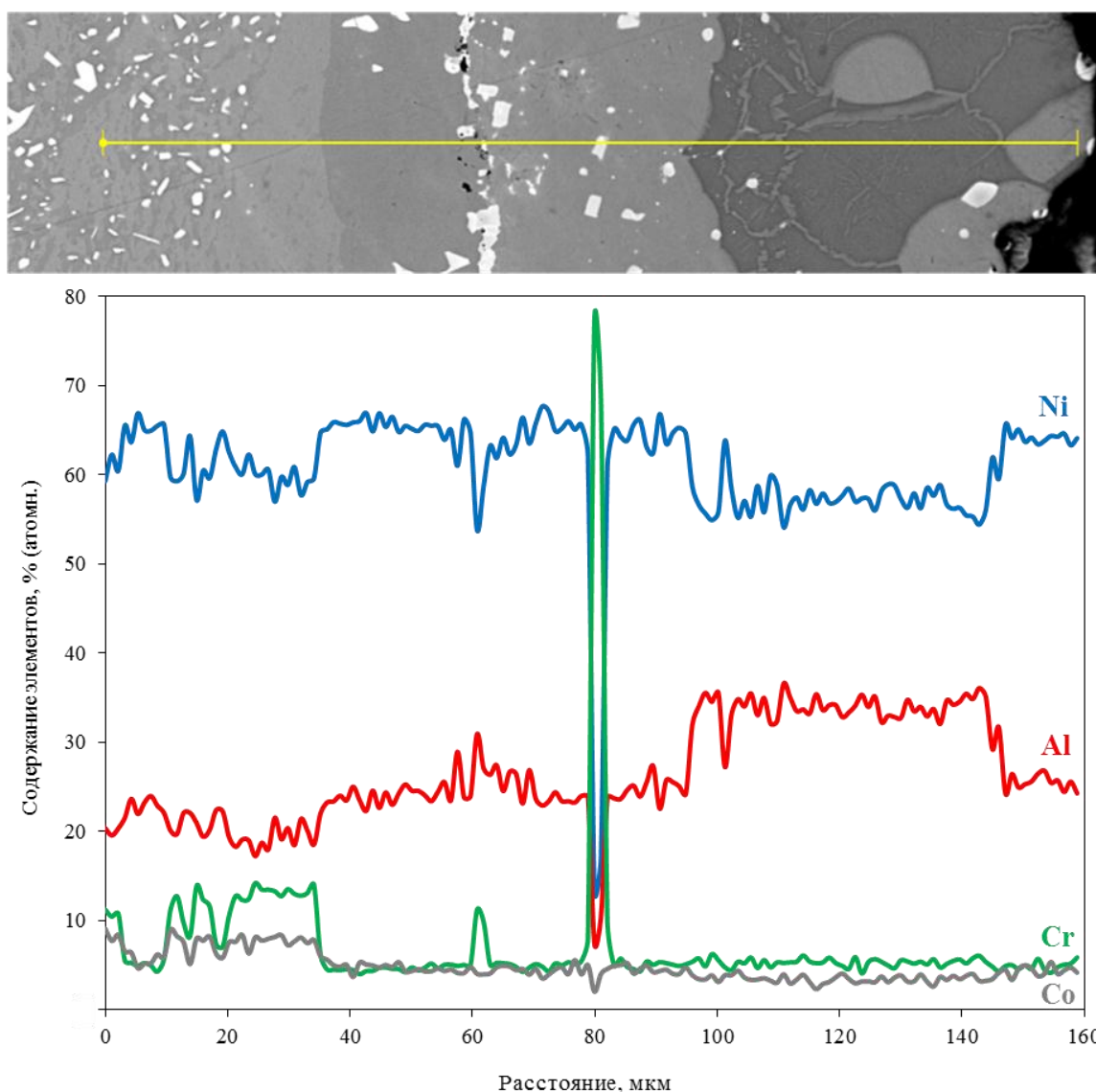


Рис. 4. Профиль элементного состава по линии, проведенной от верхней границы жаростойкого слоя до слоя сплава ЖС32 в образце после испытания на изотермическую жаростойкость при 1200°C в течение 100 ч

Обсуждение и заключения

Прежде всего следует отметить, что анализ фазового состава структурных составляющих материала ТЗП носит приближенный характер, так как основывается на данных об элементном составе и фазовых диаграммах. Для уточнения результатов целесообразно применение дифракционных методов исследования.

Вследствие взаимной диффузии покрытия и сплава ЖС32, вызванной высокотемпературным отжигом, в жаростойком слое формируются зоны взаимодействия компонентов покрытия и материала-подложки. Алюминий присутствует в составе β - и γ' -фаз. Наибольшее содержание алюминия отмечено в слое сплава ВСДП, где он сконцентрирован в β -зернах. При приближении к сплаву ЖС32 содержание алюминия в покрытии снижается, и отношение доли β -фазы к доле γ' -фазы уменьшается. Хром, изначально содержащийся в γ' -фазе в слое сплава СДП, перемещается в сторону керамического слоя. В зоне взаимодействия сплавов СДП и ВСДП хром выделяется в частицах на основе α -фазы по границам β -зерен и продолжает перемещаться по ним выше,

вплоть до переходного слоя на основе оксида алюминия. Тантал и иттрий обнаружены как в составе γ' -фазы в слое сплава СДП, так и в составе мелкодисперсных выделений. Гафний встречается исключительно в составе отдельных частиц и на границах мелких β -зерен. Из сплава ЖС32 в материал покрытия активнее остальных элементов диффундирует кобальт.

После испытаний на изотермическую жаростойкость в верхней части жаростойкого слоя наблюдается локальное обеднение β -фазы алюминием вследствие образования пленки на основе оксида алюминия, а также диффузии алюминия в керамический слой. Изменяется морфология структурных составляющих – β -зерна увеличиваются. Частицы на основе α -фазы, рассредоточенные по всей глубине жаростойкого слоя, появились, скорее всего, вследствие коагуляции хромсодержащих выделений. Самые крупные частицы на основе α -фазы наблюдаются в области бывшего слоя сплава СДП, где содержание хрома было наибольшим. Сравнение профилей распределения элементов по толщине жаростойкого слоя после отжига и высокотемпературной выдержки показывает, что общее содержание никеля во всех зонах увеличивается, что связано, по-видимому, с диффузией никеля из сплава ЖС32. Общее снижение содержания никеля и алюминия в зоне взаимодействия жаростойкого слоя со сплавом ЖС32 связано с повышенным содержанием хрома в γ' -матрице. Это обстоятельство свидетельствует о том, что высокотемпературная выдержка активирует дополнительный механизм диффузии хрома. Если в состоянии после отжига наблюдались последствия перемещения хрома по границам зерен в сторону сплава ВСДП, то после испытаний на жаростойкость видно, что хром активно диффундирует в направлении основы из сплава ЖС32. Вследствие этого под покрытием образуется зона взаимодействия, состоящая из γ' -фазы с высоким содержанием хрома, а также наблюдается вторичная реакционная зона с пластинами ТПУ-фазы.

Таким образом, по результатам исследования можно сделать следующие выводы.

1. Вакумный отжиг при 1050°C в течение 3 ч активирует процесс взаимной диффузии элементов ТЗП и сплава ЖС32, и, как следствие, в структуре покрытия и материала-подложки формируются зоны взаимодействия этих компонентов. Градиенты концентраций никеля, алюминия и хрома по глубине жаростойкого слоя свидетельствуют о высокой диффузионной активности этих элементов, а также о незавершенности диффузионных процессов.

2. Высокотемпературная выдержка в процессе испытания при 1200°C в течение 100 ч приводит к потере двухслойной структуры жаростойкого покрытия из-за усиления диффузионных процессов. Изменяются форма и размер структурных составляющих на основе β - и α -фазы. В жаростойком слое образуется непрерывная матрица на основе γ' -фазы, а ее элементный состав непостоянен по толщине слоя. Выравнивание концентраций никеля, алюминия и хрома по глубине жаростойкого слоя свидетельствует о полном протекании диффузионных процессов. При этом система стремится к равновесному состоянию.

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. С. 3.

2. 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: 29.10.2018).
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. Чубаров Д.А., Матвеев П.В. Новые керамические материалы для теплозащитных покрытий рабочих лопаток ГТД // *Авиационные материалы и технологии.* 2013. №4. С. 43–46.
5. Будиновский С.А., Чубаров Д.А., Матвеев П.В. Современные способы нанесения теплозащитных покрытий на лопатки газотурбинных двигателей (обзор) // *Авиационные материалы и технологии.* 2014. №S5. С. 38–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-38-44.
6. Чубаров Д.А., Будиновский С.А. Выбор керамического материала для теплозащитных покрытий лопаток авиационных турбин на рабочие температуры до 1400°C // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2015. №4. Ст. 07. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 15.09.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-4-7-7.
7. Чубаров Д.А., Будиновский С.А., Смирнов А.А. Магнетронный способ нанесения керамических слоев теплозащитных покрытий // *Авиационные материалы и технологии.* 2016. №4 (45). С. 23–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-23-30.
8. 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.
9. Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Эрозионностойкие покрытия для лопаток компрессора газотурбинных двигателей // *Электрометаллургия.* 2016. №10. С. 23–38.
10. 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. №S5. С. 56–60. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s5-56-60.
11. Смирнов А.А., Будиновский С.А., Матвеев П.В., Чубаров Д.А. Разработка теплозащитных покрытий для лопаток ТВД из никелевых монокристаллических сплавов ВЖМ4, ВЖМ5У // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2016. №1 (37). Ст. 03. URL: <http://viam-works.ru> (дата обращения: 15.09.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-17-24.
12. Walston W.S., Schaefer J.C., Murphy W.H. A new type of microstructural instability in superalloys – SRZ // *Superalloys. The Minerals, Metals & Materials Society,* 1996. P. 9–18.
13. Будиновский С.А., Мубояджян С.А., Гаямов А.М., Косьмин А.А. Жаростойкие ионно-плазменные покрытия для лопаток турбин из никелевых сплавов, легированных рением // *МиТОМ.* 2008. №6. С. 31–36.
14. Гаямов А.М., Будиновский С.А., Мубояджян С.А., Косьмин А.А. Выбор жаростойкого покрытия для жаропрочного никелевого рений-рутенийсодержащего сплава марки ВЖМ4 // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2014. №1. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 18.09.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-1-1-1.
15. 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.
16. Cutler R.W. The 1200°C Isothermal Sections of the Ni–Al–Cr and the Ni–Al–Mo Ternary Phase Diagrams: thesis for the Master Science Degree in Graduate Program in Materials Science and Engineering. Ohio. 2011. 58 p.
17. Grushko B., Kowalski W., Pavlyuchkov D. etc. A contribution to the Al–Ni–Cr phase diagram // *Journal of Alloys and Compounds.* 2008. №460. P. 299–304.