



УДК 669.187.526.001.5

ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ И ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНДЕНСАЦИОННЫХ ТЕРМОБАРЬЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ

К. Ю. Яковчук

Государственное предприятие

«Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины».
03150, г. Киев-150, ул. Горького, 68. E-mail: jakovchuk@paton.icebt.kiev.ua

Проанализированы существующие способы снижения теплопроводности слоя $ZrO_2-Y_2O_3$ современных термобарьерных покрытий. Приведены результаты исследований теплопроводности некоторых вариантов внешнего керамического слоя $ZrO_2-8 \text{ мас. \% } Y_2O_3$ толщиной 190 мкм, полученных способом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме при различных значениях температуры подложки, включая градиентный слой $ZrO_2-8 \text{ мас. \% } Y_2O_3 + Gd_2O_3$ толщиной 150 мкм, в интервале температуры измерений 20...1000 °С. Представлены результаты исследований структуры и свойств (микротвердости и термоциклической долговечности) градиентных термобарьерных покрытий на образцах из жаропрочного сплава ЖС32ВИ и CMSX-4, содержащих металлический жаростойкий слой NiCoCrAlY или NiAl, а также внешний керамический слой $ZrO_2-Y_2O_3$, осажденный при различных технологических параметрах. Показано, что перспективными направлениями для снижения теплопроводности внешнего керамического слоя до уровня 0,9...1,1 Вт/м·К без существенного снижения (не более 10 %) их термоциклической долговечности является осаждение керамического слоя с градиентной микроструктурой путем введения в его состав редкоземельных оксидов, а также постепенное снижение температуры подложки (защищаемой детали) в процессе нанесения покрытия. Библиогр. 22, ил. 7.

Ключевые слова: конденсационные покрытия; внешний керамический слой; теплопроводность слоя; диоксид циркония; жаропрочные сплавы; термоциклическая долговечность; конденсационные покрытия; градиентные термобарьерные покрытия

Широкое распространение термобарьерных (теплозащитных) покрытий обусловлено ростом мощности, КПД и рабочей температуры газотурбинных двигателей (ГТД), необходимостью защиты их деталей от агрессивного воздействия высокотемпературного газового потока. Применяемые ранее на рабочих и сопловых лопатках ГТД жаростойкие металлические покрытия (типа MeCrAlY или на основе алюминидов) уже не могли обеспечить требуемый ресурс при температуре газа более 1200 °С, в том числе на воздухоохлаждаемых лопатках, изготавливаемых из никелевых и кобальтовых жаропрочных сплавов [1–3].

Традиционное термобарьерное покрытие, осаждаемое на поверхность подложки из жаропрочного сплава, представляет собой многослойную композицию: внутренний металлический жаростойкий слой на основе алюминидов или сплавов типа MeCrAlY и внешний керамический слой с низким уровнем теплопроводности на основе диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия $ZrO_2-Y_2O_3$ (YSZ).

Использование данных покрытий на лопатках обеспечило возможность повышения температуры

газового потока и повысило работоспособность защищаемых лопаток за счет снижения температуры поверхности жаропрочного сплава [1–5].

Нанесение многослойных термобарьерных покрытий производится с использованием различных технологических процессов (диффузионное насыщение, плазменное напыление, электронно-лучевое осаждение). К настоящему времени признано, что наибольшей долговечности внешнего керамического слоя YSZ достигают при его нанесении путем электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме за счет формирования столбчатой микроструктуры, обеспечивающей релаксацию возникающих при теплосменах термических напряжений [2–6].

Совершенствование термобарьерных покрытий необходимо для улучшения их служебных характеристик, в первую очередь снижения теплопроводности внешнего керамического слоя (что позволяет уменьшить термическую нагрузку на жаростойкий металлический слой и защищаемую деталь) и повышения срока их службы на деталях из жаропрочных сплавов в условиях теплосмен (термоциклической долговечности).

Одним из главных факторов, определяющих уровень теплопроводности конденсационного слоя



YSZ со столбчатой микроструктурой, является его пористость (меж- и внутрисклончатая) [7–9], которая в свою очередь зависит от таких факторов, как химический состав, толщина керамического слоя и технологические параметры его осаждения (температура подложки, угол падения парового потока относительно подложки, рельеф поверхности конденсации, давление остаточных газов в вакуумной камере при нанесении покрытия, скорость осаждения покрытия) [10–12].

Применение для снижения теплопроводности дополнительного легирования внешнего слоя YSZ путем введения в его состав различных редкоземельных оксидов (REO) отрицательно сказывается на термоциклической долговечности покрытия. Поэтому требуется создание двухслойных керамических композиций типа YSZ/YSZ + REO, в которых с подложкой контактирует слой традиционного YSZ [13, 14]. Получение подобных многослойных структур связано с усложнением технологического процесса, кроме того, появление границ раздела в керамическом слое также негативно сказывается на его напряженном состоянии и долговечности.

Рассмотрены результаты исследований структуры, а также теплопроводности и термоциклической долговечности различных вариантов многослойных термобарьерных покрытий (в том числе градиентных), полученных способом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме (EB PVD) по одностадийной технологии с использованием композиционного керамического слитка [15].

Покрытия наносили путем испарения металлических и керамических слитков соответствующего химического состава диаметром 68,5 мм в электронно-лучевой установке типа УЕ-207 [16] с использованием прямого электронно-лучевого нагрева образцов.

Исследование теплопроводности проводили на образцах-купонах диаметром 12,7 мм сплава FeCrAlY толщиной 0,48 мм и сапфира толщиной 1,02 мм, на поверхность которых осаждали только керамический слой. Образцы закрепляли в гексагональной оснастке (рис. 1), установленной на горизонталь-

ном валу электронно-лучевой установки над тиглем с испаряемым керамическим слитком. Оснастка вращалась со скоростью 25 об/мин.

Ускоряющее напряжение составляло 20 кВ, ток луча для испарения — 1,4...1,5 А, вакуум — около $3 \cdot 10^{-4}$ Па, расстояние от поверхности испаряемого слитка до образцов — 300 мм. Температуру образцов в процессе предварительного нагрева и осаждения покрытия контролировали хромель-алюмелевыми термопарами, закрепленными в образце-свидетеле.

После осаждения слоя на основе YSZ толщиной 190 мкм значение теплопроводности определяли в Аэрокосмическом центре (Германия) по методу «laser flash» на оборудовании, описанном в работе [17].

Исследование микроструктуры, микротвердости и термоциклической долговечности термобарьерных покрытий выполняли на образцах никелевых жаропрочных сплавов типа ЖС32ВИ и CMSX-4 толщиной 4 мм и диаметром соответственно 12,5 и 25,4 мм. Перед нанесением термобарьерного покрытия по одностадийной технологии на поверхность образцов, нагретых до 950 °С, осаждали жаростойкий металлический слой Ni-18 % Co-18 % Cr-11,5 % Al-0,4 % Y толщиной 80...90 мкм или NiAl толщиной 45...50 мкм путем электронно-лучевого испарения сплава соответствующего состава, расположенного в одном из тиглей установки. Сразу после нанесения металлического слоя оснастку с образцами перемещали, располагали над испарителем карусельного типа [15, 16], откуда осуществляли процесс нагрева и испарения композиционного керамического слитка и внешнего керамического слоя (толщина слоя составляла 120...150 мкм). Заключительной операцией для таких образцов после нанесения покрытия являлся вакуумный отжиг при температуре 1100 °С, 1 ч.

Микроструктуру и микротвердость полученных покрытий, а также толщину индивидуальных слоев исследовали на оптическом микроскопе PolyvarMet и сканирующем электронном микроскопе CamScan 4D. Состав осажденного слоя определяли энергодисперсионным рентгеновским методом (EDX) при помощи приставки INCA-200.

Исследования термоциклической долговечности термобарьерных покрытий проведены на установке Automatic Rapid Temperature Furnace CM (США) по следующему режиму: нагрев на воздухе до 1150 °С, 7 мин, выдержка образцов в печи при этой температуре в течение 45 мин, охлаждение образцов воздушным потоком вентилятора до температуры 40 °С в течение 8 мин. Испытания прекращали после разрушения покрытия, за которое принимали отслоение внешнего

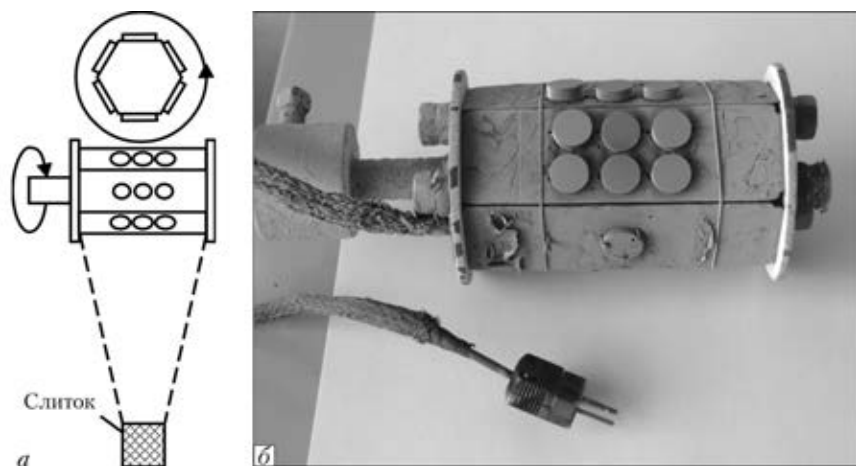


Рис. 1. Схема расположения оснастки с образцами в процессе испарения (а) и внешний вид (б) образцов-купонов, закрепленных в оснастке

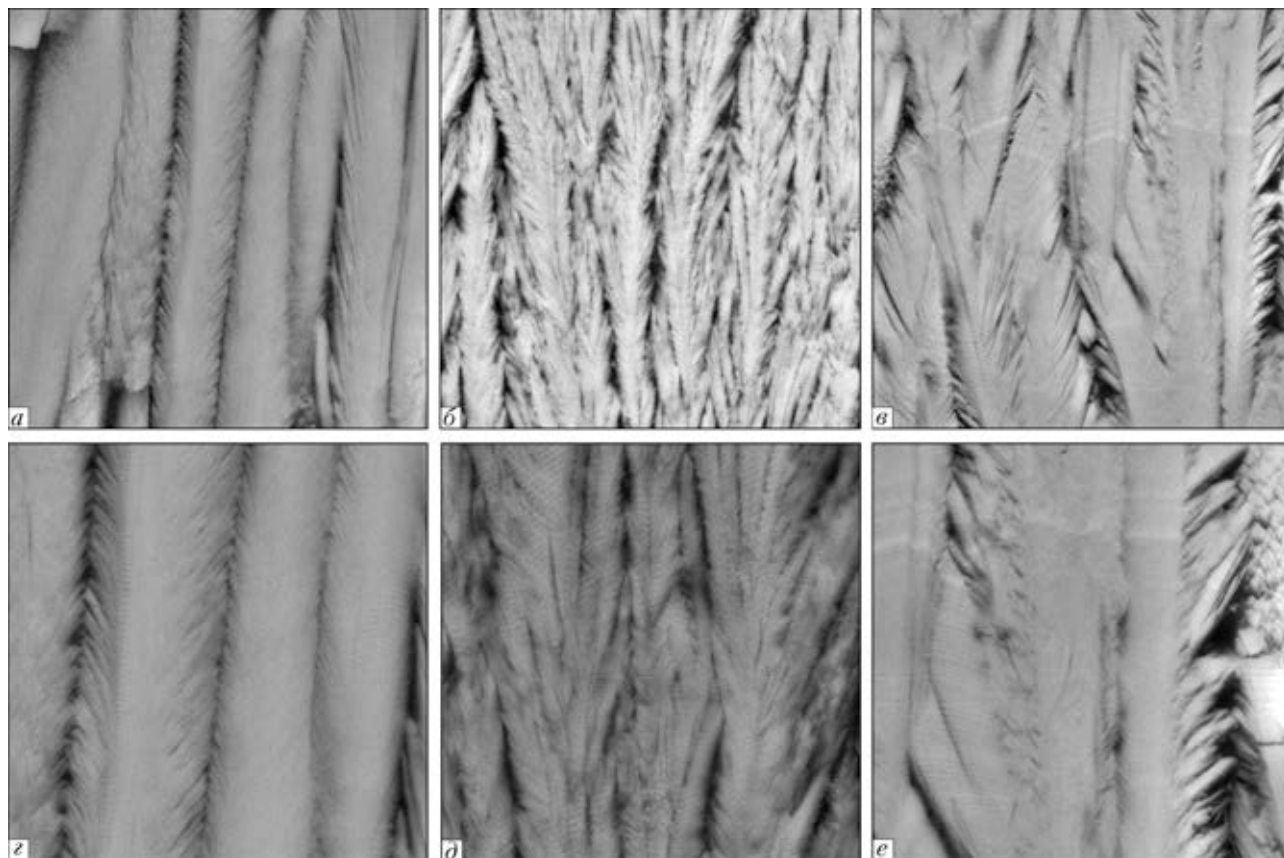


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения внешнего керамического слоя в состоянии после осаждения при температуре подложки, °С: а, г – 8YSZ, 850; б, д – 8YSZ, 600; в, е – 8YSZ + Gd₂O₃, 850; а-в – $\times 10000$; г-е – $\times 20000$

керамического слоя покрытия с 20 % площади поверхности образца. Одновременно испытывали по 3...5 образцов каждого варианта покрытия.

На рис. 2 приведены микроструктуры внешнего керамического слоя 8YSZ, а также слоя 8YSZ, легированного оксидом гадолиния, осажденных при различной температуре подложки. Основным параметром, определяющим структуру осажденного слоя, является температура подложки (поверхности конденсации) [18]. Атомы (молекулы) из парового потока испаряемого материала, имеющие определенную кинетическую энергию, в процессе взаимодействия (соударений) с поверхностью конденсации переходят в адсорбированное состояние и обмениваются энергией с поверхностными атомами подложки, мигрируя по ее поверхности. Температура поверхности конденсации предопределяет уровень термической активности адсорбированных атомов, количество «прыжков» на поверхности, вероятность соударений и взаимодействия с другими адсорбированными атомами, а также формирование соответствующей атомной конфигурации осаждаемого слоя [18]. Наиболее высокой долговечностью в условиях теплосмен отличается слой диоксида циркония с четко выраженной столбчатой микроструктурой, содержащей множество индивидуальных столбчатых кристаллитов, отделенных друг от друга межстолбчатыми порами. Для надежного формирования подобной структуры при прямом электронно-лучевом испарении частично или полностью стабилизированного диоксида циркония

температуру подложки поддерживают на довольно высоком уровне (850...1050 °С). Как следует из приведенных на рис. 2 микроструктур, при изменении химического состава керамики на основе диоксида циркония или температуры подложки в процессе осаждения столбчатый характер слоя YSZ остается неизменным, однако размеры и внутренняя структура единичных столбчатых кристаллитов изменяются.

При температуре подложки 850 °С диаметр единичных столбчатых кристаллитов 8YSZ (рис. 2, а, г), ориентированных по нормали к поверхности конденсации, составляет около 4...6 мкм, размер межкристаллитных пор и пустот не превышает 1 мкм, каждый из индивидуальных цилиндрических столбчатых кристаллитов является плотным и беспористым, его микротвердость находится на уровне 3 ГПа.

При снижении температуры осаждения до 600 °С формируется структура слоя 8YSZ (рис. 2, б, д), содержащая кристаллиты диаметром около 2 мкм, в отдельных местах достаточно плотно соединенные друг с другом. При этом каждый кристаллит имеет характерное дендритоподобное строение и многочисленные внутрикристаллитные поры размером около 1 мкм, микротвердость слоя находится на уровне 2 ГПа.

Результаты измерения теплопроводности различных вариантов внешнего керамического слоя на основе диоксида циркония (рис. 3) свидетельствуют о том, что при температуре подложки 850 °С уровень теплопроводности слоя 8YSZ в диапазоне значений

q , Вт/м·К

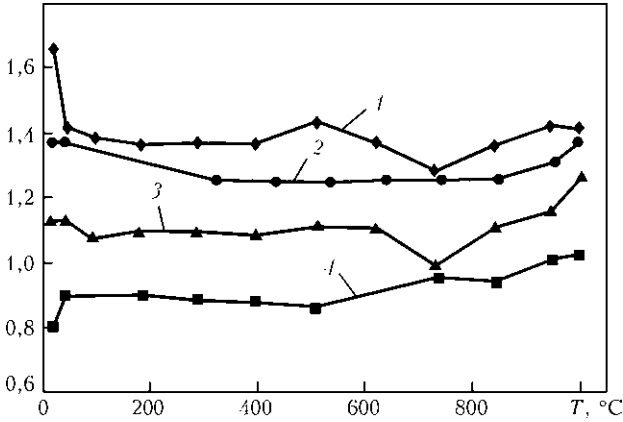


Рис. 3. Зависимость теплопроводности q внешнего керамического слоя от температуры измерения на подложке, °С: 1 – 8YSZ, подложка FeCrAlY, 850; 2 – 8YSZ, сапфировая, 850; 3 – 8YSZ + Gd₂O₃, подложка FeCrAlY, 850; 4 – 8YSZ, сапфировая, 600

температуры измерений теплопроводности 20...1000 °С составляет 1,3...1,4 Вт/м·К (линии 1 и 2). Данный уровень теплопроводности несколько ниже упомянутых в литературе значений теплопроводности конденсированного слоя 8YSZ (около 1,8 Вт/м·К) [3, 17, 19–21], полученных при более высоких значениях температуры подложки – 900...1000 °С.

Понижение температуры подложки в процессе осаждения слоя 8YSZ до 600 °С (линия 4) приводит к существенному уменьшению уровня теплопровод-

ности – до 0,9 Вт/м·К. Очевидно, что сформировавшаяся в процессе конденсации (при температуре, пониженной до 600 °С) дендритная микроструктура единичных кристаллитов, содержащих внутрикристаллитную (междендритную) пористость, обеспечивает уменьшение теплопроводности внешнего керамического слоя более, чем на 30 %.

На рис. 4, а представлена схема композиционного керамического слитка 8YSZ (а), содержащего верхнюю металлическую вставку из NiAl и донные вставки-стержни из оксида гадолиния. На рис. 4, б, в показаны распределение химических элементов по толщине градиентного покрытия NiAl/8YSZ + (8YSZ + Gd₂O₃) и его микроструктура. Осаждение подобных многослойных покрытий производится на электронно-лучевой установке за один технологический цикл путем последовательного испарения указанного композиционного керамического слитка [15, 22], содержащего металлические или керамические вставки, которые обеспечивают формирование слоев покрытия требуемого состава и толщины. Особенностью данного покрытия является градиентный внешний керамический слой, содержащий внутреннюю зону 8YSZ толщиной около 30 мкм, которая граничит с поверхностью жаростойкого связующего слоя NiAl, и внешнюю зону толщиной около 120 мкм с градиентно увеличивающимся содержанием оксида гадолиния – от 0 до 25 % (рис. 4, в).

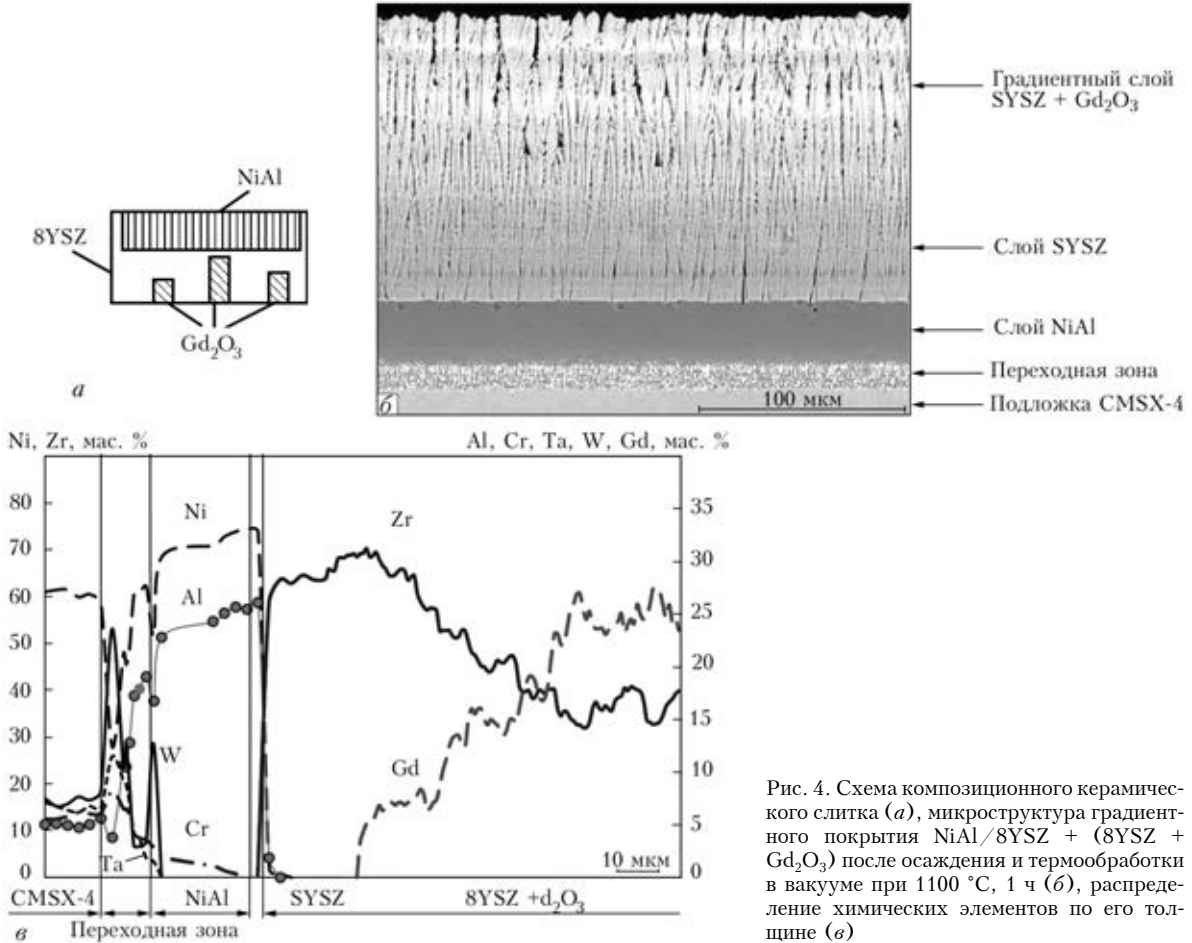


Рис. 4. Схема композиционного керамического слитка (а), микроструктура градиентного покрытия NiAl/8YSZ + (8YSZ + Gd₂O₃) после осаждения и термообработки в вакууме при 1100 °С, 1 ч (б), распределение химических элементов по его толщине (в)



Микроструктура слоя 8YSZ, содержащего около 20 % оксида гадолиния, представлена на рис. 2, *в, е* (после осаждения). Столбчатые кристаллиты имеют диаметр 4...6 мкм, размер межкристаллитных пор составляет 1,0...1,5 мкм. Наружная поверхность кристаллитов имеет дендритоподобную структуру, сердцевина кристаллитов остается плотной и беспористой. Внутри кристаллитов зафиксированы чередующиеся слои из-за появления в процессе конденсации зон с различным содержанием оксида гадолиния, микротвердость слоя составляет 2,2 ГПа.

Теплопроводность данного покрытия толщиной 150 мкм равняется 1,1 Вт/м·К в интервале значений температуры измерения 20...850 °С и повышается до 1, 25 Вт/м·К при 1000 °С (рис. 3, линия 3). Снижение уровня теплопроводности градиентного керамического слоя с добавками оксида гадолиния по сравнению с теплопроводностью слоя 8YSZ может быть связано как с появлением внутрисклончатой пористости за счет образования при конденсации дендритоподобных столбчатых кристаллитов, так и со снижением фоновой проводимости теплового потока через кристаллическую решетку диоксида циркония вследствие формирования более дефектной флюоритной (или пироклорной) структуры типа $Gd_2Zr_2O_7$ с более низкой теплопроводностью [22].

Определяющим фактором при разработке или выборе термобарьерного покрытия является его термоциклическая долговечность на конкретной подложке (жаропрочном сплаве). На рис. 5 представлены результаты термоциклических испытаний термобарьерных градиентных покрытий, содержащих жаростойкий слой на основе NiCoCrAlY + AlCr (или NiAl) с указанными вариантами внешнего керамического слоя.

Наиболее высокой термоциклической долговечностью характеризуется покрытие с внешним керамическим слоем 8YSZ, осажденным при температуре подложки 850 °С. При снижении температуры конденсации до 600 °С термоциклическая долговечность слоя 8YSZ уменьшается в 4 раза (около 90 термоциклов). Однако, если начинать процесс оса-

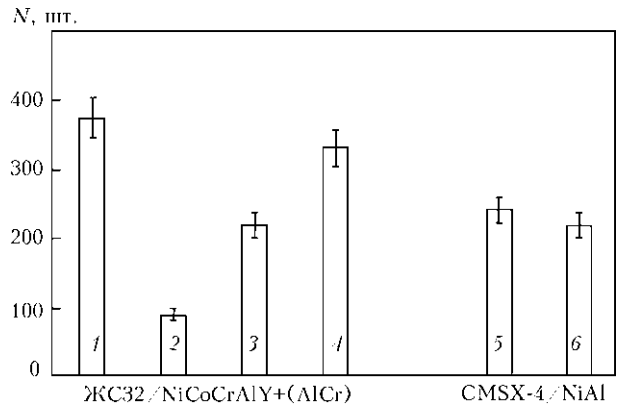


Рис. 5. Термоциклическая долговечность внешнего керамического слоя градиентных термобарьерных покрытий типа NiCoCrAlY + AlCr/8YSZ на жаропрочном сплаве ЖС32ВИ (1-4) и NiAl/8YSZ на жаропрочном сплаве CMSX-4 (5-6), осажденных при температуре подложки, °С: 1, 5 – слой 8YSZ, 850; 2 – слой 8YSZ, 600; 3 – слой 8YSZ, 850/600; 4, 6 – слой 8YSZ + Gd_2O_3 , 850

ждения слоя 8YSZ при температуре подложки 850 °С, а затем снизить ее температуру до 600 °С, то термоциклическая долговечность покрытия повышается до 210 термоциклов (рис. 3). Одним из возможных объяснений подобного эффекта может быть различие в микроструктуре керамического слоя, осаждающегося на металлическую поверхность при различных значениях температуры (рис. 6).

Слой 8YSZ, осаждение которого началось и продолжалось при температуре подложки 600 °С (рис. 6), имеет дендритное строение столбчатых кристаллитов (микротвердость 2 ГПа), образовавшихся практически у границы контакта с подложкой. При осаждении слоя 8YSZ на поверхность подложки, нагретой до 850 °С, образуется слой толщиной около 20 мкм (микротвердость 3,1 ГПа), состоящий из плотных столбчатых кристаллитов, которые с понижением температуры подложки до 600 °С по мере осаждения слоя трансформируются в кристаллиты с внутридендритной структурой (микротвердость слоя при этом снижается до 2 ГПа). Возможно, именно этот слой со столбчатой микроструктурой, примыкающий к подложке, обеспечивает более

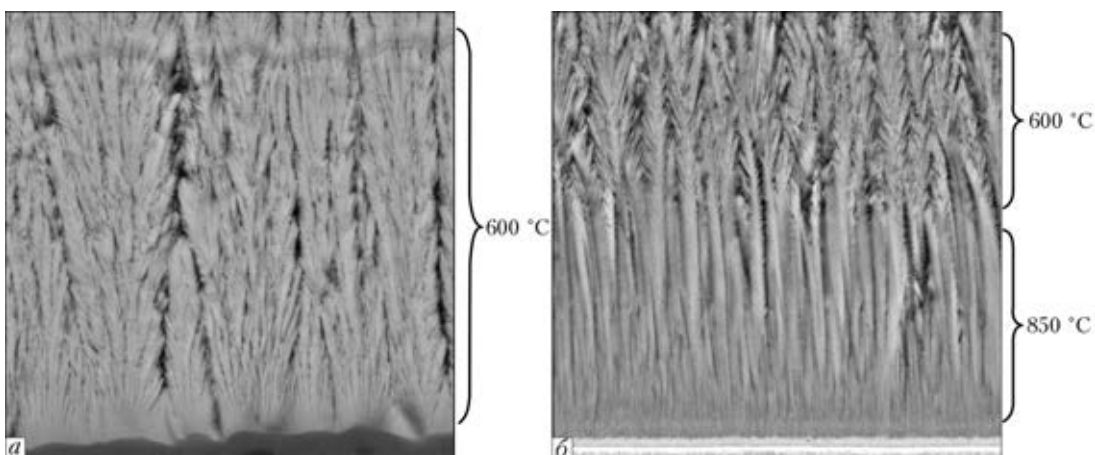


Рис. 6. Микроструктура границы раздела слой 8YSZ–подложка при температуре подложки в начале конденсации 600 (а) и 850 °С (б), а также в процессе конденсации 600 °С (в), $\times 5000$

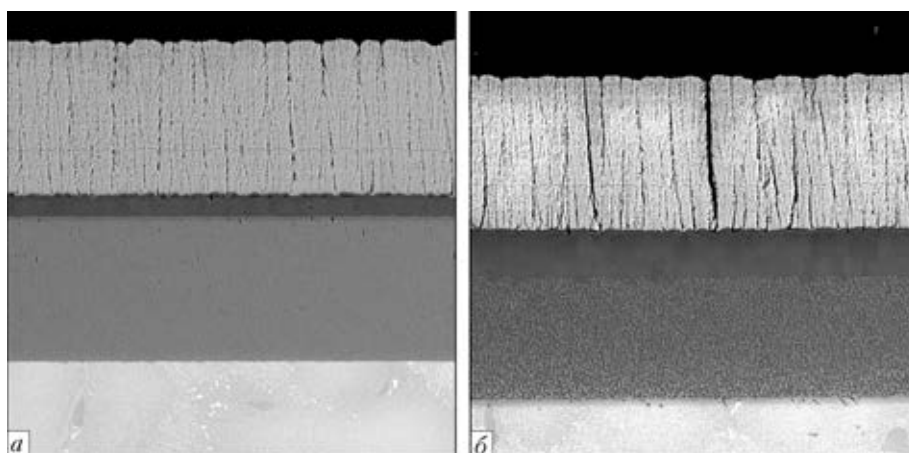


Рис. 7. Микроструктура ($\times 600$) покрытия $\text{NiCoCrAlY}+(\text{AlCr})/8\text{YSZ}$, полученного по одностадийной технологии при осаждении внешнего керамического слоя (температура $600\text{ }^\circ\text{C}$) в состоянии после осаждения (а) и отжига в вакууме при $1100\text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч (б)

высокую термоциклическую долговечность всего слоя 8YSZ за счет лучшей релаксации возникающих при теплосменах напряжений. Следует отметить, что исследования теплопроводности, представленные на рис. 3 (линия 4), проведены на образце со слоем 8YSZ, осажденном на подложку с начальной температурой $850\text{ }^\circ\text{C}$ и с последующим снижением температуры конденсации до $600\text{ }^\circ\text{C}$.

Негативным фактором, сокращающим долговечность керамического слоя, является низкое сопротивление спеканию под воздействием высокой температуры. Слой 8YSZ, осажденный при $600\text{ }^\circ\text{C}$, уже после вакуумной термообработки при $1100\text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч имел фрагментацию — растрескивание с появлением сквозных микротрещин от поверхности до подложки (рис. 7), а его микротвердость достигала 4,1 ГПа, в отличие от других исследованных покрытий с микротвердостью ниже 4 ГПа и отсутствием фрагментации.

Термоциклическая долговечность градиентного термобарьерного покрытия с добавками оксида гадолиния в слой 8YSZ близка к аналогичным значениям долговечности слоя 8YSZ на образцах сплавов ЖС32ВИ и CMSX-4 (снижение уровня долговечности не превышало 10 %) (рис. 5, столбцы 1, 4, 6).

Выводы

1. Снижение температуры конденсации (подложки) от 850 до $600\text{ }^\circ\text{C}$ при электронно-лучевом осаждении слоя 8YSZ толщиной 190 мкм приводит к переходу от микроструктуры, состоящей из плотных столбчатых кристаллитов размером 4...6 мкм, к дендритно-столбчатой с кристаллитами размером около 2 мкм, имеющими внутрисклончатую пористость. При этом микротвердость снижается от 3 до 2 ГПа.

2. У дендритно-столбчатой микроструктуры слоя 8YSZ примерно на 30 % теплопроводность ниже (на уровне $0,9\text{ Вт/м}\cdot\text{К}$), чем у слоя 8YSZ со столбчатой микроструктурой ($1,3\text{...}1,4\text{ Вт/м}\cdot\text{К}$).

3. Переход от столбчатой к дендритно-столбчатой микроструктуре внешнего керамического слоя 8YSZ приводит к снижению его термоциклической долговечности в 4 раза.

4. Градиентное введение оксида гадолиния (до 25 %) в слой 8YSZ, осаждаемый при температуре подложки $850\text{ }^\circ\text{C}$, обеспечивает снижение его теплопроводности до $1,1\text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ (в результате формирования столбчатых кристаллитов размером 4...6 мкм с дендритоподобной поверхностью, внутренней микрослойной структурой, микротвердостью 2,2 ГПа при одновременном сохранении уровня термоциклической долговечности).

5. Одним из направлений дальнейших исследований применительно к снижению теплопроводности внешнего керамического слоя при одновременном повышении его термоциклической долговечности может стать оптимизация состава добавок редкоземельных оксидов в градиентную зону слоя 8YSZ со ступенчатым изменением температуры подложки при осаждении внешнего керамического слоя.

Автор выражает искреннюю благодарность доктору Uwe Schulz (DLR, Germany) за предоставленные образцы и проведенные измерения теплопроводности, а также сотрудникам ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины Ю. Э. Рудому, А. В. Микитчику и В. В. Трохимченко за помощь при подготовке статьи.

1. Мовчан Б. А., Малащенко И. С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. — Киев: Наук. думка, 1983. — 232 с.
2. Miller R. A. Thermal barrier coatings for aircraft engines: History and Directions // J. of thermal spray technology. — 1997. — № 6. — P. 36–42.
3. Levi C. G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems // Solid state and materials science. — 2004. — № 38. — P. 77–91.
4. Clarke D. R., Oechsner M., Padture N. Thermal barrier coatings for more efficient gas-turbine engines // MRS Bulletin. — 2012. — 37, №10. — P. 891–898.
5. Каблов Е. Н., Мубояджан С. А. Жаростойкие и теплозащитные покрытия для лопаток турбин перспективных ГТД // Авиационные материалы и технологии: Юбилейн. науч.-техн. сб. — М.: Наука, 2012. — С. 60–70.
6. Schulz U., Fritscher K., Ebach-Stahl A. Cyclic behaviour of EB-PVD thermal barrier coating systems with modified bond coats // Surface and Coatings Technology. — 2008. — 203. — P. 449–455.
7. Methods to reduce the thermal conductivity of EB-PVD TBCs / J. R. Nichols, K. J. Lawson, A. Johnstone, D. S. Rickaby // Ibid. — 2002. — 151–152. — P. 383–391.
8. Morphology and thermal conductivity of yttria-stabilized zirconia coatings / H. Zhao, F. Yu, T. D. Bennett,



- H. N. G. Wadley // *Acta mater.* — 2006. — № 54. — P. 5195–5207.
9. Altun O., Boke Y. E. Effect of the microstructure of EB-PVD thermal barrier coatings on the thermal conductivity and the methods to reduce the thermal conductivity // *Archives of materials science and engineering.* — 2009. — 40, is. 1. — P. 47–52.
 10. Hass D. D., Slifka A. J., Wadley H. N. G. Low thermal conductivity vapor deposited zirconia, microstructures // *Acta mater.* — 2001. — № 49. — P. 973–983.
 11. Thermal conductivity of zirconia coatings with Zig-Zag pore microstructures // S. Gu., T. G. Lu, D. D. Hass, H. N. G. Wadley // *Ibid.* — 2001. — № 49. — P. 2539–2547.
 12. Schulz U., Terry S.G., Levi C.G. Microstructure and texture of EB-PVD TBCs grown under different rotation modes // *Materials science and engineering: A.* — 2003. — 360, is. 1–2. — P. 319–329.
 13. Environmental degradation of thermal barrier coatings by molten deposits // C. G. Levi, J. W. Hutchinson, M. H. Vidal-Setif, C. A. Johnson // *MRS Bulletin.* — 2012. — 37, № 10. — P. 932–941.
 14. Thermal shock behaviour of toughened gadolinium zirconate/YSZ double-layered thermal barrier coating // Xinghua Zhong, Huayu Zhao, Xiaming Zhou et al. // *J. of alloy and compounds.* — 2014. — № 593. — P. 50–55.
 15. Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э. Одностадийная электронно-лучевая технология осаждения термобарьерных градиентных покрытий // *Современ. электрометаллургия.* — 2003. — № 2. — С. 10–16.
 16. Мовчан Б. А., Яковчук К. Ю. Электронно-лучевые установки для испарения и осаждения неорганических материалов и покрытий // Там же. — 2004. — № 2. — С. 10–15.
 17. Ratzet-Scheibe H.-J., Schulz U., Krell T. The effect of coating thickness on the thermal conductivity of EB-PVD PYSZ thermal barrier coatings // *Surface and Coatings Technology.* — 2006. — № 200. — P. 5636–5644.
 18. Мовчан Б. А., Демчишин А. В. Исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсатов никеля, титана, вольфрама, оксида алюминия и диоксида циркония // *Физика металлов и металловедение.* — 1969. — 28, № 4. — С. 653–660.
 19. Schulz U., Fritscher K., Leyens C. Two-source jumping beam evaporation for advanced EB-PVD TBC systems // *Surface and Coatings Technology.* — 2000. — № 133, 134. — P. 40–48.
 20. Processing science of advanced thermal barrier systems // S. Sanpath, U. Schulz, M. O. Jarligo, S. Kuroda // *MRS Bulletin.* — 2012. — 37, № 10. — P. 903–910.
 21. Low thermal conductivity oxides // W. Pan, S. R. Phillpot, C. Wan, A. Chernatinsky // *Ibid.* — 2012. — 37, № 10. — P. 917–922.
 22. Мовчан Б. А., Яковчук К. Ю. Advanced graded protective coatings, deposited by EB-PVD // *Materials Science Forum.* — 2007. — № 546–549. — P. 1681–1688.

Existing methods of reducing the heat conductivity of ZrO_2 - Y_2O_3 layer of modern thermal barrier coatings were analyzed. Given are the results of investigations of heat conductivity of some variants of external ceramic layer ZrO_2 -8 mass.% Y_2O_3 of 190 μm thickness, produced by the method of electron beam evaporation and condensation in vacuum at different values of substrate temperature, including the gradient layer ZrO_2 -8 mass.% Y_2O_3 + Gd_2O_3 in the 20...1000 °C interval of temperature measurements. Presented are the results of investigations of structure and properties (microhardness and thermocyclic life) of gradient thermal barrier coatings on samples of high-temperature alloy ZhS32VI and CMSX-4, containing a metallic high-temperature layer of NiCoCrAlY or NiAl, and also the external ceramic layer ZrO_2 - Y_2O_3 , deposited at different technological parameters. It is shown that challenging directions for reducing the heat conductivity of external ceramic layer to the level of 0.9...1.2 W/m·K without the noticeable reduction (not more than 10 %) of their thermocyclic life is the deposition of ceramic layer with a gradient microstructure by adding of rare-earth oxides into its composition, as well as a gradual reduction in temperature of the substrate (part being protected) in the process of coating deposition. 22 Ref., 7 Figures.

Key words: condensation thermal barrier coatings; external ceramic layer; layer heat conductivity; zirconium dioxide; high-temperature alloys; thermocyclic life; thermal barrier coatings

Поступила 03.11.2014

ЗТМК ОСВОИЛ НОВЫЙ ТИТАНОВЫЙ ПЕРЕДЕЛ



ЗТМК освоил новый титановый передел, благодаря чему для него теперь открыт мировой рынок. Предприятие начало производство продукции более глубокого передела — титановых слитков и слябов — и в настоящее время уже произвело 90 т этих изделий. В перспективе рассматривается расширение производства до 12 тыс. т в год. Об этом сообщил директор ООО «ЗТМК» Владимир Сивак. По его словам, предприятие также освоило технологию производства легированных сплавов, в том числе титана с алюминием и кислородом. Как показали маркетинговые исследования, данные продукты пользуются наибольшим спросом у потребителей. Если о производстве слитков на комбинате говорили еще в начале 2000-х, то слябы являются действительно новым продуктом для предприятия после титановой губки и слитков.

<http://www.fixygen.ua>