



УДК 669.187.526.001.5

ИССЛЕДОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ КОНДЕНСИРОВАННЫХ ГРАДИЕНТНЫХ ТЕРМОБАРЬЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ

К. Ю. Яковчук¹, Ю. Э. Рудой², Л. М. Нероденко¹,
А. В. Микитчик¹, В. А. Акрымов³

¹Государственное предприятие «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины».

03150, г. Киев, ул. Горького, 68. E-mail: yakovchuk@paton-icebt.kiev.ua

²Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03150, Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

³Государственное предприятие Научно-производственный комплекс газотурбостроения «Заря»–«Машпроект».
54018, г. Николаев, пр. Октябрьский, 42-а. E-mail: presz@zorya.com.ua

Проведен сравнительный анализ структуры и свойств конденсационных термобарьерных покрытий, полученных электронно-лучевым способом по традиционной многоступенчатой технологии, а также градиентных покрытий, осажденных по одностадийной технологии. Показано, что термоциклическая долговечность на воздухе при $400 \leftrightarrow 1100$ °С градиентных термобарьерных покрытий СДП-3А/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ и СДП-6/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ на жаропрочном сплаве ЧС88У-ВИ составляет 900...1100 одночасовых циклов, что в 1,5–2,0 раза превышает среднее значение долговечности стандартных двухслойных покрытий СДП-3А/ZrO₂-8 % Y₂O₃. Установлено, что толщина слоя окалины на основе Al₂O₃ после 500 ч изотермического отжига на воздухе при 1100 °С в градиентных термобарьерных покрытиях СДП-3А/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ и СДП-6/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ однородна и составляет около 5 мкм, в стандартных покрытиях характеризуется неоднородностью при толщине около 10 мкм. Ширина обедненной алюминием зоны в связующем слое не превышает 5 мкм. В стандартных покрытиях слой окалины характеризуется неоднородностью при толщине 10 мкм; ширине обедненной зоны примерно 15...20 мкм. Библиогр. 13, табл. 2, ил. 8.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и конденсация в вакуум; градиентные термобарьерные покрытия; никелевый жаропрочный сплав ЧС-88; жаростойкий металлический связующий слой Co(Ni)CrAlY; термически выращенный оксид α -Al₂O₃; внешний керамический слой ZrO₂-8 % Y₂O₃; термоциклические и изотермические испытания; диффузия элементов; долговечность покрытия

Современные термобарьерные покрытия, применяемые для защиты лопаток газотурбинных двигателей, представляют собой многослойные системы, состоящие из металлического жаростойкого связующего слоя, наносимого на подложку (жаропрочный сплав–материал лопатки), и низкотеплопроводного внешнего керамического слоя на основе диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия (YPSZ). Между этими слоями формируют тонкую пленку термически выращенного оксида α -Al₂O₃ (TGO), обеспечивающую адгезию внешнего керамического слоя с поверхностью металлического жаростойкого связующего слоя.

В зависимости от условий эксплуатации турбины (температуры газового потока, насыщенности воздуха пылевыми частицами или солями морской воды), для лопаток применяют металлический жаро- и/или коррозионностойкий связующий слой различного состава [1–5]. В условиях эксплуатации химический и фазовый составы этого металлическо-

го слоя претерпевают существенные изменения в результате диффузионного взаимодействия с материалом защищаемого сплава [6].

Одностадийная электронно-лучевая технология осаждения термобарьерных градиентных покрытий (ГП) [7] позволяет получать на поверхности металлического жаростойкого связующего слоя дополнительные переходные зоны, состав которых может быть различным, например, интерметаллиды (NiAl, CoAl), алюминий, алюминий + хром и др. [8, 9].

В процессе получения покрытия и его финишной термической обработки на границе контакта NiCoCrAlY/YPSZ за счет диффузионных потоков формируется переходная зона с градиентом химического состава. Модифицирование химического состава указанной переходной зоны должно способствовать улучшению термомеханической совместности металлического и керамического слоев, замедлению кинетики роста пленки на основе α -Al₂O₃, ограничению диффузии тугоплавких элементов,

© К. Ю. ЯКОВЧУК, Ю. Э. РУДОЙ, Л. М. НЕРОДЕНКО, А. В. МИКИТЧИК, В. А. АКРЫМОВ, 2014



входящих в состав защищаемого жаропрочного сплава. Образование оксидов данных элементов увеличивает толщину и нарушает сплошность пленки Al_2O_3 , что приводит к разрушению покрытия [1, 2].

В настоящей работе в качестве жаростойкого связующего слоя использовали следующие сплавы на основе кобальта, мас. %: СДП-6 (22...24 Cr, 11...13 Al, 8...10 Ni, 0,4...0,6 Y) и СДП-3А (22...24 Cr, 11...13 Al, ≤ 2 Ni, 0,4...0,6 Y).

Цель настоящей работы заключалась в сравнительном анализе возможностей термобарьерных стандартных покрытий (СП), имеющих металлический связующий слой $CoCrAlY$ и внешний керамический $YPSZ$, а также ГП, полученных по одностадийной технологии и состоящих из металлического связующего слоя, внешнего керамического покрытия и переходной зоны между ними; выборе оптимального состава переходной зоны на границе жаростойкого металлического связующего слоя $CoNiCrAlY$ с внешним керамическим покрытием, обеспечивающим максимальную долговечность термобарьерных ГП, для чего проанализированы микроструктурные особенности покрытий в состоянии после осаждения, термической обработки и последующих термоциклических и изотермических испытаний.

В качестве дополнительного переходного слоя в ГП исследован промежуточный слой, содержащий алюминий и алюминий с хромом.

Для сравнения в одностадийном процессе получено двухслойное покрытие (ДП) состоящее из связующего слоя СДП-3А или СДП-6 и верхнего керамического слоя.

Осаждение ГП и ДП проводили на электронно-лучевой установке за один технологический цикл согласно технологии, базирующейся на использовании композиционного слитка и испарителя карусельного типа [7–9].

Термобарьерные ГП наносили на плоские образцы в виде дисков из жаропрочного сплава ЧС88У-ВИ диаметром 24...25 мм, толщиной 3...4 мм.

В медный водоохлаждаемый тигель помещали металлический слиток жаростойкого сплава на кобальтовой основе СДП-6 или СДП-3А со сформированной на поверхности слитка тугоплавкой ванной-посредником [9], в испаритель карусельного механизма — композиционный слиток на основе $ZrO_2(8Y_2O_3)$ [8].

После предварительного нагрева образцов и формирования жидкой ванны с использованием электронного луча осаждали металлический жаростойкий связующий слой $Co(Ni)CrAlY$.

После этого оснастку с образцами перемещали и располагали над карусельным испарителем. На втором этапе одностадийного процесса осуществляли осаждение градиентной переходной зоны и внешнего керамического слоя.

После нанесения ГП все образцы отжигали в вакууме при температуре $1100\text{ }^\circ\text{C}$, давлении $1 \cdot 10^{-3}$ Па в течение 60 мин.

Термобарьерные СП (без градиентной переходной зоны) получали по традиционной электронно-лучевой технологии путем последовательных операций, включающих нанесение металлического жаростойкого слоя на образцы, их вакуумную термическую обработку, упрочняющую дробеструйную обработку поверхности образцов микрошариками, повторную термическую обработку, обработку поверхности металлического слоя обдувкой корундом [10] и нанесение внешнего керамического слоя с последующей термообработкой [6]. СП получали на НПКГ «Заря»–«Машпроект».

Химический состав исследованных покрытий, полученных по традиционной многоступенчатой технологии, а также ГП и ДП (одностадийный процесс) следующий:

Вариант покрытия	Состав покрытия
СП	
СП-1	ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
СП-2	ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
СП-3	ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
СП-4	ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
СП-5	ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
ДП	
ДП-1	ЧС-88/СДП-6/8YSZ
ДП-2	ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
ГП	
ГП-2	ЧС-88/СДП-6/100 Al/8YSZ
ГП-3	ЧС-88/СДП-6/50Al 50Cr/8YSZ
ГП-4	ЧС-88/СДП-6/60Al 40Cr/8YSZ
ГП-6	ЧС-88/СДП-3А/75Al 25Cr/8YSZ
ГП-7	ЧС-88/СДП-3А/60Al 40Cr/8YSZ

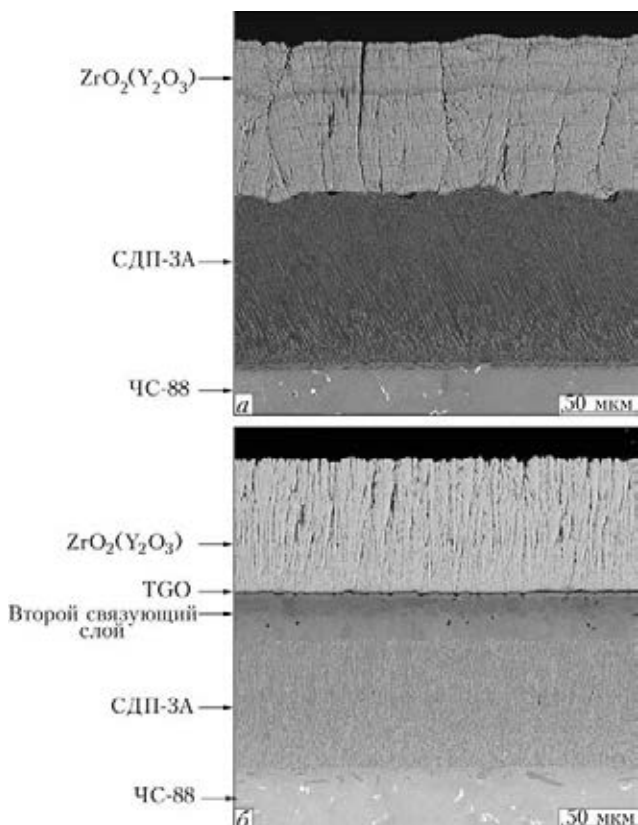


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения термобарьерных покрытий на подложке ЧС-88 в состоянии перед испытаниями СП СДП-3А/ ZrO_2 -8 % Y_2O_3 (а) и ГП (б)

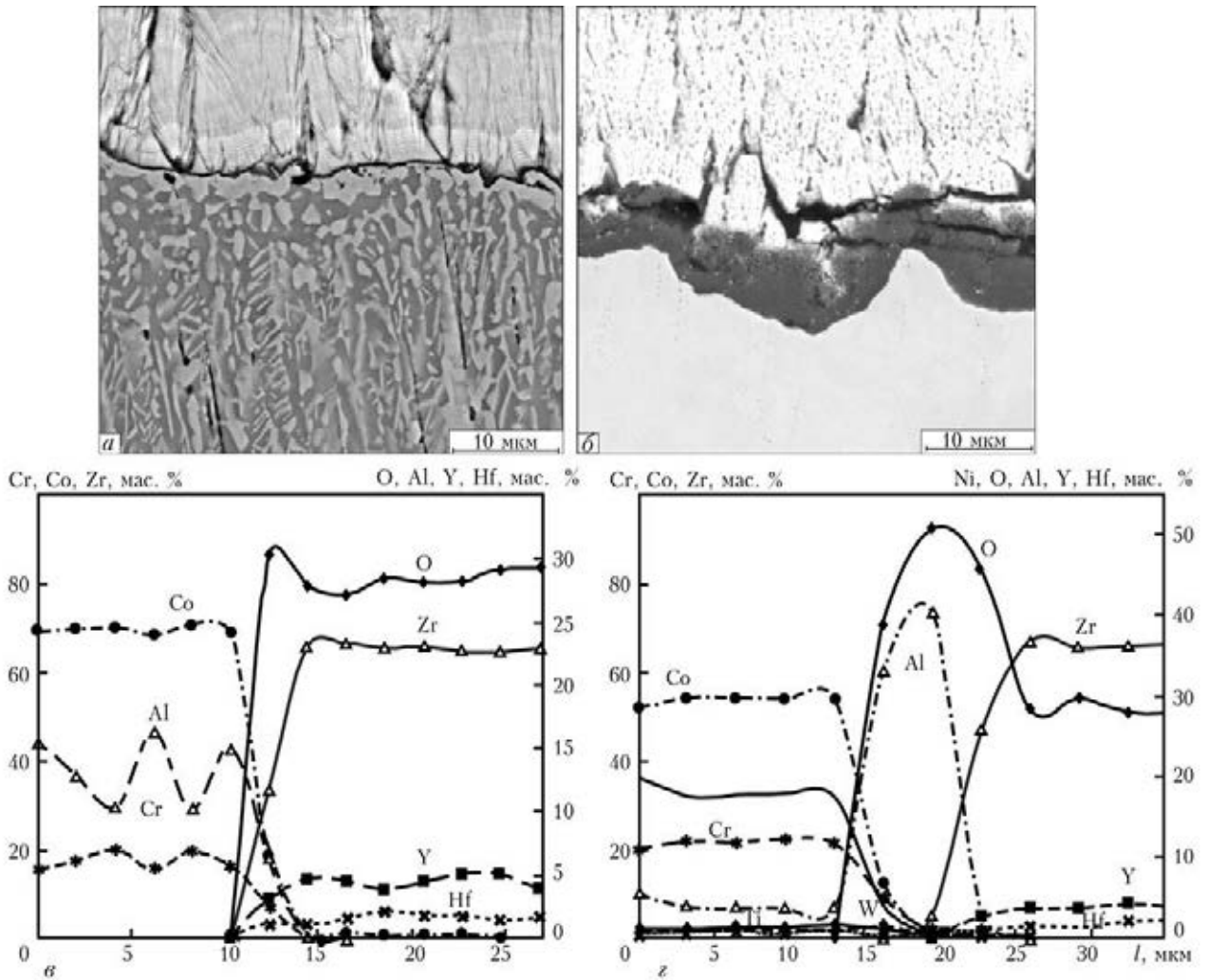


Рис. 2. Микроструктура и распределение основных элементов в поперечном сечении термобарьерного СП-3 в исходном состоянии (а, б) и после термоциклирования (б, г); l – протяженность распределения основных элементов

Толщину отдельных слоев покрытия определяли с помощью оптического микроскопа PolivarMet. Исследование микроструктуры и определение микротвердости стандартных покрытий и ГП выполнены на образцах в состоянии после термообработки и термоциклирования.

Микротвердость измеряли на шлифах поперечного сечения покрытий с помощью приставки Micro-Duomat 4000E к оптическому микроскопу Polyvar-Met стандартным индентором Виккерса при нагрузке 50 Н с фиксированными скоростью нагружения и временем выдержки при нагрузке.

Структуру термобарьерных покрытий изучали на растровом электронном микроскопе Tescan Vega 3, химический состав определяли путем микрорентгеноспектрального анализа с использованием энергодисперсионной приставки INCA 200 к РЭМ Cam-Scan 4D.

Термоциклические испытания проведены на воздухе с выдержкой 1 ч/цикл $400 \leftrightarrow 1100$ °С, длительность цикла 1 ч.

Исследование термостабильности покрытий осуществляли при изотермическом отжиге образцов при температуре 1100 °С в течение 500 ч и

Таблица 1. Значения толщины и микротвердости отдельных слоев покрытия после термообработки и термоциклирования

Слой	СП		ГП	
	δ , мкм	HV, ГПа	δ , мкм	HV, ГПа
Связующий СДП-3А, СДП-6	80...140	5	90...120	4,4
Промежуточный	–	–	25...30	4,9
Керамика (после термоциклирования)	70...110	2,8...3,2 (4,5...5,4)	70...130	3,5...3,8 (5,6...7,2)

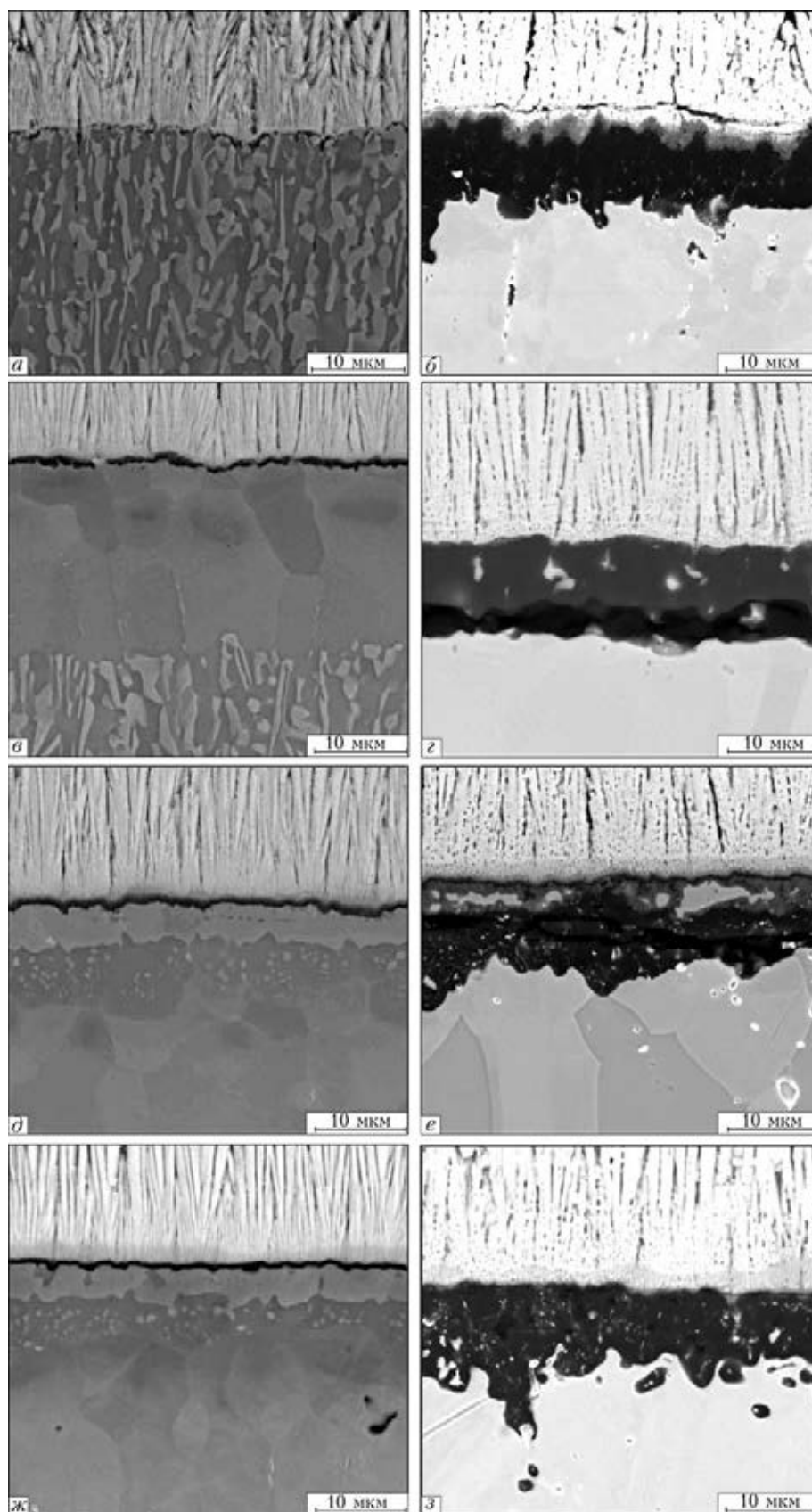


Рис. 3. Микроструктуры в состоянии после термообработки термобарьерных ДП-1 (а), ГП-2 (б), ГП-2 (в), ГП-4 (д), ГП-7 (ж) и после термоциклирования ГП-1 (б), ГП-2 (г), ГП-4 (е), ГП-7 (з)



анализе микроструктуры на межфазной границе через каждые 100 ч.

Структура и свойства образцов с СП. Микроструктура стандартного покрытия в образцах в состоянии поставки и после термоциклирования приведена на рис. 1, 2. В исходном состоянии структура металлического жаростойкого слоя СДП-ЗА со-

стоит из ориентированных кристаллитов, вытянутых в направлении падения парового потока. На границе металлического и керамического слоев видна тонкая (менее 0,2 мкм) прослойка TGO (рис. 2, а).

В табл. 1 даны значения толщин отдельных слоев покрытия после термообработки и микротвердости, термообработки и термоциклирования (в

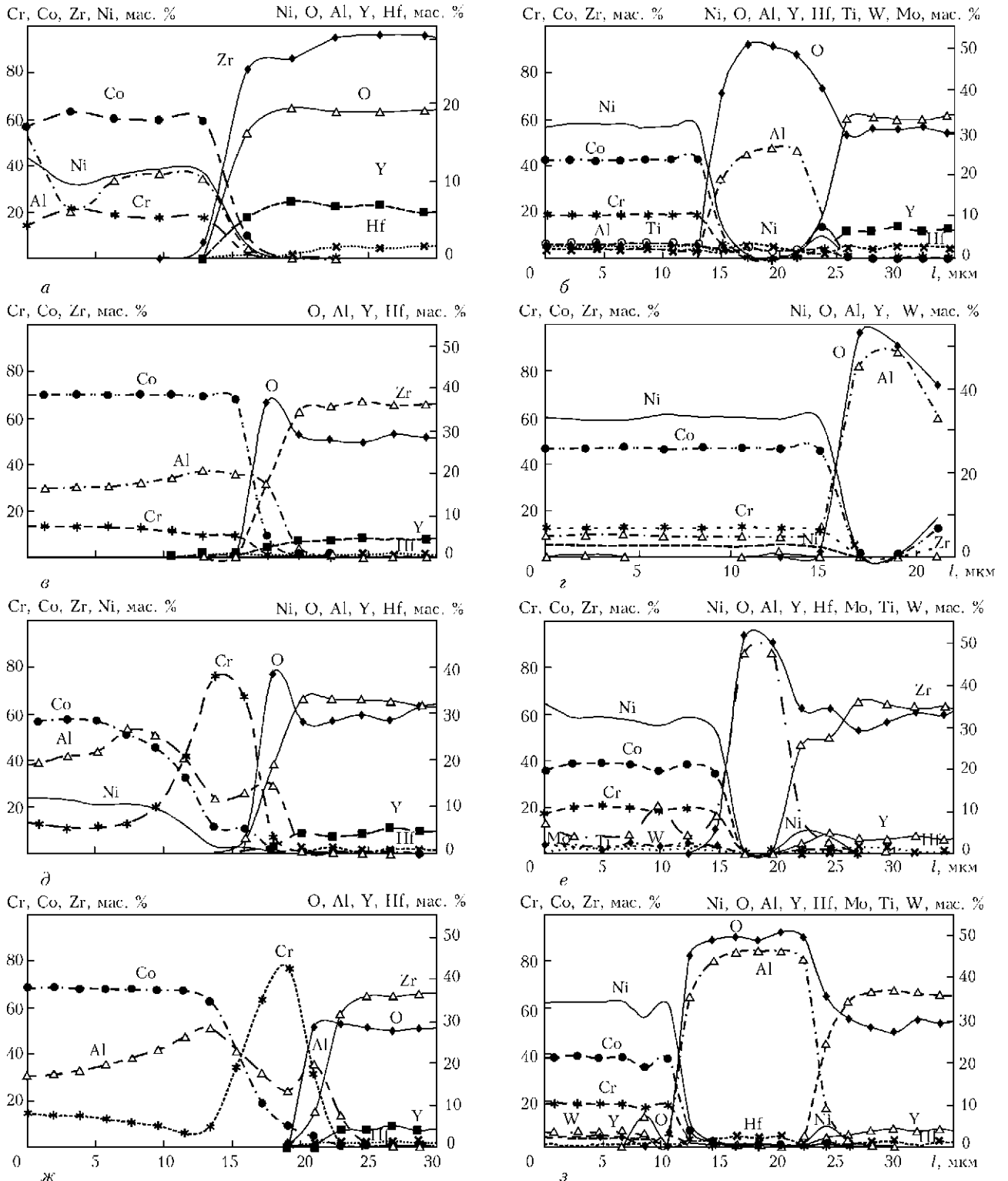


Рис. 4. Распределение основных элементов по сечению градиентных термобарьерных покрытий ДП-1 (а), ДП-2 (в), ДП-4 (д), ДП-7 (ж) и после термоциклирования ДП-1 (б), ДП-2 (г), ДП-4 (е), ДП-7 (з) в состоянии после термообработки



Таблица 2. Химический состав металла переходной зоны покрытия после термообработки в вакууме, мас. %

Вариант покрытия	Состав покрытия	Al	Cr	Co	Ni
ГП-1	СДП-6/8YSZ	11,4	17,8	58,9	11,0
ДП-2	СДП-6/100Al/8YSZ	19,7	9,8	68,1	—
ГП-3	СДП-6/50Al50Cr/8YSZ	7,0	48,6	38,5	3,3
ГП-4	СДП-6/60Al40Cr/8YSZ	11,7	75,9	11,0	1,4
ДП-5	СДП-3А/8YSZ	5,0	18,9	76,1	—
ГП-6	СДП-3А/75Al25Cr/8YSZ	25,7	35,4	38,8	—
ГП-7	СДП-3А/60Al40Cr/8YSZ	13,2	77,8	9,0	—

слое керамики). Керамический слой YPSZ имеет столбчатую структуру с незначительной пористостью.

Распределение основных элементов на границе слоев связующий/керамический в образцах в исходном состоянии и после термоциклирования иллюстрирует рис. 2, в, г.

В процессе термоциклирования элементы металлического слоя СДП-3А (алюминий, никель, кобальт), а также элементы защищаемой подложки (вольфрам, молибден, титан) диффундируют к границе TGO/YPSZ (рис. 2, з), концентрируясь в зоне под слоем TGO, что вызывает преждевременное разрушение покрытия из-за распространения трещины вдоль этой зоны. Слой TGO отличается неоднородностью, одновременно образуются массивные трещины по всей толщине керамики (рис. 2, б).

Структура и свойства образцов с термобарьерным ПП.

Типичная микроструктура поперечного сечения ГП на подложке ЧС-88 в состоянии после термообработки показана на рис. 1, б. Структуру слоев, составляющих покрытие, в окрестности межфазной границы связующий слой/керамическое покрытие в образцах различного состава после термообработки в вакууме (до проведения испытаний) и после термоциклирования иллюстрирует рис. 2.

Даны примеры кривых распределения основных элементов после термообработки и термоциклирования для покрытия без переходной зоны на металлическом жаростойком связующем слое СДП-6, полученном в одностадийном процессе (рис. 4, а, б), и ГП с металлическим жаростойким связующим слоем СДП-6 (рис. 4, в-е) и СДП-3 (рис. 4, ж, з).

Химический состав переходной зоны покрытия (на границе Me/TGO) после термообработки в вакууме приведен в табл. 2.

Для первого металлического жаростойкого связующего слоя (СДП-3А или СДП-6) характерна столбчатая направленная структура с размером единичного кристаллита в исходном состоянии примерно 4...6 мкм, после вакуумного отжига — приблизительно 8 мкм. Иногда

после конденсации в верхней зоне слоя СДП обнаруживаются межкристаллитные поры, устраняемые при последующей термообработке.

Переходная зона между слоем СДП и керамикой имеет многофазную структуру; керамический слой характеризуется равномерной столбчатой структурой.

Анализ микроструктуры и распределения химических элементов показал существенное влияние на долговечность покрытия взаимосвязанных параметров — состава переходной зоны и температуры осаждения керамического слоя.

Адгезия и термостойкость термобарьерного покрытия зависят от характеристик межфазной поверхности, с которой он связан. Межфазной поверхностью для внешнего керамического слоя является тонкая пленка Al₂O₃, формируемая на поверхности металлического жаростойкого связующего слоя (либо перед осаждением керамического слоя, либо в процессе последующей термообработки). Установлено, что фазовое превращение Al₂O₃ (γ-Al₂O₃ в α-Al₂O₃) в процессе термоциклических испытаний снижает долговечность покрытия [10]. В связи с этим особую важность приобретает формирование стабильной пленки Al₂O₃.

В образцах без переходной зоны, полученных по одностадийному процессу СДП-3А/8YSZ (ДП-5) и СДП-6/8YSZ (ДП-1), в исходном состоянии слой Al₂O₃ отсутствует; после вакуумной термообработки в структуре видна тонкая (около 0,2 мкм) прерывистая прослойка TGO (рис. 3, а). В градиентном покрытии с переходным слоем алюминия (ГП-2) слой Al₂O₃ после термообработки выражен более

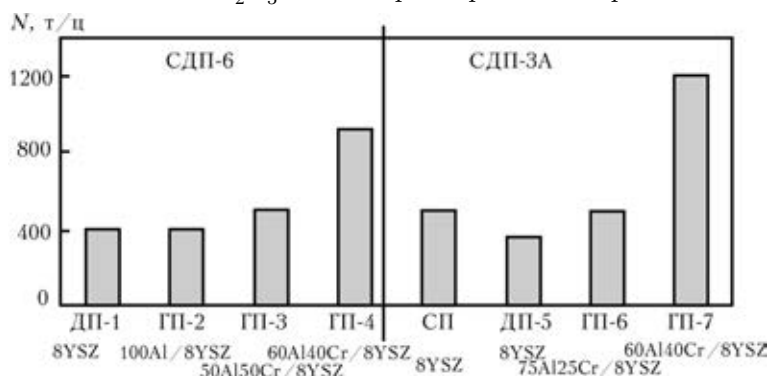


Рис. 5. Термоциклическая долговечность образцов с СП и ГП; N_{т/ц} — количество термоциклов

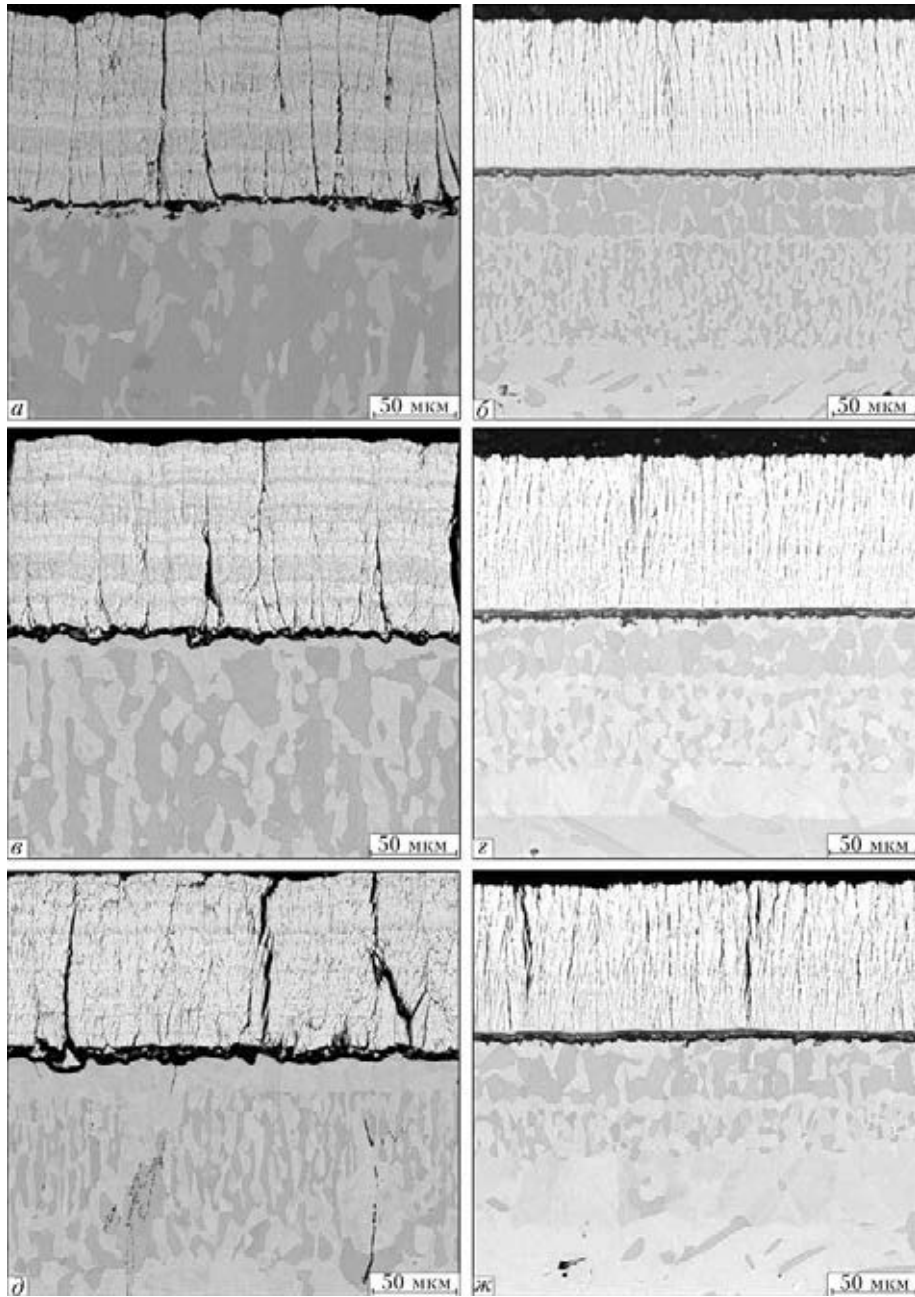


Рис. 6. Микроструктуры поперечного сечения покрытия на СДП-3А после отжига при 1100 °С в течение 100, 300, 500 ч: а, в, д – СП; б, з, е – ПП

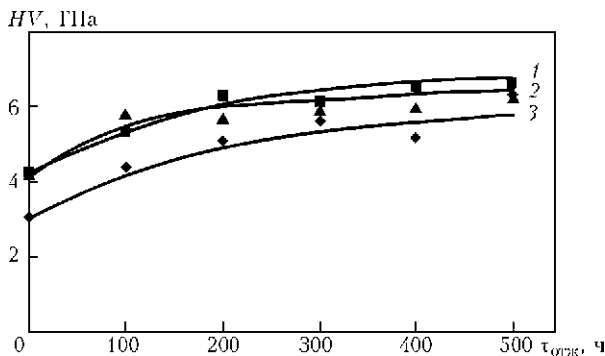


Рис. 7. Микротвердость керамического слоя в центре керамического покрытия: 1 – ПП со связующим слоем СДП-6; 2 – ПП со связующим слоем СДП-3А; 3 – СП со связующим слоем СДП-3А

ярко (рис. 3, в). При этом на границе с СДП-6 формируется переходная зона с высоким содержанием алюминия. При наличии тонкой прерывистой прослойки TGO контактная площадь между металлическим жаростойким связующим слоем и керамикой намного меньше, чем в образцах с относительно плотной пленкой Al_2O_3 , соседствующей с керамикой [11]. При наличии в переходной зоне ПП из алюминия и хрома в процессе вакуумной термообработки формируется достаточно плотный слой Al_2O_3 толщиной около 1 мкм. В образцах с тонкой пленкой TGO (или при ее отсутствии) в процессе термообработки на границе с керамикой образуется прослойка, обогащенная хромом и никелем, по которой в ходе дальнейшего термоциклирования может происходить скалывание покрытия.

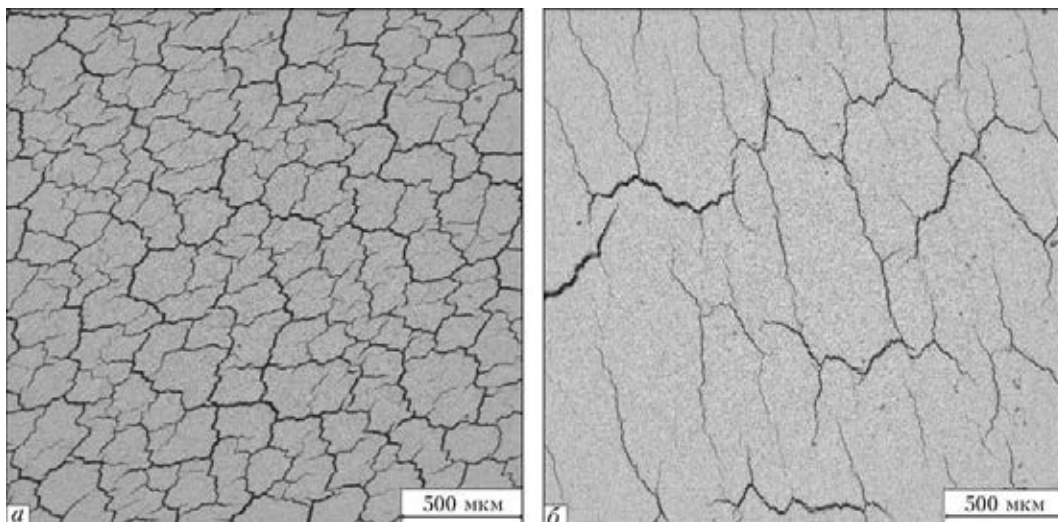


Рис. 8. Микроструктура керамической поверхности покрытия после отжига при 1100 °С в течение 300 ч: *a* — СП со связующим слоем СДП-3А; *б* — ГП со связующим слоем СДП-3А

Важное значение имеет также температура осаждения керамики, превышение которой над оптимальной приводит к диффузии хрома и алюминия в керамику; в составе формирующегося слоя TGO также присутствуют кобальт, хром и никель, что ускоряет его разрушение при термоциклировании. В случае снижения температуры испарения на 50 °С в составе TGO после разрушения (в соответствии с данными химического анализа) диффузия химических элементов практически отсутствует. Образование оксидов металлов увеличивает толщину и нарушает сплошность пленки Al_2O_3 [12, 13]. Принципиально важным является наличие в переходной зоне примерно 70 мас. % хрома, создающего эффективный барьер, препятствующий диффузии элементов металлического жаростойкого связующего слоя, материала подложки, а также замедляющего рост слоя оксида алюминия.

Результаты термоциклических испытаний термобарьерных СП и ГП обобщены на гистограмме (рис. 5). Наиболее высокий уровень долговечности имеют градиентные термобарьерные ГП (ГП-7 и ГП-4), состав переходной зоны которых является оптимальным.

Оценка термостабильности образцов. Основные изменения в структуре связаны с ростом оксидной пленки Al_2O_3 , разделяющей внешний керамический и связующий слои, происходящим в результате окисления поверхности металлического связующего слоя.

В образцах с СП и ГП в исходном состоянии толщина пленки Al_2O_3 составляет соответственно примерно 0,2 и 1,0 мкм (рис. 2, *a*; рис. 3, *a*, *в*, *д*, *ж*). Следует отметить существенную неоднородность слоя TGO стандартных образцов в исходном состоянии.

После отжига в течение 500 ч слой TGO на стандартных образцах характеризуется значительной неоднородностью по толщине слоя, которая местами превышает 9 мкм (рис. 6, *a*, *в*, *д*). На образцах с ГП слой Al_2O_3 достаточно однороден, при этом его средняя толщина составляет около 5 мкм (рис. 6, *б*, *г*, *е*).

Существенное отличие зафиксировано в концентрации алюминия на границе связующий слой/оксид алюминия. В образцах с ГП содержание алюминия в металлическом слое в состоянии после вакуумного отжига составляет приблизительно 11...15 мас. %, после выдержки в течение 500 ч — около 11...12 мас. %. В образцах со стандартным покрытием концентрация алюминия в указанной зоне снижается от приблизительно 15 мас. % в состоянии поставки до примерно 4 мас. % после 500 ч отжига, т. е. практически исчерпывается количество алюминия, необходимое для обеспечения жаростойкости металлического связующего слоя.

В образцах с СП после длительного отжига толщина обедненной алюминием зоны в слое СДП, прилегающей к слою TGO, составляет около 15...20 мкм (рис. 6, *д*). В ГП с металлическим жаростойким связующим слоем СДП-3А эта зона не превышает 5 мкм (рис. 6, *е*).

Изменения в структуре внешнего керамического слоя в процессе отжига образцов с СП и ГП показаны на рис. 6. Результаты измерения микротвердости керамического слоя в центре керамического слоя представлены на рис. 7. Керамический слой в образцах с СП отличается большей рыхлостью, чем с ГП, спекание и растрескивание керамики происходит после отжига в течение 400 ч. После 500 ч отжига уровень микротвердости покрытий обоих типов примерно одинаков.

Спекание керамического покрытия вызывает его растрескивание, фрагментирование. На рис. 8 приведена микроструктура поверхности керамического слоя СП и ГП после 300 ч отжига. Фрагментация керамического слоя СП имеет более выраженный характер, средний размер фрагмента составляет примерно 0,2×0,2 мм, ГП — 0,5×1,0 мм.

Выводы

1. Показано, что долговечность термобарьерных ГП СДП 3А/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$ и СДП 6/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$ на жаропрочном сплаве



ЧС88У-ВИ на воздухе при циклическом окислении по режиму $400 \leftrightarrow 1100$ °С составляет 900...1100 °С одночасовых циклов, что в 1,5...2,0 раза превышает среднее значение долговечности стандартных ДП СДП 3А/ $ZrO_2-8\% Y_2O_3$.

2. Установлено, что в термобарьерных ГП СДП-3А/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$ и СДП-6/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$, полученных путем испарения композиционного слитка, после термообработки в вакууме при 1100 °С в течение 1 ч на межфазной границе металлический жаростойкий связующий слой/керамика формируется оксидная пленка ТГО на основе Al_2O_3 толщиной около 1 мкм. Толщина оксидного слоя в стандартных покрытиях СДП-3А/ $ZrO_2-8\% Y_2O_3$ составляет около 0,2 мкм.

3. Показано, что после 500 ч изотермического отжига на воздухе при 1100 °С толщина слоя ТГО на основе $\alpha-Al_2O_3$ в термобарьерных ГП СДП-3А/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$ и СДП-6/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$ однородна и составляет около 5 мкм, в стандартных покрытиях слой окалины характеризуется неоднородностью при толщине около 10 мкм. На границе металлический жаростойкий связующий слой/ Al_2O_3 массовая доля алюминия в СП снижается до 4 %, в ГП сохраняется на исходном уровне (около 12 %), что обеспечивает возможность более длительной эксплуатации последних.

4. Степень фрагментации поверхностного слоя керамики в СП ярко выражена. Средний размер фрагментов — $0,2 \times 0,2$ по сравнению с $0,5 \times 1,0$ мм в ГП.

Авторы выражают искреннюю благодарность д-ру техн. наук И.С. Малашенко за помощь в obtужении полученных результатов.

Carried out was the comparative analysis of structure and properties of condensation thermal barrier coatings produced using electron beam method by tradition multi-stage technology and also gradient coatings deposited according to the single-stage technology. It is shown that thermal cyclic life in the air at $400 \leftrightarrow 1100$ °C of gradient thermal barrier coatings SDP-3A/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$ and SDP-6/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$ on the heat-resistant alloy ChS88U-VI amounts to 900...1100 one hour cycles, which 1.5...2.0 times exceeds the mean value of life of standard two-layer coatings SDP-3A $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$. It is established that thickness of layer of scale on the base of Al_2O_3 after 500 h of isothermal annealing in the air at 1100 °C in gradient thermal barrier coatings SDP-3A/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$ and SDP-6/ $AlCr/ZrO_2-8\% Y_2O_3$ is homogeneous and amounts to about 5 μm , while in standard coatings it is characterized by heterogeneity at the thickness of about 10 μm . The width of the zone depleted by aluminium in the bond layer does not exceed 5 μm . In the standard coatings the layer of scale is characterized by heterogeneity at the thickness of 10 μm ; the width of depleted zone is about 15...20 μm . Ref. 13, Tables 2, Figures 8.

Key words: *electron beam evaporation and condensation in vacuum; gradient thermal barrier coatings; nickel heat-resistant alloy ChS-88; heat-resistant metal bond layer Co(Ni)CrAlY; thermally grown oxide $\alpha-Al_2O_3$; external ceramic layer $ZrO_2-8\% Y_2O_3$; thermal cyclic and isothermal tests; elements diffusion; life of coating*

Поступила 21.10.2013

1. *Levi C. G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems // Curr. Opin. Sol. State Mater. Sci. — 2004. — 8. — P. 77–91.*
2. *Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings / A. G. Evans, D. R. Mumm, J. W. Hutchinson et al. // Prog. Mater. Sci. — 2001. — № 46. — P. 505–553.*
3. *Будиновский С. А., Мубояджан С. А., Гаямов Л. М. Современное состояние и основные тенденции развития высокотемпературных теплозащитных покрытий для рабочих лопаток турбин авиационных ГТД // Авиац. пром-сть. — 2008. — № 4 — С. 33–37.*
4. *Cyclic oxidation behavior of an EB-PVD CoCrAlY coating influenced by substrate/coating interdiffusion / T. Liang, H. Guo, H. Peng, S. Gong // Chin. J. Aeronaut. — 2012. — 25. — P. 796–803.*
5. *Liang T., Guo H., Peng H. Precipitation phases in the nickel-based superalloy DZ125 with YSZ/CoCrAlY thermal barrier coating // J. Alloy Comp. — 2011. — 509. — P. 8542–8548.*
6. *Долговечность конденсационных ТЗП на современном жаропрочном никелевом сплаве / И. С. Малашенко, А. Н. Шелковой, В. В. Грабин и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 1. — С. 23–34.*
7. *Pat. 6.669.989 B2 USA, МПК. С 23 С 16/00. Method for producing by evaporation a functionally graded coating with an outer ceramic layer on a metal substrate / B.A. Movchan, L.M. Nerodenko, Yu.E. Rudoy. — Publ. 30.12.2003.*
8. *Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э. Одностадийная электронно-лучевая технология осаждения термобарьерных градиентных покрытий // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 2. — С. 10–16*
9. *Movchan B. A., Yakovchuk K. Yu. Graded thermal barrier coatings, deposited by EB-PVD // Surf. Coat. Technol. — 2004. — 188–189. — P. 85–92.*
10. *А. с. 1827397 СССР, МПК С 23 С 14/00, 14/02. Способ получения жаростойкого композиционного покрытия для лопаток газовой турбины / А. И. Рыбников, И. С. Малашенко, А. А. Рабинович и др. — Оpubл. 07.11.1993, Бюл. № 26.*
11. *Schaeffer J.S. The effect of alumina phase transformation of thermal barrier coating durability // Proc. of TBC Interagency Coordination Committee. — 1997. — P. 99–108.*
12. *Influence of electron beam physical vapor deposited thermal barrier coating microstructure on thermal cyclic oxidation conditions / C. Leyens, V. Schultz, B. A. Pint et al. // Surf. Coat. Technol. — 1992. — 120–121. — P. 68–76.*
13. *Influence of high-temperature creep stress on growth of thermally grown oxide in thermal barrier coatings / D. Seo, K. Ogawa, Y. Nakao et al. // Surf. Coat. Technol. — 2009. — 203. — P. 1979–1983.*