УДК 629.7.023.224

О.Н. Доронин[1], Д.С. Горлов[1], Е.Н. Азаровский[1], А.С. Кочетков[1]

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЖАРОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Для постановки исследовательских работ и определения требований к перспективным вариантам защитных покрытий проведено изучение экспериментального варианта комплексного многослойного жаростойкого ионно-плазменного покрытия при высокотемпературной деформации образцов из интерметаллидного титанового сплава. Показано, что при высоких значениях остаточной деформации основы из интерметаллидного титанового сплава до 11%, многослойное покрытие способно обеспечить достаточно высокий уровень защитных свойств.

Ключевые слова: *интерметаллидный титановый сплав, высокотемпературная деформация, барьерный слой, конденсационно-диффузионное покрытие, вакуумно-плазменная технология высоких энергий, антиокислительное покрытие.*

O.N. Doronin[1], D.S. Gorlov[1], E.N. Azarovsky[1], A.S. Kochetkov[1]

STUDY OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF A HEAT-RESISTANT COATING AT HIGH-TEMPERATURE DEFORMATION OF SAMPLES FROM TITANIUM INTERMETALLIC ALLOY

In order to set up research works and determine the requirements for the promising options of protective coatings he paper studies an experimental version of a complex multilayer heat-resistant ion-plasma coating at high-temperature deformation of samples from an intermetallic titanium alloy. The article shows that at high values of residual deformation (up to 11%) of a base made of an intermetallic titanium alloy the multilayer coating is capable of providing sufficiently high level of protective properties.

Keywords: *intermetallic titanium alloy, high-temperature deformation, barrier layer, condensation-diffusion coating, high-energy vacuum plasma technology, antioxidant coating.*

[1]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

Уникальные свойства интерметаллидных соединений системы Ti–Al обеспечиваются упорядоченной структурой, которая сохраняется вплоть до температуры плавления и позволяет разрабатывать на их основе высокотемпературные сплавы с термостабильной структурой. Поэтому рабочие температуры интерметаллидных титановых сплавов нового поколения, основным компонентом структуры которых являются алюминиды титана TiAl и Ti_3Al, могут достигать 850 °С с сохранением характерных для титановых сплавов низкой плотности, высокой прочности и жаропрочности [1, 2].

Несмотря на то, что компанией GE уже получен первый опыт применения γ-TiAl сплава в составе материала для литых лопаток 5−7-й ступеней турбины низкого давления двигателя GEnx-1B [3], остается открытым вопрос повышения ресурса и защиты деталей из таких сплавов от высоктотемпературной коррозии в условиях воздействия

продуктов сгорания топлива, особенно с учетом того, что верхний температурный порог их применения находится в диапазоне интенсивного воздействия сульфидно-оксидной коррозии [4]. Возникает также ряд характерных для титановых сплавов замечаний к защите от износа и фреттинга.

По аналогии с покрытиями для никелевых интерметаллидных сплавов, широко применяемых в современном авиационном газотурбостроении, наиболее эффективным вариантом может являться формирование покрытия на основе материала, близкого по составу к жаропрочной основе, но с увеличенным (по сравнению с основой) содержанием элементов, повышающих жаростойкость. Такой подход обеспечивает максимально близкие значения температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) основы и покрытия, а также устойчивость к термическим и термоциклическим напряжениям. При этом решаются вопросы адгезии и химической совместимости покрытия с основой. В связи с этим важным является вопрос проведения аналитического обзора разработок в области жаропрочных интерметаллидных титановых сплавов и покрытий, разработанных и опробованных для них. На основе такого обзора можно выявить варианты легирования и управления свойствами разрабатываемых покрытий [5].

Проведение анализа результатов исследований по изучению влияния отдельных легирующих элементов на свойства интерметаллида титана показали, что повышение прочностных, пластических и жаропрочных свойств может быть обеспечено путем формирования интерметаллида Ti_2AlNb (орто-фаза), который образуется при содержании ниобия свыше 15% (атомн.). В супер-α_2-сплавах появляется новый интерметаллид Ti_2AlNb (орто-фаза), который существенно влияет на их основные свойства. Например, снижение значения ТКЛР для сплавов на основе алюминида Ti_3Al при увеличении содержания орто-фазы может быть использовано для создания сжимающих напряжений в поверхностном слое покрытия. При этом высокие прочностные и пластические характеристики орто-сплавов при комнатной температуре могут положительно повлиять на характеристики сопротивления усталости изделий с покрытиями [6, 7].

Однако при формировании покрытий на основе орто-сплавов необходимо учитывать, что в качестве легирующих элементов, кроме алюминия и ниобия, для повышения механических свойств используют ряд других элементов (V, Mo, Ta, W, Zr, Si, C, Y, Gd, Sc), которые могут существенно влиять на свойства основы из титанового сплава. Основным недостатком орто-сплавов при их использовании в качестве жаростойких покрытий является снижение жаростойкости при температурах >700 °C, что позволяет рекомендовать их для соединительных слоев с последующим модифицированием поверхности с повышением содержания Ti_3Al и TiAl.

Другой класс титановых сплавов, широко исследуемый современными учеными, – это интерметаллидные гамма-сплавы. Их основу составляет интерметаллическое соединение TiAl, которое сохраняет свою упорядоченную структуру вплоть до температуры плавления (~1450 °C). В качестве легирующих элементов в гамма-сплавах разных поколений используются V, Nb, Cr, Mn, B, C и редкоземельные металлы (РЗМ). В некоторых вариантах создаются условия для формирования в структуре сплава дисперсных керметных соединений TiB, TiB_2 и TiC [6, 7]. Важнейшим достоинством гамма-сплавов является их высокая жаропрочность, обусловленная природой интеметаллидного соединения, которая неизбежно приводит к ряду негативных для практического применения последствий – таких как низкая технологичность и высокая стоимость их передела в материалы для нанесения покрытий (порошки, катоды, мишени и т. п.). Крайне низкая пластичность ≤(0,5–1,5)% может привести к охрупчиванию поверхности и не позволит формировать слои покрытий на основе гамма-сплавов достаточно большой толщины.

Исходя из анализа совокупности свойств гамма сплавов, с учетом их низкой технологичности, можно рекомендовать формирование поверхностных слоев на их основе с использованием диффузионных или комбинированных методов нанесения на обычные или орто-сплавы. При этом для повышения вязкости и пластичности покрытий рационально создавать тонкие поверхностные слои или многослойные покрытия с чередованием гамма-сплава с титановым сплавом, имеющим высокую пластичность.

Одним из перспективных направлений исследований в области высокотемпературных интерметаллидных титановых сплавов являются эвтектические сплавы системы Ti–Si–Al, которые обладают хорошей жаростойкостью и устойчивостью к термоциклическому воздействию при температурах до 1000 °С. Такие сплавы дополнительно могут быть легированы Zr, Mo, Cr, Fe и B, которые повышают стойкость сплавов к термоциклированию при нагреве и охлаждении в интервале температур 800–1020 °С. Лучшими свойствами обладают сплавы, содержащие Ti–(2–20)Si–(2–13)Al–(0,01–2)Mn, Cr, Fe и B (здесь и далее – состав в % (по массе)) [8]. Такие сплавы могут быть использованы не только как самостоятельные защитные покрытия, но и в качестве промежуточного соединительного слоя, на поверхности которого может быть сформирован слой Ti–Al.

Перспективные исследования ведутся также в области интерметаллидных сплавов, содержащих тэта-фазу Al_2Ti, структурно стабильную до температуры 1433 °С. Эта фаза обладает высоким модулем упругости при низких температурах и хорошей жаростойкостью до температуры 1000 °С. Создание поверхностных слоев защитных покрытий на основе тэта-фазы потенциально позволит повысить жаростойкость и характеристики сопротивления усталости, по сравнению с поверхностными слоями на базе интерметаллидов Ti_3Al и TiAl [8].

При температурах >700 °С в титановых сплавах резко ускоряются как диффузионные процессы, так и химическое взаимодействие с окружающей средой. Поэтому для выбора наилучших вариантов конструкции покрытий важно провести систематизированный анализ уже исследованных и опробованных разработок в области защитных покрытий для высокотемпературных интерметаллидных титановых сплавов.

Наиболее распространенным приемом защиты от негативного влияния легирующих элементов покрытия на основу является применение барьерных слоев между основой и жаростойким или износостойким слоем. В работе [9] барьерный слой состава Ti–(50–55)Al–(9–20)Fe применяется для предотвращения диффузии между интерметаллидным титановым сплавом и жаростойким покрытием системы Fe–Cr–Al–Y, работающим при температуре 800 °С. В работе [10] и патенте [11] барьерный слой из ниобия или тантала толщиной до 10 мкм используется в четырехслойном покрытии, содержащем также промежуточный слой из меди, слой из никелевого суперсплава и внешний слой на основе железа системы Fe–Cr–Al–Y. В работе [12] и патентах [13–15] описывается износостойкое покрытие, состоящее из карбида хрома (который может служить диффузионным барьером) с последующим нанесением слоев: MCrAlY (где M: NiCo или CoNi); ZrO_2, стабилизированного Y_2O_3, с пористостью 8% и внешним слоем Al_2O_3 с пористостью 5%. В работе [16] патентах [17, 18] описано композиционное покрытие Al/Al_2O_3/MCrAlY (где M может быть Ni, Co либо Ni+Co), в котором слои Al/Al_2O_3 также могут быть рассмотрены как барьерные.

Все современные исследования в области разработки жаростойких покрытий направлены на формирование многослойных конструкций. В ряде исследований в качестве внешнего жаростойкого слоя используется интерметаллид TiAl [16, 17, 19–21], а в качестве переходного (соединительного) слоя – сплавы системы Ti–Cr–Al [19, 22]. В ряде работ в качестве жаростойкого слоя используются традиционные для никелевых сплавов системы покрытий (Ni, Co, Ni+Co)CrAlY [16, 17, 23, 24]. Ведутся также

работы, в которых на промежуточном соединительном жаростойком слое TiCrAl или (Ni, Co, Ni+Co)CrAlY формируется керамический термобарьерный слой на основе оксидов циркония или алюминия [12, 25, 26].

Важным выводом из рассмотренных материалов может являться то, что в абсолютном большинстве исследований, направленных на разработку защитных покрытий для сплавов на основе интерметаллида TiAl на рабочие температуры >750 °C, используются барьерные слои. С учетом химической активности основы, для формирования таких слоев применяют вакуумные процессы физического осаждения или ассистированные плазмой процессы. При этом, несмотря на явное преобладание исследовательских работ, в которых используются традиционные для никелевых сплавов жаростойкие слои (Ni, Co, Ni+Co)CrAlY, достаточно перспективными являются работы с использованием жаростойких слоев системы Ti–Cr–Al.

Материалы и методы

Для исследования механизмов работы многослойных покрытий проведен эксперимент, в ходе которого образец из модельного интерметаллидного титанового сплава подвергали испытаниям на длительную прочность до разрушения при температуре 800 °C, после чего оценивали состояние покрытия и основы в зоне шейки образца и в переходной зоне.

В качестве основы выбран модельный интерметаллидный титановый гамма-сплав системы Ti–Al–Cr–Nb–V, из которого литьем и электронно-лучевым спеканием получены стандартные образцы для испытаний на длительную прочность [27].

На полученные образцы с использованием вакуумно-плазменной технологии высоких энергий (ВПТВЭ) нанесено многослойное конденсационно-диффузионное покрытие, содержащее барьерный слой, жаростойкий соединительный слой и внешний жаростойкий слой [28, 29]. Конструкция экспериментального покрытия приведена на рис. 1.

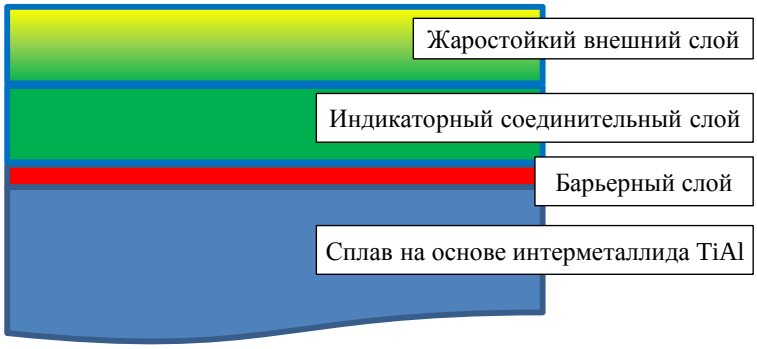

Рис. 1. Конструкция многослойного ионно-плазменного конденсационно-диффузионного покрытия

Для барьерного слоя в модельном эксперименте использован нитрид титана как наиболее распространенный в качестве покрытия для титановых сплавов вариант защитного покрытия [30, 31]. С учетом того, что в условиях воздействия окислительной среды покрытие на основе нитрида титана начинает интенсивно деградировать уже при температуре 500–600 °C, предполагалось, что в случае нарушения или неэффективной работы жаростойкого покрытия при температуре 800 °C будут отчетливо различимы изменения структуры барьерного слоя.

С учетом необходимости оценки интенсивности протекания диффузионных процессов, в качестве индикаторного соединительного слоя выбран наименее легированный стандартный титановый сплав ВТ1-0 (ГОСТ 19807–91). Задачей применения соединительного слоя с минимальным уровнем легирования была оценка диффузии из

внешнего жаростойкого слоя в направлении основы, а также диффузии элементов основы через барьерный слой.

В качестве наружного жаростойкого слоя сформирован диффузионный поверхностный слой системы Ti+(Al–Ni–Si–B), обогащенный алюминием, но содержащий никель, который может негативно сказываться на свойствах титановых сплавов. При этом наружный слой должен обеспечить образование сплошной оксидной пленки на поверхности покрытия для защиты сплава от высокотемпературного окисления.

После нанесения покрытий проведен вакуумный отжиг при температуре 800 °С в течение 90 мин для формирования структуры, стабильной при температуре испытаний. Внешний вид стандартного образца с экспериментальным покрытием приведен на рис. 2.

Рис. 2. Общий вид образца из модельного титанового сплава с покрытием

После формирования покрытия образцы подвергнуты испытаниям на длительную прочность на испытательной машине ZST2/3 при температуре 800 °С до полного разрушения, после чего проведено исследование покрытия в зоне разрушения (шейки) и переходной зоне на растровом электронном микроскопе FEI Quanta Inspect.

Результаты и обсуждение

Внешний вид исследуемых модельных образцов с экспериментальными покрытиями после испытаний на длительную прочность приведен на рис. 3. На торце литого образца после разрушения отчетливо видны различные зоны, отличающиеся по цвету (рис. 4, *а*). Несмотря на остаточную деформацию не менее 11% в районе шейки, по периметру окружности литого образца пустот между основой и покрытием не наблюдается (рис. 4, *а*), четко виден контур покрытия по всему периметру образца, что свидетельствует о повышенных адгезионных свойствах.

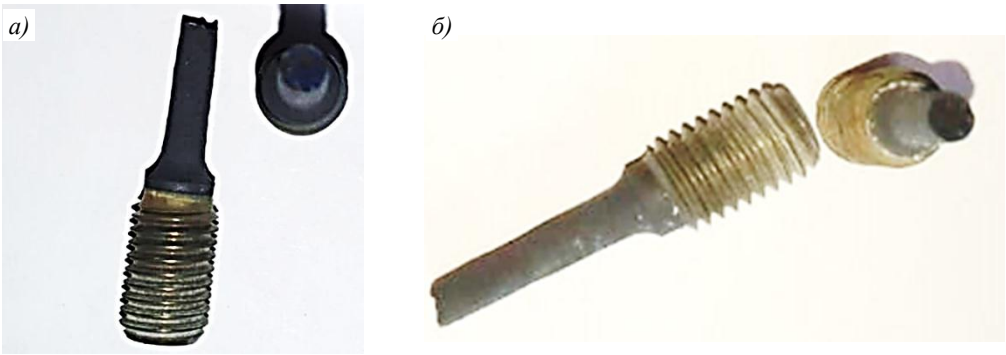

Рис. 3. Внешний вид литого (*а*) и синтезированного (*б*) образцов после проведения испытаний на длительную прочность

На торце синтезированного образца после разрушения видны отдельные участки без покрытия (рис. 4, *б*). Локальное отслоение может свидетельствовать о снижении адгезионных характеристик по сравнению с литым образцом и необходимости дополнительной подготовки поверхности синтезированных изделий перед нанесением покрытий.

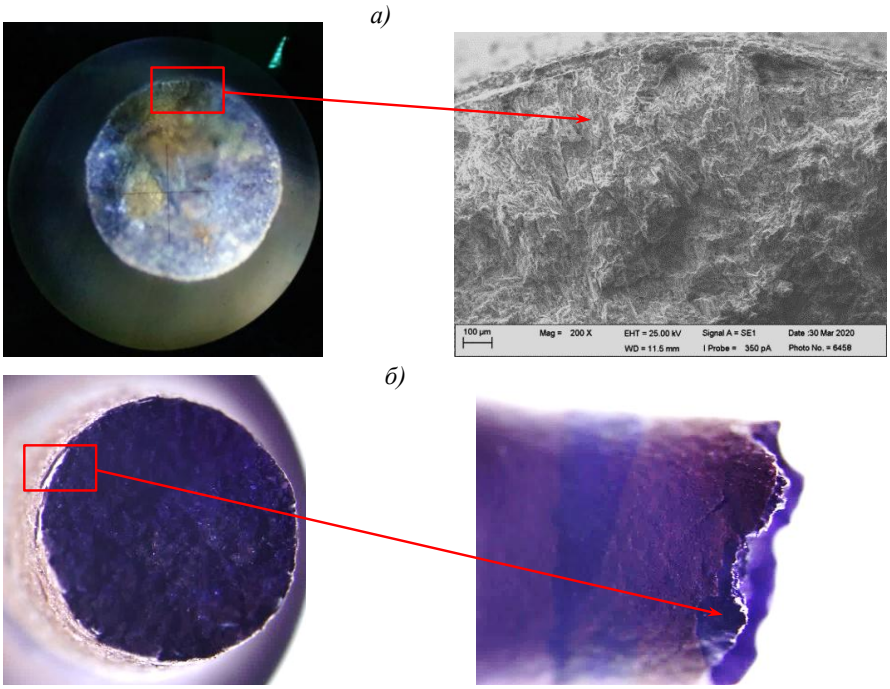

Рис. 4. Внешний вид разрушенного торца литого (*а*) и синтезированного образцов (*б*)

Для исследования механизмов совместной деформации покрытий и основы в зоне шейки и переходной зоне проведено металлографическое исследование поперечного шлифа образцов в плоскости, параллельной оси растяжения. Схема раскроя образцов для исследования приведена на рис. 5.

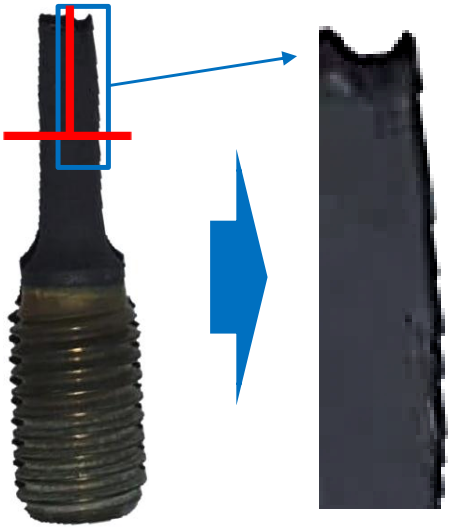

Рис. 5. Схема раскроя образцов для исследования

Внешний вид шлифа литого образца для металлографического исследования приведен на рис. 6. Структура сформированного покрытия после испытаний (рис. 6, *б–е*), характерная для конденсационно-диффузионных покрытий, состоит из трех слоев и совпадает со схемой многослойного покрытия, приведенной на рис. 1. На поверхности жаростойкого слоя формируется рыхлая оксидная пленка, которая при пластической деформации основы непрерывно растрескивается, о чем свидетельствует локальное увеличение ее толщины на разных участках (рис. 6, *д*). По результатам металлографического исследования

образца можно заключить, что связующий слой не имеет отслоений и сквозных трещин до основы, даже в зоне шейки (рис. 6, *в*, *е*). В зоне шейки из-за существенной локальной деформации образца в барьерном слое и в жаростойком слое покрытия образуются трещины (рис. 6, *в*, *е*). При этом в переходной зоне трещин в барьерном слое не обнаружено (рис. 6, *б*, *г*). Образование трещин в барьерном слое не вызывает дальнейшего распространения разрушения внутрь основного материала. Повреждения жаростойкого слоя в переходной зоне локализованы в виде микротрещин (рис. 6, *д*). Образование трещин в жаростойком слое не вызывает развития разрушения в соединительном слое.

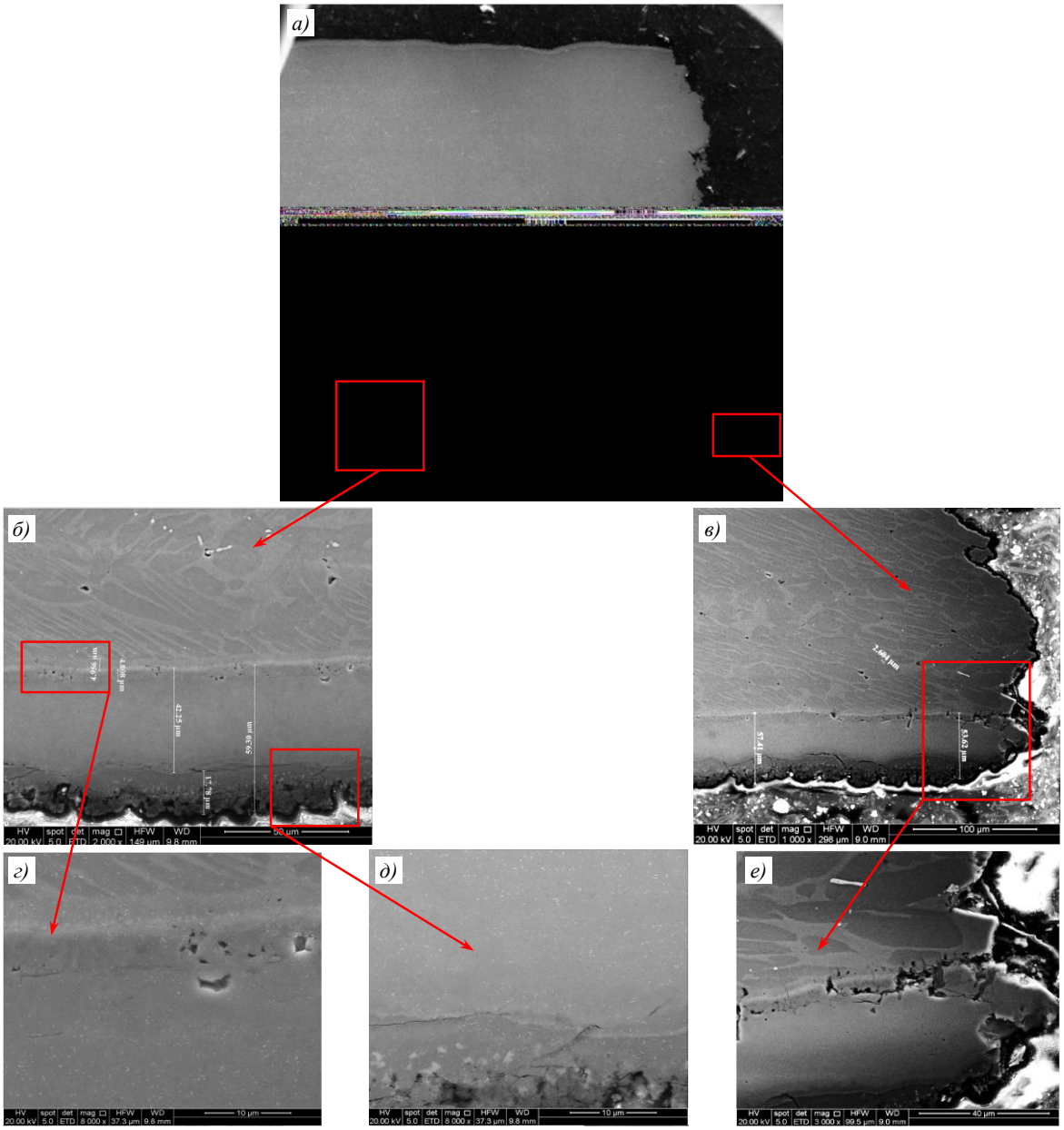

Рис. 6. Структура экспериментального покрытия в переходной зоне (*б*, *г*, *д*) и зоне шейки (*в*, *е*) литого образца

Внешний вид шлифа синтезированного образца для металлографического исследования приведен на рис. 7. Структура сформированного покрытия после испытаний (рис. 7, *б–г*), характерная для конденсационно-диффузионных покрытий, состоит

из трех слоев и совпадает со схемой многослойного покрытия, приведенной на рис. 1. На поверхности жаростойкого слоя формируется рыхлая оксидная пленка, аналогичная таковой на литом образце, которая при пластической деформации основы непрерывно растрескивается, о чем свидетельствует локальное увеличение ее толщины (рис. 7, *б–г*). По результатам металлографического исследования образца можно заключить, что барьерный слой в зоне шейки образца имеет отслоения, при этом разрушение происходит, вероятно, по механизму сдвига, так как вертикальные трещины в покрытии в зоне шейки достаточно далеко отстоят друг от друга (рис. 7, *б, в*).

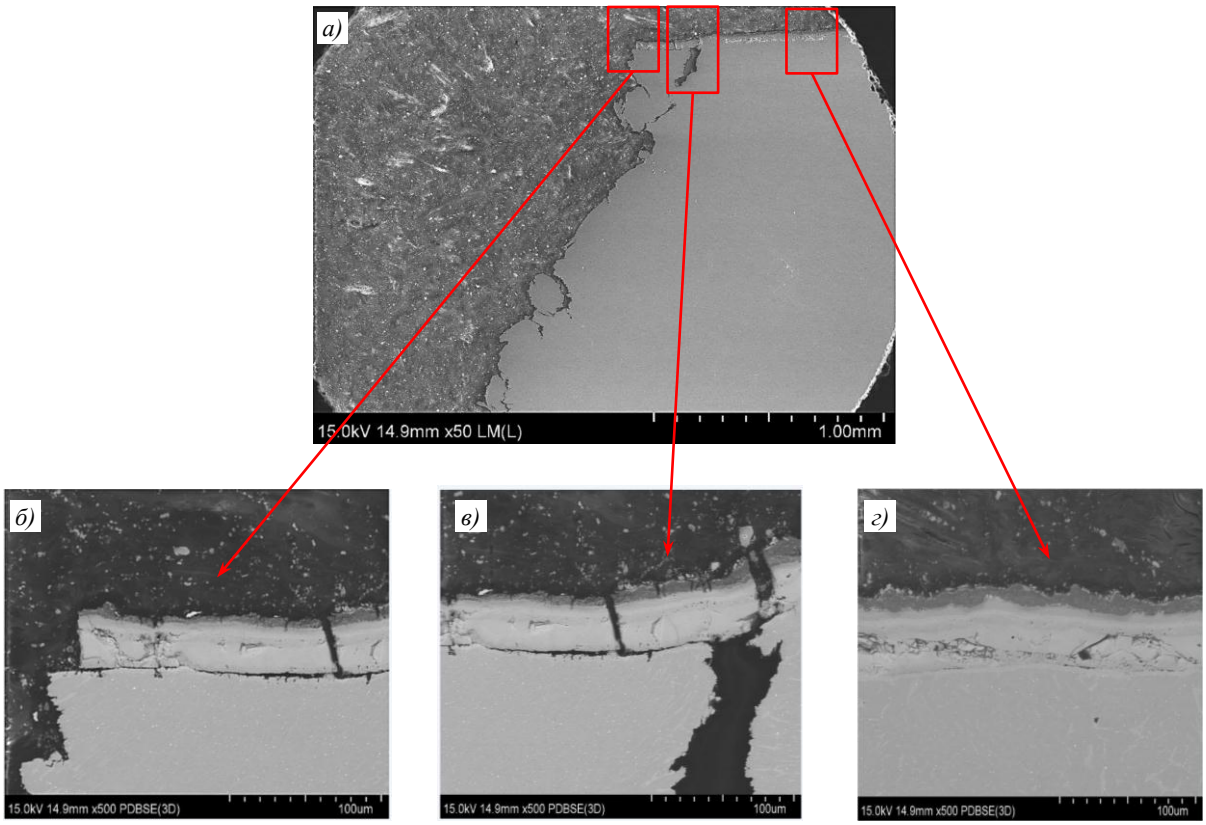

Рис. 7. Структура экспериментального покрытия в зоне шейки (*б, в*) и переходной зоне (*г*) синтезированного образца

В переходной зоне в барьерном слое появляются растрескивания, частично переходящие в соединительный слой, но не приводящие к сквозному растрескиванию покрытия (рис. 7, *г*). Образование трещин в барьерном слое не вызывает дальнейшего распространения разрушения внутрь основного материала. Повреждения жаростойкого слоя в переходной зоне практически отсутствуют (рис. 7, *г*).

Заключения

Проведенные исследования экспериментального покрытия на модельных образцах интерметаллидного титанового сплава показали, что предложенная конструкция конденсационно-диффузионного покрытия обеспечивает защиту основы при высокотемпературной деформации вплоть до разрушения образца. Образование трещин в барьерном слое не вызывает дальнейшего распространения разрушения внутрь основного материала. Образование трещин в жаростойком слое не вызывает развития разрушения в соединительном слое и не приводит к образованию сквозных трещин до основного материала.

На поверхности жаростойкого слоя, обогащенного алюминием, формируется рыхлая оксидная пленка, которая при пластической деформации основы непрерывно разрушается с образованием оксида на открытых участках, при этом сплошность оксидной пленки сохраняется на всей поверхности.

На основании сопоставления полученных результатов исследования литого и синтезированного образцов можно сделать вывод об ухудшении адгезионных и механических свойств барьерного слоя, нанесенного на синтезированный образец, по сравнению с таковым на литом образце, что вызывает различные механизмы разрушения экспериментального покрытия при значительной деформации модельного интерметаллидного титанового сплава.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо-β-титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температуры гомогенизации на структуру и свойства сплава ВТ47. Часть 1 // Труды ВИАМ. 2020. №6–7 (89). Ст. 01. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 02.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-3-10.
2. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо-β-титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температуры гомогенизации на структуру и свойства сплава ВТ47. Часть 2 // Труды ВИАМ. 2020. №8 (90). Ст. 02. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 02.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-11-19.
3. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2018. 308 с.
4. Sauthoff G. New developments in intermetallic compounds in West Germany. Frontiers of Materials Research // Electronic and Optical Materials. Elsevier, 1991. P. 17–24.
5. Takekawa M., Kurashie M. Making Lighter Aircraft Engines with Titanium Aluminide Blades. The current state of net shape casting // IHI Engineering Review. 2014. Vol. 47. No. 1. P. 10–13.
6. Lecarrié G., Collain C. Snecma (Safran) and Mecachrome sign contract for production of titanium aluminide blades on the LEAP engine. URL: http://www.safran-group.com/media/20140414_snecma-safran-and-mecachrome-sign-contract-production-titanium-aluminide-blades-leap-engine (дата обращения: 29.10.2020).
7. Косьмин А.А., Будиновский С.А. Мубояджян С.А. Жаро- и коррозионностойкое покрытие для рабочих лопаток турбины из перспективного жаропрочного сплава ВЖЛ21 // Авиационные материалы и технологии. 2017. №1 (46). С. 17–24. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-1-17-24.
8. Азаровский Е.Н., Мубояджян С.А. Исследование процесса модифицирования сталей ЭП866 и ЭИ961 в титановой плазме ВДР с испытаниями на стойкость к солевой коррозии // Труды ВИАМ. 2018. №2 (62). Ст. 11. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 02.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-11-11.
9. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
10. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // Труды ВИАМ. 2013. №3. Ст. 02. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 02.11.2020).
11. Barrier coatings for oxidation protection incorporating compatibility layer: pat. US5049418; filed 19.02.91; publ. 17.09.91.
12. Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Закономерности формирования структурно-фазового состояния сплавов на основе орто- и гамма-алюминидов титана в процессе термомеханической обработки // Вестник РФФИ. 2015. №1. С. 18–24.
13. High-temperature wear-resistant member and its manufacturing method: pat. JP2009041059; filed 08.08.07; publ. 14.11.12.

14. Method for producing abrasive tips for gas turbine blades: pat. US6194086; filed 16.04.99; publ. 27.02.01.
15. Abrasive ceramic matrix turbine blade tip and method for forming: pat. US5952110; filed 24.12.96; publ. 14.09.99.
16. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Новак А.В., Панин П.В. Деформируемый интерметаллидный титановый орто-сплав, легированный иттрием. Часть 1. Исследование микроструктуры слитка и построение реологических кривых // Труды ВИАМ. 2018. №6 (66). Ст. 02. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 02.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-12-21.
17. Titanium matrix composites: pat. US5624505; filed 14.10.94; publ. 29.04.97.
18. Turbine blade tip with optimized abrasive: pat. US2005/0129511; filed 11.12.03; publ. 16.06.05.
19. Oxidation-resistant Ti–Al–Fe alloy diffusion barrier coatings: pat. US5776617; filed 21.10.96; publ. 07.07.98.
20. Oxidation protection method for titanium: pat. US5672436; filed 31.05.90; publ. 30.09.97.
21. Oxidation protection method for titanium: pat. US5776266; filed 05.06.95; publ. 07.07.98.
22. Aluminum/aluminum oxide/Ni-base superalloy composite coating for titanium-aluminum alloy and preparation method thereof: pat. CN101310969; filed 23.05.07; publ. 26.11.08.
23. Aluminum/aluminum oxide diffusion blocking layer for titanium-aluminum alloy: pat. CN101310970; filed 23.05.07; publ. 26.11.08.
24. Two-phase (TiAl+TiCrAl) coating alloys for titanium alumnides: pat. US5837387; filed 03.07.96; publ. 17.11.98.
25. Ti–Cr–Al protective coatings for alloys: pat. US5783315; filed 10.03.97; publ. 21.07.98.
26. Метод упрочнения поверхности металлических изделий: пат. RU2340704; заявл. 01.02.07; опубл. 10.12.08.
27. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Si–β-стабилизаторы // Авиационные материалы и технологии. 2020. №1 (58). С. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
28. Метод обработки рабочей поверхности деталей: пат. RU2308537; заявл. 14.03.06; опубл. 20.10.07.
29. Александров Д.А., Мубояджян С.А., Журавлева П.Л., Горлов Д.С. Исследование влияния подготовки поверхности и ассистированного осаждения на структуру и свойства эрозионностойкого ионно-плазменного покрытия // Труды ВИАМ. 2018. №10 (70). Ст. 08. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 02.11.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-10-62-73.
30. Coating systems for titanium oxidation protection: pat. US5077140; filed 17.04.90; publ. 31.12.91.
31. Modified MCrAlY coatings on turbine blade tips with improved durability: pat. US2007264523; filed 02.03.04; publ. 15.11.07.