



УДК 669.187.526.001.5

ВЛИЯНИЕ КРИВИЗНЫ ПОВЕРХНОСТИ ПОДЛОЖКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТЕРМОБАРЬЕРНЫХ, КОНДЕНСАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ

К. Ю. Яковчук, Ю. Э. Рудой, Л. М. Нероденко,
Е. В. Оноприенко, А. О. Ахтырский

Представлены результаты исследований химического состава, структуры и некоторых свойств термобарьерных градиентных покрытий, получаемых путем электронно-лучевого испарения композиционного керамического слитка на основе диоксида циркония на поверхность жаропрочных сплавов по одностадийной технологии. Предложена методика осаждения термобарьерных покрытий на образцы в оснастке, моделирующей условия конденсации на участках пера лопатки газовой турбины с положительной и отрицательной кривизной поверхности (в области спинки и корыта). Установлено влияние температуры осаждения покрытий на их структуру и свойства (микротвердость, пористость и термоциклическую долговечность). Показан положительный эффект от применения обработки ионами аргона внешнего керамического слоя в процессе осаждения покрытия, а также градиентное введение в его состав оксида гадолиния для предотвращения появления микроструктурных дефектов в виде микротрещин и повышения термоциклической долговечности покрытий в области корыта.

Results of investigations of chemical composition, structure and some properties of thermal barrier gradient coatings produced by electron beam evaporation of composite ceramic ingot on the base of zirconium dioxide to the surface of heat-resistant alloys using a single-stage technology are presented. The method of deposition of thermal barrier coatings on samples in fixture, simulating the conditions of condensation on areas of gas turbine blade airfoil with positive and negative curvature of surface (in the area of convex and concave sides) was offered. The effect of temperature of coatings deposition on their structure and properties (microhardness, porosity and thermal cycling life) was established. A positive effect is shown by application of treatment of external ceramic layer by argon ions during the process of deposition, as well as by a gradient adding of gadolinium oxide into its composition to prevent the appearance of microstructural defects in the form of microcracks and to improve the thermocyclic life of coatings in the area of concave side.

Ключевые слова: электронно-лучевое осаждение; градиентные термобарьерные покрытия; лопатки газовых турбин; микроструктура покрытий; внешний керамический слой; частично стабилизированный диоксид циркония; термоциклическая долговечность

Термобарьерные покрытия применяются для увеличения срока эксплуатации рабочих и сопловых лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) за счет обеспечения защиты подложки (металл лопатки — жаропрочный сплав на никелевой или кобальтовой основе) от термического, окислительного и коррозионного воздействия продуктов сгорания топлива [1–3]. Кроме продления срока эксплуатации, снижения частоты обслуживания и эксплуатационных расходов, термобарьерные покрытия повышают эффективность работы ГТД благодаря возможности увеличения температуры газа на входе в горячий тракт турбины.

Термобарьерные покрытия представляют собой многослойную конструкцию с внутренним металли-

ческим жаростойким слоем на основе сплавов $M\text{CrAlY}$ ($M\text{—Ni, Co}$) или интерметаллидов NiAl , CoAl , PtAl и внешним низкотеплопроводным керамическим слоем, как правило, на основе частично стабилизированного диоксида циркония $\text{ZrO}_2\text{—}8\%\text{Y}_2\text{O}_3$ (YSZ), а также прослойкой оксида алюминия, связывающей внешний и внутренний слои.

В настоящее время наибольшей долговечностью отличаются термобарьерные покрытия, внешний керамический слой которых сформирован способом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме [1–6]. Характерная для конденсационного покрытия ориентированная перпендикулярно подложке столбчатая структура слоя диоксида циркония обеспечивает повышенное сопротивление термическому удару и способность к релаксации напряжений, возникающих при теплосменах.

В работах [7–9] представлена одностадийная электронно-лучевая технология осаждения градиентных термобарьерных покрытий, в которой свя-



зующий металлический слой, переходные зоны и внешний керамический слой осаждаются путем испарения композиционного керамического слитка из одного источника карусельного испарителя за один вакуумный технологический цикл. Это позволяет улучшить служебные характеристики термобарьерного покрытия, в первую очередь его термоциклическую долговечность, а также значительно упростить процесс осаждения и снизить время/расходы, требующиеся для осаждения покрытия.

Структура внешнего керамического слоя, формируемого при конденсации из паровой фазы, во многом определяется такими технологическими параметрами, как температура подложки в процессе осаждения, угол падения парового потока, давление в рабочей камере, скорость осаждения покрытия [10–13].

С увеличением угла падения парового потока на поверхность конденсации микротвердость и склонность к хрупкому разрушению керамического покрытия снижаются, а пористость увеличивается.

Важным параметром является кривизна поверхности, на которую осаждается покрытие [14]. Профиль пера лопатки имеет сложную форму и характеризуется наличием как выпуклых (спинка, входная и выходная кромки), так и вогнутых (корыто) участков. При этом у осажденного за один цикл керамического слоя структура и свойства на отдельных участках профиля различаются [15].

Цель настоящей работы заключалась в исследовании структуры и некоторых свойств градиентного термобарьерного покрытия в зависимости от профиля поверхности подложки и технологических параметров процесса осаждения. Авторами предпринята попытка разработать модельную методику осаждения внешнего керамического слоя, которая отражала бы условия формирования покрытия на различных участках лопатки (прежде всего на спинке и в корыте), и соотнести микротвердость, пористость и термоциклическую долговечность такого покрытия с его микроструктурой.

Материалы и методика эксперимента. Градиентное термобарьерное покрытие наносили путем электронно-лучевого испарения композиционного керамического слитка и последующей конденсации паровой фазы на поверхность образцов за один вакуумный цикл осаждения по технологии, изложенной в работе [9]. Покрытие представляет собой трехслойную конструкцию, которая состоит из внутреннего связующего слоя на основе сплава Ni–18 % Co–18 % Cr–11 % Al–0,2 % Y*, переходной зоны на основе алюминиды никеля NiAl с градиентным изменением содержания хрома и внешнего слоя на основе частично стабилизированного диоксида циркония $ZrO_2-8\% Y_2O_3$ (рис. 1).

Внутренний связующий слой осаждали с помощью испарения слитка сплава NiCoCrAlY. Пе-

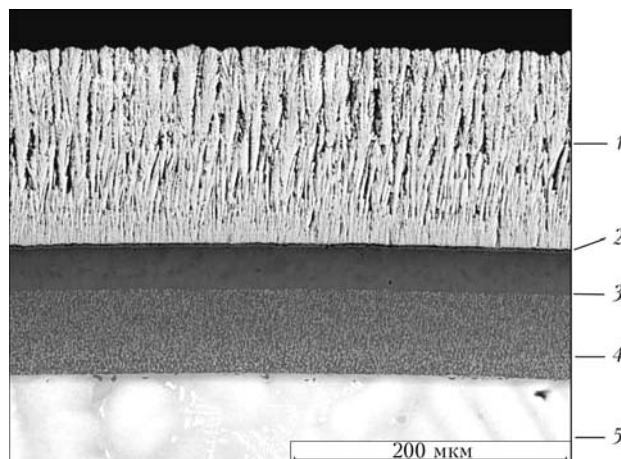


Рис. 1. Микроструктура градиентного термобарьерного покрытия, полученного способом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме (область спинки, $T_k = 850\text{ }^\circ\text{C}$): 1 – керамический слой $ZrO_2-8\% Y_2O_3$; 2 – TGO; 3 – переходная зона NiAl–Cr; 4 – СДП-1; 5 – жаропрочный сплав ЖС-32ВИ

редходную зону на основе алюминиды никеля с добавками хрома и внешний керамический слой формировали путем последовательного испарения таблетки AlCr, расположенной в верхней части композиционного керамического слитка $ZrO_2-8\% Y_2O_3$, а затем полного испарения этого слитка [9].

Для модифицирования структуры внешнего керамического слоя в некоторых экспериментах применяли обработку ионами аргона поверхности конденсации в процессе осаждения.

В одном из экспериментов на образцы также осаждали термобарьерное покрытие, дополнительно содержащее около 25 % оксида гадолиния (Gd_2O_3), градиентно введенного во внешний керамический слой. Для этого в нижнюю часть композиционного керамического слитка запрессовывали таблетку Gd_2O_3 [16].

Следует отметить, что технологические параметры во всех экспериментах по нанесению градиентных покрытий были неизменными, за исключением температуры осаждения T_k слоя $ZrO_2-8\% Y_2O_3$, составляющей 600, 850 и 1000 °C при скорости осаждения 5... 6 мкм/мин. Перед осаждением покрытия рабочую поверхность образцов шлифовали абразивными бумагами до класса чистоты обработки, соответствующему $R_a = 0,1... 0,5$ мкм.

С целью моделирования условий конденсации покрытия в разных частях лопатки в качестве основного элемента оснастки использовали вогнутую подложку толщиной 5 мм из стали X18H10T в виде сектора радиусом 18 мм (установленную на вращающемся валу над испаряемым слитком в электронно-лучевой установке), на которой с выпуклой и вогнутой сторон крепили плоские образцы диаметром 14 и толщиной 4 мм из жаропрочного сплава ЖС-32ВИ (рис. 2).

На образце, закрепленном с выпуклой стороны подложки, формировалась структура покрытия,

*Здесь и дальше по тексту содержание элементов приведено в массовых долях процента.

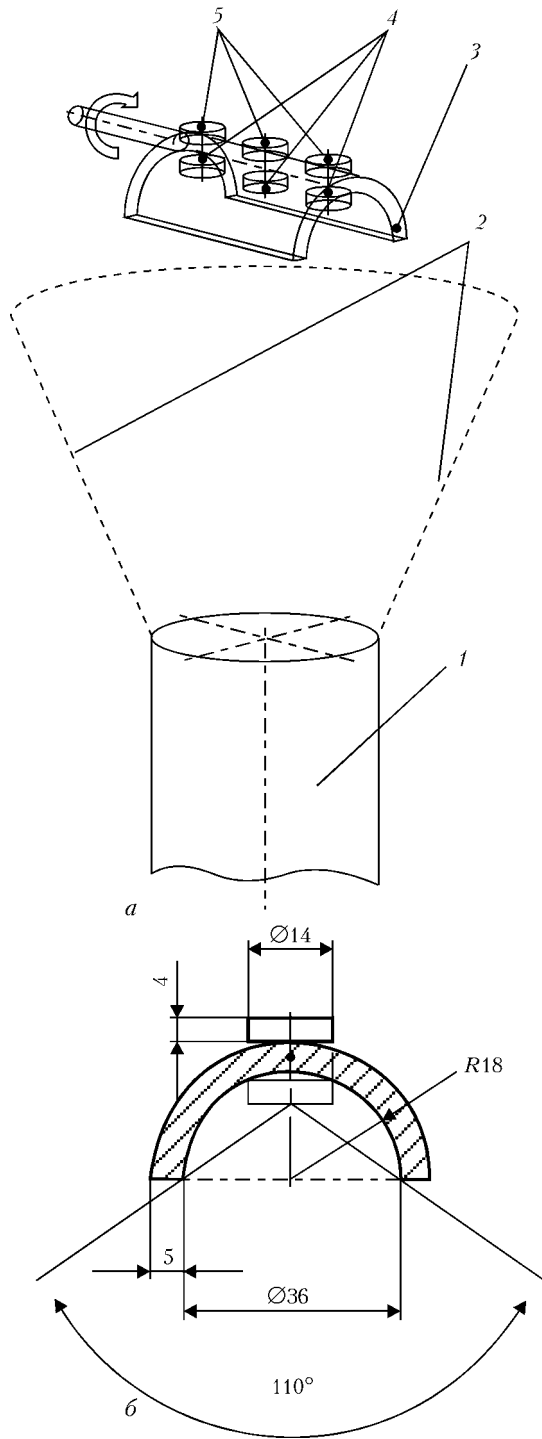


Рис. 2. Схема расположения образцов в оснастке над испаряемым слитком (а) и геометрические размеры оснастки с образцами (б): 1 – испаряемый слиток; 2 – паровой поток осаждаемого покрытия; 3 – оснастка; 4 – образцы в зоне, моделирующей корыто пера лопатки; 5 – образцы, расположенные в зоне, моделирующей спинку пера лопатки

сходная с таковой спинки, а на вогнутой – корыта. Такое расположение подложек позволяло в условиях одного эксперимента получить данные о структуре внешнего керамического слоя на модельных плоских образцах в различных условиях формирования парового потока и произвести затем их термоциклические сравнительные испытания. Температура образцов в процессе осаждения покрытий

контролировали с помощью хромель-алюмелевой термопары, установленной внутри подложки.

После осаждения градиентного термобарьерного покрытия образцы отжигали в вакууме при температуре 1100 °С в течение 1 ч для формирования тонкой пленки на основе Al_2O_3 на границе металл-керамика (так называемого TGO – термически выращенного оксида), обеспечивающей адгезионную связь металлического связующего и керамического слоев на основе диоксида циркония.

Термостабильность покрытий определяли при изотермическом окислении образцов на воздухе при 1200 °С в течение 10 ч, а термостойкость покрытий исследовали путем печных термоциклических испытаний на воздухе по режиму (50↔1150) °С с выдержкой при максимальной температуре в течение 45 мин и суммарной длительностью одного цикла 60 мин. Общее количество циклов в сутки составляло 20. Моментом полного разрушения термобарьерного покрытия считали скол керамического слоя с 25 % поверхности образца.

Структуру термобарьерного покрытия изучали с использованием растрового электронного микроскопа CamScan 4D. Состав осажденных слоев определяли с помощью EDX приставки INCA-200 к растровому электронному микроскопу. Микротвердость внешнего керамического слоя измеряли на приставке Micro-Duromat 4000E стандартным алмазным индентором Виккерса при нагрузке 0,49 Н (50 г) с фиксированными скоростью нагружения и временем выдержки при нагрузке. Уровень общей пористости внешнего керамического слоя определяли численным методом анализа микроструктуры поперечного сечения конденсата. Вычисления производили с помощью компьютерной программы Image Pro Plus на основе идентификации контраста исследуемой структуры.

Результаты экспериментов. Одной из особенностей формирования градиентного термобарьерного покрытия при осаждении, в соответствии с приведенной на рис. 2 схемой, является его разнотолщинность на образцах, расположенных в различных зонах, моделирующих профиль пера лопатки, – спинки и корыта (табл. 1). Толщина всех слоев покрытия существенно меньше на образцах, находящихся в зоне корыта, чем в зоне спинки лопатки, что связано с эффектом экранирования образцов, т. е. меньшим временем нахождения непосредственно в зоне парового потока.

На рис. 3 приведено распределение основных легирующих элементов по толщине градиентного термобарьерного покрытия в состоянии после конденсации и последующего вакуумного отжига (образцы располагали в зоне, моделирующей спинку). Данное распределение является характерным для всех экспериментов, поскольку связующий металлический слой формировали при постоянном значении температуры 850 °С. Здесь также приведено распределение содержания оксида гадолиния, гра-



Таблица 1. Толщина металлических связующего и внешнего керамического слоев на участках профиля лопатки, мкм

Температура подложки в процессе осаждения слоя $ZrO_2(Y_2O_3)$, °C	Тип слоя	Спинка		Корыто	
		Спинка	Корыто	Спинка	Корыто
600	Связующий (NiCoCrAlY/NiAl)	94	68		
	Внешний керамический ($ZrO_2(Y_2O_3)$)	172	118		
800	Связующий (NiCoCrAlY/NiAl)	82	58		
	Внешний керамический ($ZrO_2(Y_2O_3)$)	154	108		
1000	Связующий (NiCoCrAlY/NiAl)	81	57		
	Внешний керамический ($ZrO_2(Y_2O_3)$)	158	106		

диентно введенного во внешний слой керамического покрытия.

Температура конденсации внешнего керамического слоя $ZrO_2-8\% Y_2O_3$ оказывает влияние в первую очередь на поведение никеля на межфазной границе связующий слой–керамика (распределение основных легирующих элементов покрытия приведено на рис. 4 для значений температуры конденсации внешнего керамического слоя, равных 600, 850 и 1000 °C).

Установлено, что повышение температуры осаждения слоя $ZrO_2-8\% Y_2O_3$ способствует увеличению содержания никеля и формированию на межфазной границе пика (при $T_k = 1000\text{ °C}$). Расположение пика никеля совпадает с концентрационным пиком алюминия, который в свою очередь свидетельствует об образовании пленки Al_2O_3 .

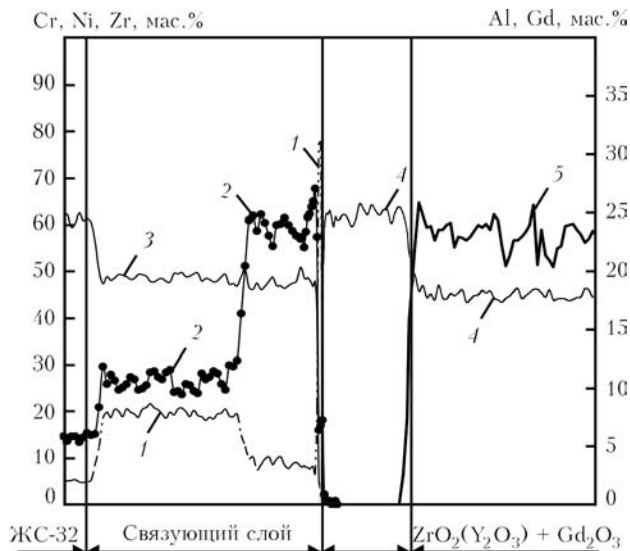
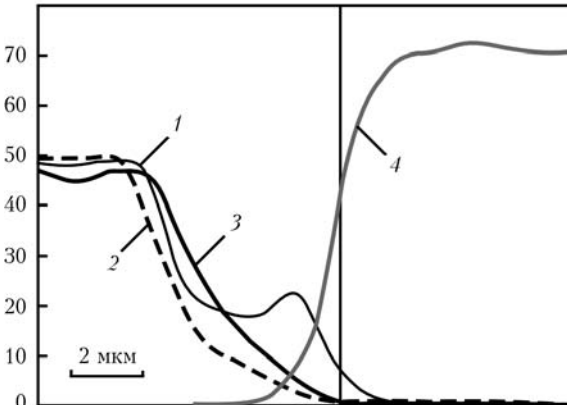


Рис. 3. Распределение легирующих элементов в сечении термобарьерного покрытия (спинка, температура осаждения 850 °C, состояние после вакуумной термической обработки при 1100 °C, 1 ч): 1 – Cr; 2 – Al; 3 – Ni; 4 – Zr; 5 – Gd

Ni, Zr, мас. %



O, Al, Cr, Zr, мас. %

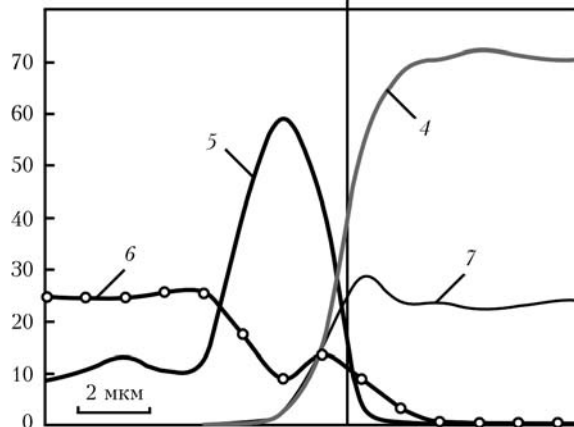


Рис. 4. Характерное распределение легирующих элементов на межфазной границе связующий слой (NiAl)Cr–керамика $ZrO_2-8\% Y_2O_3$ при различных значениях температуры осаждения керамического слоя (после вакуумного отжига 1100 °C, 1ч), °C: 1 – Ni, 1000; 2 – Ni, 600; 3 – Ni, 850; 4 – Zr; 5 – Cr; 6 – Al; 7 – O

Следует заметить, что на кривых распределения элементов в рассмотренной зоне в корыте пик никеля появляется и при $T_k = 850\text{ °C}$. Наличие подобного пика никеля может быть связано с образованием при отжиге оксида никеля или шпинели в системе Ni–Al–O, а не $\alpha-Al_2O_3$.

На рис. 5 представлена структура поперечного сечения внешнего керамического слоя $ZrO_2-8\% Y_2O_3$, осажденного при значениях температуры 600, 850 и 1000 °C. Столбчатая структура кристаллитов, направленных перпендикулярно поверхности конденсации, зафиксирована в покрытиях всех вариантов в зоне как спинки, так и корыта.

Ширина единичного кристаллита увеличивается с ростом температуры конденсации и составляет в области корыта около 1... 2 мкм в температурном интервале 600... 1000 °C, а в области спинки – 2 мкм при 600 и примерно 5... 6 мкм при 850 и 1000 °C. Ширина межкристаллитных пор во внешнем керамическом слое $ZrO_2-8\% Y_2O_3$, осажденном на образцы, моделирующие выпуклую поверхность (спинка), также увеличивается от 1 до 3... 4 мкм при возрастании температуры конденсации от 600 до 1000 °C.

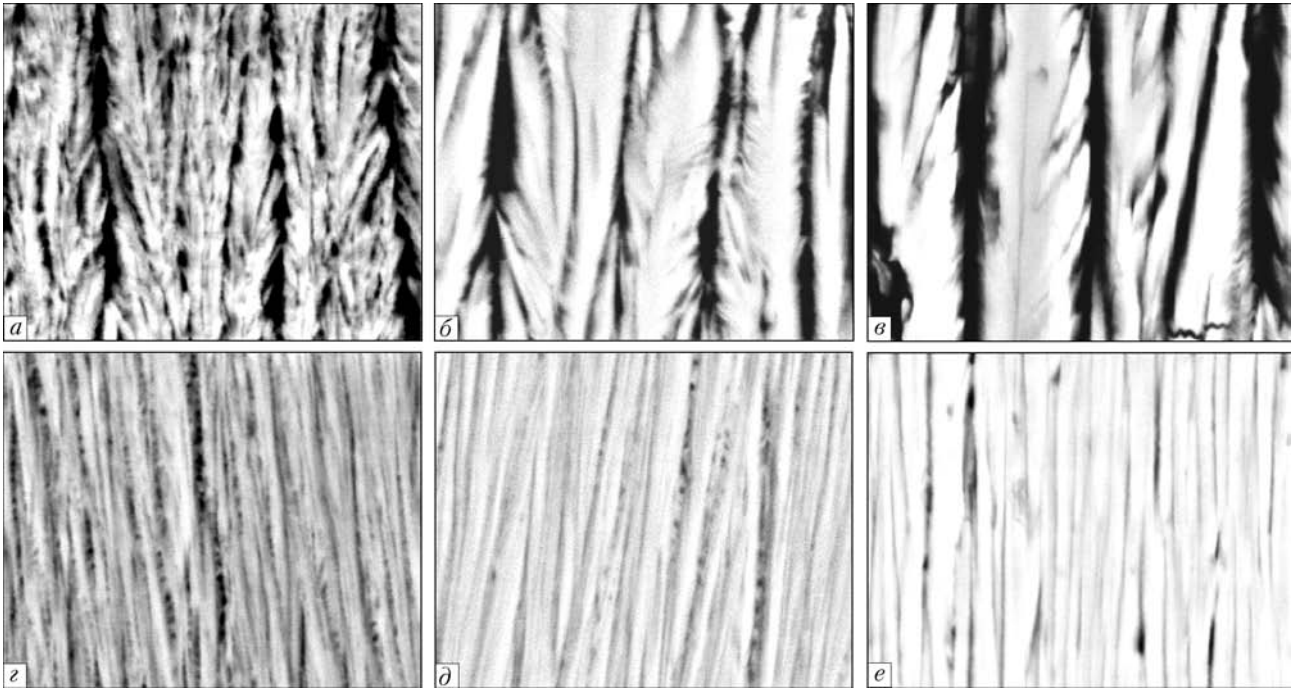


Рис. 5. Структура поперечного сечения керамического слоя $ZrO_2(Y_2O_3)$ в спинке (а-б) и корыте (с-е) в состоянии после осаждения; температура конденсации $T_k = 600$ (а, с), 850 (б, д) и 1000 (е, е), °С; $\times 2500$

Отмечено, что в корыте ширина межкристаллитной пористости практически не зависит от T_k и не превышает 0,5 мкм. Характерной особенностью кристаллитов $ZrO_2-8\% Y_2O_3$, осажденных при $T_k = 600$ °С, является развитая внутрикристаллитная пористость, которая вырождается с повышением температуры конденсации в единичные поры, направленные вдоль оси конденсации.

На рис. 6 представлена структура поперечного сечения керамического слоя, осажденного при температуре 850 °С и модифицированного путем легирования внешних слоев оксидом гадолиния, а также обработки потоком ионов аргона в процессе осаждения. Характер структуры в обоих вариантах сходен со структурой немодифицированного покрытия, осажденного при $T_k = 850$ °С. Однако следует заметить, что ширина единичного кристаллита $ZrO_2-8\% Y_2O_3$, обработанного ионами аргона в процессе формирования покрытия, уменьшается до 3...4 мкм в области спинки, а при введении Gd_2O_3 увеличивается до 10 мкм, по сравнению с 5...6 мкм в варианте без модифицирования. В области корыта существенных различий в структуре керамического слоя не обнаружено.

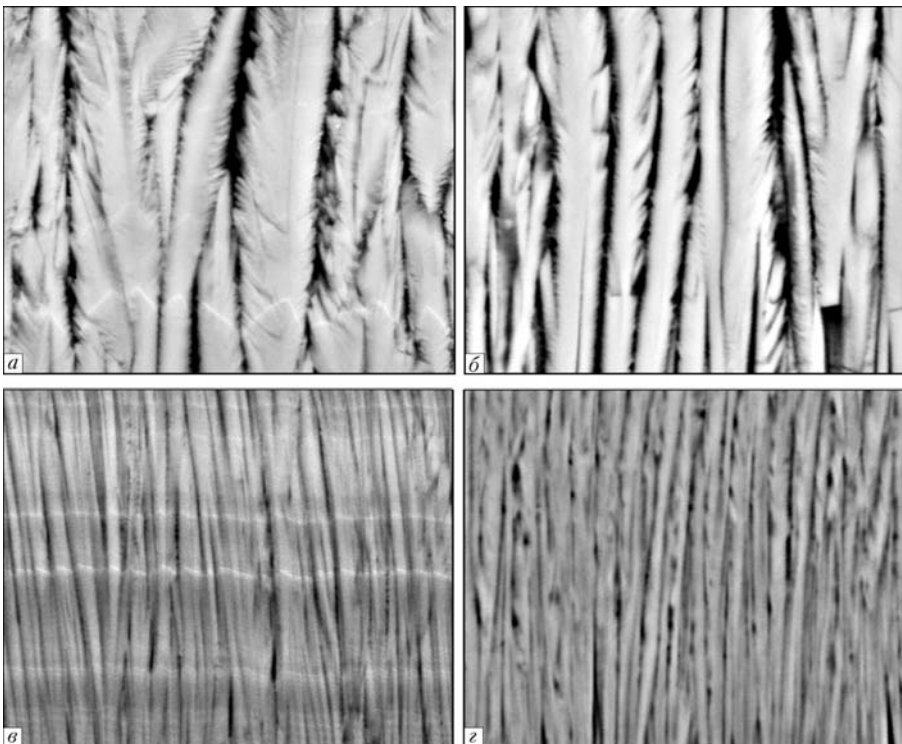


Рис. 6. Структура поперечного сечения модифицированного керамического слоя в спинке (а, б) и корыте (в, г) в состоянии после осаждения; а, в — модифицирование путем введения во внешнюю часть $ZrO_2(Y_2O_3)$ оксида гадолиния; б, г — обработка ионами аргона в процессе формирования покрытия; $T_k = 850$ °С; $\times 1000$

Важным параметром, характеризующим состояние внешнего керамического слоя в зонах спинки и корыта лопатки, является микротвердость. На рис. 7 представлена зависимость микротвердости от температуры осаждения слоя $ZrO_2-8\% Y_2O_3$. Видно, что значения микротвердости существенно различаются для зон спинки и корыта — в 2,0...2,2 раза.

Такое соотношение сохраняется как в состоянии после

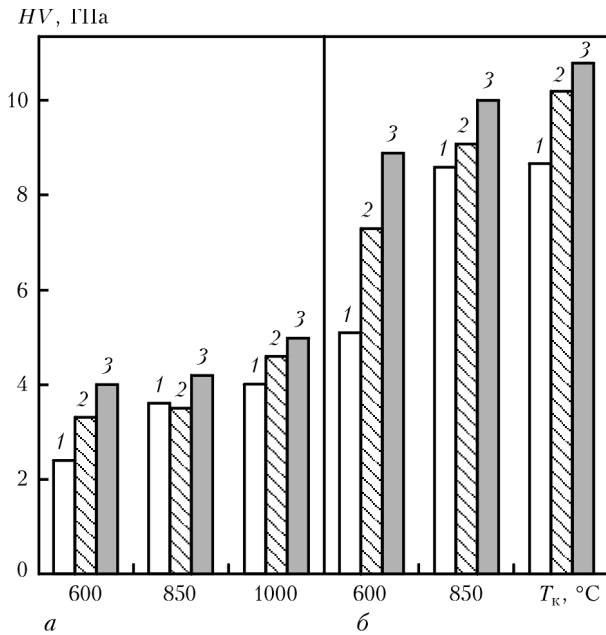


Рис. 7. Влияние температуры осаждения на микротвердость слоя $ZrO_2(Y_2O_3)$ в исходном состоянии и после термических обработок: *a* – спинка; *б* – корыто; 1 – исходное состояние; 2 – отжиг 1100 °С, 1 ч, вакуум; 3 – отжиг 1200 °С, 10 ч, воздух

осаждения, так и после термической обработке в вакууме и на воздухе. Существенное отличие в значениях микротвердости свидетельствует о различной плотности керамики в разных участках профиля лопатки и подтверждается данными металлографических исследований.

Наименьшее значение микротвердости в исходном состоянии показал керамический слой, сформированный на участках с разной кривизной поверхности при $T_k = 600$ °С. Однако при отжиге в вакууме при температуре 1100 °С и изотермической выдержке на воздухе в течение 10 ч при температуре 1200 °С происходит интенсивный процесс спекания, сопровождаемый фрагментацией структуры и ростом уровня микротвердости.

Микротвердость керамики, сформированной в зоне спинки при $T_k = 600$ °С, после вакуумного и окислительного процессов отжига достигает значительной твердости керамики, осажденной при 850 °С после таких же термических обработок. С повышением температуры конденсации до $T_k = 1000$ °С, помимо спекания и фрагментации структуры, зафиксирована интенсивная диффузия элементов из металлического связующего слоя в керамический (рис. 4).

Кроме того, во внешнем керамическом слое, осажденном и на образцах, и на реальных лопатках при высокой температуре, в области корыта встречаются характерные дефекты, представляющие собой компрессионные микротрещины, распространяющиеся как перпендикулярно, так и параллельно подложке, но не выходящие на поверхность керамического слоя (рис. 8). По-видимому, появление подобных дефектов обусловлено действием высоких значений остаточных сжимающих напряжений, возникающих в керамическом слое, пористость ко-

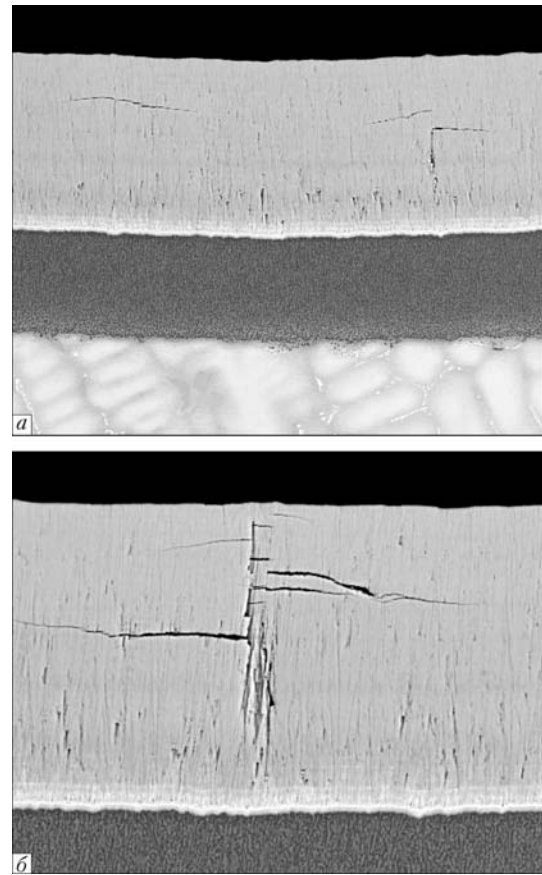


Рис. 8. Примеры дефектов типа компрессионных трещин, образующихся в плотном керамическом слое с микротвердостью 9...10 ГПа: *a* – $\times 250$; *б* – $\times 400$

торого недостаточна для релаксации их действия. Уровень микротвердости внешнего керамического слоя в зоне появления подобных дефектов составляет не менее 9...10 ГПа.

Как правило, такие трещины возникают в тех областях лопаток (или образцов), на которых угол падения парового потока осаждающейся керамики близок к нормали, т. е. формируется плотная структура кристаллитов диоксида циркония с минимальным количеством пор при относительно небольшой скорости конденсации керамического слоя, что также способствует формированию плотного керамического слоя. Очевидно, что наиболее вероятным участком появления таких дефектов является область корыта пера лопатки.

Введение в состав внешнего керамического слоя оксида гадолиния и обработку керамики в процессе ее напыления ионами аргона осуществляли с целью увеличения пористости керамического слоя и уменьшения склонности к появлению растрескивания и спекания в процессе дальнейшей термообработки и эксплуатации.

На рис. 9 приведены значения микротвердости керамического слоя, осажденного при $T_k = 850$ °С в различных состояниях (после напыления, вакуумной термообработки и окислительного отжига при 1200 °С на воздухе в течение 10 ч). Видно, что и обработка ионами аргона, и введение Gd_2O_3 в состав керамики способствуют снижению значений

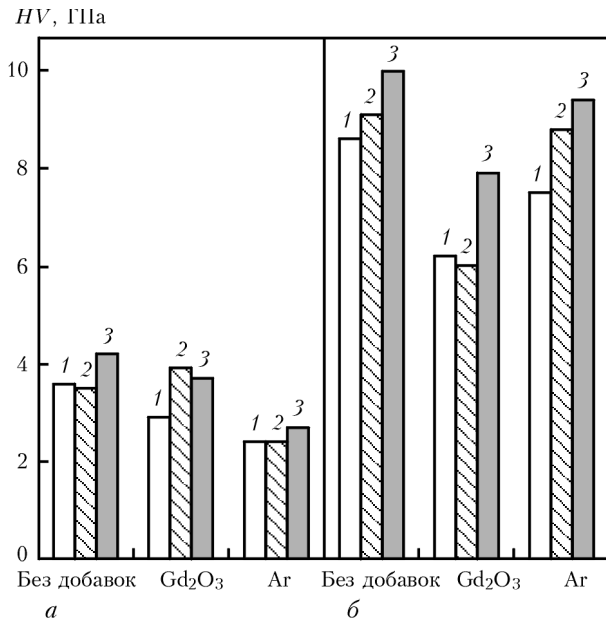


Рис. 9. Влияние модифицирования керамики путем введения оксида гадолиния и осаждения с ионным облучением на микротвердость слоя $ZrO_2(Y_2O_3)$ в исходном состоянии и после термических обработок; температура осаждения 850 °С: *а* – спинка; *б* – корыто; 1 – исходное состояние; 2 – отжиг 1100 °С, 1 ч, вакуум; 3 – отжиг 1200 °С, 10 ч, воздух

микротвердости в состоянии после конденсации, отжига в вакууме при 1100 °С и окислительного отжига при 1200 °С, по сравнению с вариантом без модифицирования.

Разуплотнение керамического слоя путем указанного воздействия отражают результаты определения пористости, приведенные в табл. 2. Значения пористости в зоне корыта существенно ниже, чем в зоне спинки; увеличение пористости обнаружено в случае ионной обработки формирующегося покрытия.

Результаты определения долговечности при термоциклировании представлены на рис. 10. Введение Gd_2O_3 во внешнюю часть керамического слоя способствует увеличению долговечности покрытия на спинке лопатки, но не влияет практически на долговечность покрытия в корыте. По-видимому, повышение термостойкости образцов, расположенных в зоне спинки лопатки, связано с изменением структуры и теплопроводности керамического слоя.

Модифицирование химического состава керамики путем введения в состав диоксида циркония других соединений, в частности Gd_2O_3 , приводит к снижению коэффициента теплопроводности. Кроме то-

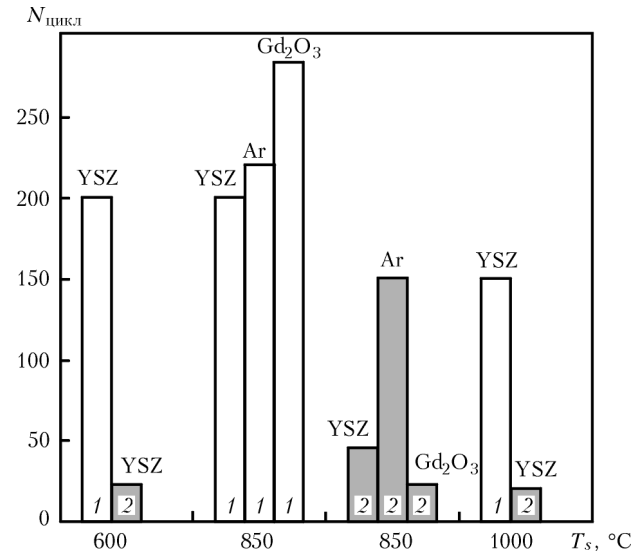


Рис. 10. Термоциклическая долговечность градиентных термобарьерных покрытий на образцах в условиях печных испытаний при 1150 °С в зависимости от условий осаждения внешнего керамического слоя: 1 – спинка; 2 – корыто; YSZ – $ZrO_2-8\% Y_2O_3$; Gd_2O_3 – $ZrO_2-8\% Y_2O_3-Gd_2O_3$; Ar – $ZrO_2-8\% Y_2O_3$ с обработкой ионами аргона

го, одним из важных параметров, влияющих на термоциклическую долговечность, помимо пористости покрытия, является толщина связующего металлического и внешнего керамического слоев, воздействующих на уровень остаточных напряжений, вызывающих фрагментацию и возможное отслоение керамики в процессе термоциклического воздействия [17, 18]. Более толстый связующий слой покрытия в области спинки обеспечивает более заметный положительный эффект от модифицирования покрытия.

Обработка ионами аргона поверхности конденсата в процессе его формирования не изменяет существенно долговечность покрытия в спинке, но значительно увеличивает термостойкость покрытия в корыте. Адгезия и термостойкость термобарьерного покрытия определяется свойствами межфазной поверхности, с которой оно связано, т. е. тонкой пленки Al_2O_3 . Полученные результаты показали, что в условиях изотермического окисления при 1200 °С в течение 10 ч толщина пленки Al_2O_3 практически не зависит от температуры осаждения керамики, от участка профиля (спинка, корыто) и составляет примерно 4...6 мкм.

Таблица 2. Пористость внешнего слоя ($T_k = 850$ °С), %

Состояние слоя	Участок профиля лопатки	Без добавок $ZrO_2-7\% Y_2O_3$	$ZrO_2-7\% Y_2O_3-Cd_2O_3$	Ионная обработка аргоном
Исходное	Спинка	13,5	13,0	18,7
	Корыто	5,4	5,0	10,9
Вакуумный отжиг при 1100 °С, 1 ч	Спинка	16,1	15,1	23,7
	Корыто	6,9	4,1	10,9
Окислительный отжиг при 1200 °С, 10 ч	Спинка	16,0	14,4	20,4
	Корыто	4,3	6,3	10,9



При термоциклических испытаниях толщина пленки TGO (примерно 4 и 10 мкм) является критической для разрушения покрытия по границе Me-TGO в зонах соответственно корыта и спинки лопатки. При этом основной причиной скалывания внешнего керамического слоя являются напряжения, возникающие в слое TGO по мере увеличения его толщины.

Наибольшие напряжения возникают в покрытии на участках профиля лопатки, имеющих большую плотность, в данном случае в образцах, имитирующих кривизну поверхности в зоне корыта. Релаксация напряженного состояния возможна путем увеличения микропористости керамического слоя. Поэтому управляемое воздействие ионной бомбардировки на конденсируемую поверхность позволяет увеличить пористость внешнего керамического слоя в зоне корыта и приводит к повышению термостойкости покрытия.

Выводы

1. Показано, что в результате эффекта «затенения» толщина осаждаемого слоя покрытия в зоне корыта на 30...33 % ниже, чем в зоне спинки.

2. Определено, что микротвердость внешнего керамического слоя $ZrO_2-8\% Y_2O_3$, осаждающегося в зоне корыта, в 2,2...2,5 раза выше, чем в зоне спинки независимо от температуры осаждения (600, 850 и 1000 °C). При этом уровень пористости обратно пропорционален уровню микротвердости и составляет соответственно 16,1 и 5,4 % для зон спинки и корыта при температуре осаждения 850 °C.

3. Установлено, что диаметр единичных столбчатых кристаллитов $ZrO_2-8\% Y_2O_3$, осажденных в зоне корыта, в 2,5...3,0 раза меньше, чем в зоне спинки.

4. Определено, что в керамическом слое, осажденном в зоне корыта, при уровнях микротвердости, достигающих 9...10 ГПа, возможно образование специфических компрессионных микротрещин, распространяющихся параллельно подложке и не выходящих на поверхность покрытия.

5. Результаты, изложенные в выводах (пп. 1-4), практически соответствуют результатам, полученным на реальных лопатках ГТД.

6. Установлено, что термоциклическая долговечность термобарьерных покрытий, осажденных в зоне корыта, в 6...8 раз ниже, чем в зоне спинки, при исследованных температурах осаждения.

7. Показано, что обработка внешнего керамического слоя ионами аргона в процессе его осаждения обеспечивает повышение пористости в зонах корыта более, чем в 2 раза, при этом различие в термоциклической долговечности покрытия в зонах корыта и спинки не превышает 30...35 %. Ионная обработка, как и введение оксида гадолиния в керамичес-

кий слой, позволяет избежать образования компрессионных микротрещин.

1. *Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings* / A. G. Evans, D. R. Mumm, J. W. Hutchinson et al. // *Progress in Materials Science*. — 2001. — № 46. — P. 505-553.
2. *Levi C. G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems* // *Solid State and Material Science*. — 2004. — № 38. — P. 77-91.
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. *Tamarin Y.* Protective coatings for turbine blades. — Ohio: ASM Intern., 2002. — 248 p.
5. *Rhys-Jones T. N., Toriz F. C.* Thermal barrier coatings for turbine applications in aero engines // *High Temp. Technol.* — 1989. — № 7. — P. 73-81.
6. *Schulz U., Fritscher K., Leyens C.* Two-source jumping beam evaporation for advanced EB-PVD TBC systems // *Surf. & Coat. Technol.* — 2000. — Vol. 133-134. — P. 40-48.
7. *Пат. 56228А Украина, МПК С 23 С 14/24.* Композиционный слиток для получения путем испарения функционального градиентного покрытия с внешним керамическим слоем на металлической подложке / Б. А. Мовчан, Ю. Э. Рудой, Л. М. Нероденко. — Оpubл. 15.05.2004; Бюл. № 4.
8. *Movchan B. A., Yakovchuk K. Yu.* Graded thermal barrier coatings, deposited by EB-PVD // *Surf. & Coat. Technol.* — 2004. — Vol. 188-189. — P. 85-92.
9. *Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э.* Одностадийная электронно-лучевая технология осаждения термобарьерных покрытий // *Современ. электрометаллургия*. — 2003. — № 2. — С. 10-16.
10. *Thornton J. A.* High rate thick film growth // *Annual Review of Materials Science*. — 1977. — Vol. 7. — P. 239-260.
11. *Новосад Л. Ю., Гречанюк Н. И., Мовчан Б. А.* исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсатов ZrO_2 и $ZrO_2-Y_2O_3$ // *Пробл. спец. электрометаллургии*. — 1986. — № 2. — С. 27-33.
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*. — 2003. — Vol. 360. — P. 318-328.
13. *Texture and microstructure of $ZrO_{2.4}$ mol. % Y_2O_3 layers obliquely deposited by EB-PVD* // *K. Wada, M. Yoshiya, N. Yamaguchi, H. Matsubara* // *Surface & Coating Technology*. — 2006. — № 200. — P. 2725-2730.
14. *Nissley D. M.* Thermal barrier coating life modeling in aircraft gas turbine engines // *J. of Thermal Spray Technology*. — 1997. — 6, № 1. — P. 91-98.
15. *Результаты промышленной эксплуатации рабочих лопаток турбины энергетической установки ГТ-100 с конденсационными защитными покрытиями* / И. С. Малащенко, А. С. Осыка, А. И. Рыбников, О. Г. Панков // *Пробл. спец. электрометаллургии*. — 1993. — № 1. — С. 53-65.
16. *Movchan B. A., Yakovchuk K. Yu.* Advanced graded protective coatings, deposited by EB-PVD // *Materials science forum*. — 2007. — Vol. 546-549. — P. 1681-1688.
17. *Modeling of residual stresses variation with thermal cycling in thermal barrier coatings* / W. G. Mao, Y. C. Zhao, L. Yang, X. H. Yu // *Mechanics of Materials*. — 2006. — Vol. 38. — P. 1118-1127.
18. *Buckling delamination in compressed multilayers on curved substrates with accompanying ridge cracks* / S. Faulhaber, C. Mercer, M.-W. Moon et al. // *J. of Mechanics and Physics of Solids*. — 2006. — Vol. 54. — P. 1004-1028.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

ГП «МЦ электронно-лучевых технологий

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины», Киев

Поступила 04.10.2010