



ТВЕРДЫЕ ЭРОЗИОННОСТОЙКИЕ ГРАДИЕНТНЫЕ ПОКРЫТИЯ, ОСАЖДАЕМЫЕ В ВАКУУМЕ

К. Ю. Яковчук, В. В. Скрябинский,
А. Г. Маринский, Г. Г. Дидикин

Показаны возможности применения электронно-лучевой технологии и оборудования для нанесения твердых эрозионностойких градиентных покрытий на детали современной техники. Приведены результаты исследований химического состава, структуры и функциональных свойств твердых эрозионностойких градиентных покрытий на основе TiN, TiC и B_4C , осаждаемых из паровой фазы на поверхность стальных и титановых сплавов по одностадийной технологии.

Feasibilities of application of electron beam technology and equipment are shown for deposition of hard erosion-resistant gradient coatings on parts of the modern equipment. Results of investigations of chemical composition, structure and functional properties of hard erosion gradient coatings on the base of TiN, TiC and B_4C , deposited from the vapor phase on the surface of steel and titanium alloys by a single-stage technology, are given.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и осаждение; твердые эрозионностойкие градиентные покрытия; лопатки газовых турбин

Современные технологии высокоскоростного электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме нашли широкое применение для осаждения металлических жаро- и коррозионностойких защитных, а также термобарьерных покрытий с внешним керамическим слоем на детали газотурбинных двигателей [1–3]. Наряду с этим разработаны технологии и электронно-лучевое оборудование для нанесения функционально-градиентных, в том числе твердых эрозионно- и износостойких покрытий [4, 5]. Представлены результаты исследований, выполненных в «Международном центре электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ» направленных на разработку и совершенствование технологических процессов по нанесению твердых эрозионностойких покрытий на защищаемые подложки. Интерес к этим покрытиям обусловлен возможностью их использования в качестве как эрозионностойких покрытий, так и внешнего эрозионностойкого слоя в демпфирующих покрытиях [4, 6, 7] на деталях газотурбинных двигателей.

Компрессорные лопатки (из сплавов на основе титана и железа) современных турбин эксплуатируются в условиях воздействия ряда внешних агрессивных факторов (циклических механических, газоабразивных и коррозионных). В качестве износо- и эрозионностойких покрытий для их защиты применяют покрытия на основе нитридных соединений, наносимых, как правило, способом плазмо-

химического синтеза с использованием вакуумно-дуговой технологии [8–10]. Электронно-лучевая технология осаждения твердых эрозионностойких покрытий привлекательна с точки зрения как высоких скоростей осаждения покрытий (до 1 мкм/мин), так и совершенствования структуры и свойств синтезируемых покрытий.

Прямой электронно-лучевой нагрев и испарение тугоплавких соединений (оксидов, карбидов, боридов, нитридов) сопровождается их частичной диссоциацией. При конденсации парового потока на подогретой до необходимой температуры подложке происходит обратный процесс рекомбинации и восстановления кристаллической структуры и стехиометрии при условии, что химический состав парового потока остается тождественным составу исходного вещества.

Ряд соединений, например WC, TiN, ZrN, не могут быть осаждены путем прямого испарения, поскольку при нагреве они разлагаются с образованием продуктов с резко отличной летучестью. Указанные соединения в виде конденсатов можно получать в результате испарения компонентов из двух независимых источников или так называемого реактивного испарения с введением в рабочую камеру соответствующего газа и ионизации парового потока [11]. При этом большое значение имеет обеспечение высокого уровня адгезии покрытия со стальной или титановой подложкой, температура нагрева которой не должна превышать 500 °С для сохранения соответствующих физико-механических свойств материала подложки.

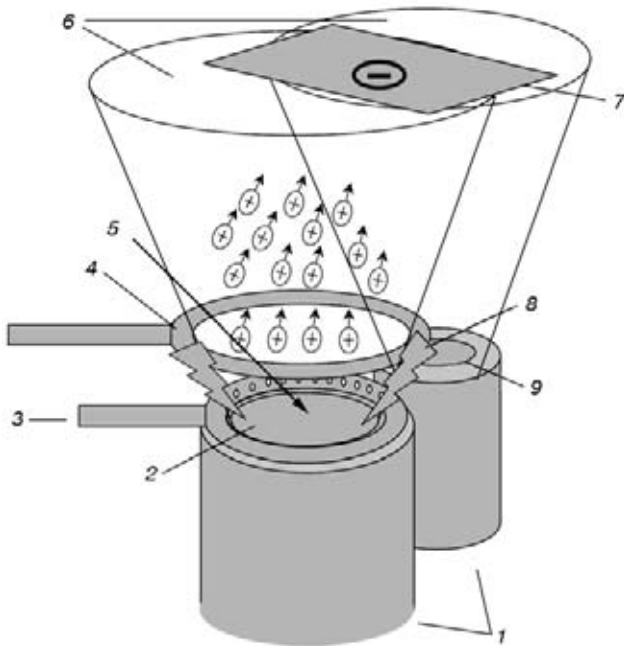


Рис. 1. Схема ионно-активированного электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме: 1 — водоохлаждаемые тигли с испаряемыми слитками; 2 — слиток основного материала; 3 — подача реакционного газа; 4 — кольцевой электрод-ионизатор; 5 — электронный луч для испарения; 6 — паровые потоки испаряемых материалов; 7 — подложка, находящаяся под потенциалом смещения; 8 — дуговой разряд; 9 — слиток с материалом добавки

На рис. 1 приведена схема процесса ионно-активированного электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме, применяемого для получения эрозионностойких покрытий. Одновременно с испарением электронным лучом веществ из жидкой ванны с помощью кольцевого электрода возбуждается дуговой разряд (напряжение около 50 В, ток до 100 А) в паровом потоке между электродом и поверхностью ванны, а на подложку подается отрицательный электрический потенциал (смещение) до 500 В. Положительные ионы испаряемого вещества, образовавшиеся в частично ионизированном паровом потоке, устремляясь к подложке, приобретают дополнительную энергию и увеличивают энергию импульса при столкновении (адсорбции) с подложкой.

Для получения ряда функционально-градиентных покрытий, например на основе нитрида титана, и синтеза покрытий в ионизированный паровой поток вводится реакционный газ (азот). Дополнительный водоохлаждаемый тигель, расположенный рядом с основным тиглем, обеспечивает при необходимости возможность испарения какой-либо добавки независимым электронным лучом и ее введение в основной паровой поток.

В качестве подложек использовали прямоугольные образцы размером 22,0×8,0×2,4 и 20×15×4 мм, изготовленные из титанового сплава ВТ1-0 и стали следующего химического состава (мас. %): 24 Ni, 14,9 Cr, 2,4 Ti, 1,0 Mo, Fe — остальное. Параметр шероховатости поверхности образцов соответствовал $R_a = 1,8...2,2$ мкм. Образцы (от 30 до 60 шт.) закрепляли в 1...2 ряда в неподвижной оснастке,

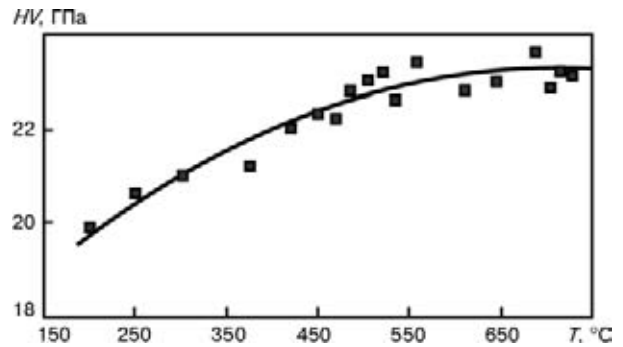


Рис. 2. Зависимость микротвердости осажденного нитрида титана от температуры стационарно закрепленной подложки

устанавливаемой над испарителем. При этом расстояние между образцами и поверхностью жидкой ванны в тиглях составляло 270 мм. Вдоль стационарно расположенных в оснастке образцов прямым электронно-лучевым нагревом создавался градиент температуры в интервале от 250 до 850 °C, благодаря чему в одном эксперименте удалось получить для исследования набор образцов с покрытиями, осажденными при различных значениях температуры подложки.

В экспериментах при постоянной температуре подложки, в которых моделировали условия осаждения покрытий на реальные лопатки, образцы закрепляли в оснастке, установленной на вращающемся горизонтальном валу. Каждый образец совершал индивидуальное вращение в паровом потоке вокруг собственной оси.

Непосредственно перед осаждением покрытия в вакуумной камере поверхность нагретых образцов очищали путем бомбардировки ионами Ag^+ с энергией примерно 2...3 кэВ. Плотность ионного потока, генерируемая установленным внутри вакуумной камеры на расстоянии 200 мм от подложки газомagnetронным ионным источником, достигала приблизительно 1 мА/см², при этом скорость распыления (травления) поверхности образцов составляла около 10 нм/мин.

Диаметр медных водоохлаждаемых тиглей для испарения основного материала равнялся 50 и 25 мм — для испарения добавок. В качестве материала использовали слитки титана электронно-лучевого переплава диаметром 49,5 и 24,5 мм, штабики (малые слитки) TiC или V₄C диаметром 48 мм, полученные способом холодного и горячего прессования. Реакция синтеза TiN на подложке осуществлялась путем одновременного осаждения титана и введения в рабочую камеру азота при давлении на уровне $2 \cdot 10^2$ Па. В начальный момент испарения слитка титана возбуждали дуговой разряд и осаждали на подложку связующий слой титана толщиной 2...4 мкм. Затем, не прерывая процесс испарения титана, в рабочую камеру вводили азот и осуществляли синтез покрытия TiN толщиной от 10 до 20 мкм со скоростью конденсации около 1 мкм/мин.

Исследование структуры и определение химического состава покрытий выполняли с помощью растрового сканирующего электронного микроскопа

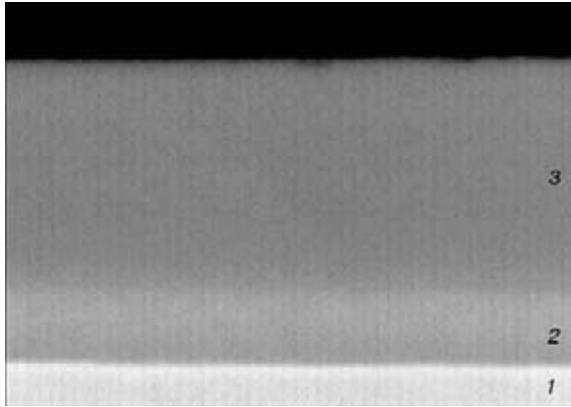


Рис. 3. Микроструктура ($\times 3000$) поперечного сечения эрозионноустойчивого покрытия на основе нитрида титана: 1 — подложка; 2 — связующий слой титана; 3 — слой TiN

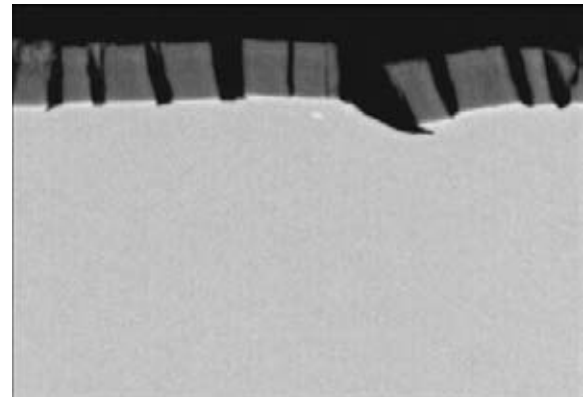


Рис. 4. Фрагментация эрозионноустойчивого покрытия на основе нитрида титана после адгезионных испытаний при угле загиба образца 90° , микроструктура ($\times 1200$) поперечного сечения

на CamScan 4D в режиме вторичных и упруго-отраженных электронов, а также энергодисперсионной системой рентгеноспектрального микроанализатора INCA-200 Energy.

На этом микроскопе анализировали также микроструктуру покрытий в поперечном сечении образцов.

Параметры кристаллической решетки покрытий определяли с помощью рентгеновского дифрактометра Дрон-4 в излучении $\text{CuK}\alpha$ ($l_{\text{ср}} = 0,154051$ нм).

Микротвердость покрытий в поперечном сечении и на поверхности измеряли с помощью приставки-микротвердомера к оптическому микроскопу Polyvar Met при нагрузке 20 и 50 г на основании результатов 5...7 измерений с оценкой среднеквадратичной ошибки для вероятности 0,76.

Адгезионные испытания проводили путем изгиба образцов с использованием трехточечной схемы нагружения на базе 12 мм. Длина образцов равнялась 22 мм, ширина — 6 мм, толщина — 2,4 мм. Скорость нагружения составляла 1 мм/мин. Критерием уровня адгезии был принят минимальный угол загиба образца, при котором появляются первые признаки разрушения и отслоения покрытия. Состояние покрытия после изгиба образца исследовали на оптическом микроскопе при увеличении 400. Несмотря на то, что подобные испытания не дают количественной оценки уровня адгезии покрытия с подложкой, полученные результаты позволяют сопоставить и качественно оценить свойства различных вариантов покрытий.

Эрозионную стойкость покрытий оценивали при испытаниях на абразивное изнашивание в потоке твердых частиц с использованием установки ЦУК-3М по методике, приведенной в работе [12], путем сравнения износа (убыли массы) их и эталонных образцов.

Абразивным материалом служил кварцевый песок с размером частиц 200 мкм. Расход абразива составлял 125 г/мин. Осматривали и взвешивали образцы после расходования 2 кг абразива. Для предотвращения влияния изменения формы частиц кварцевого песка в процессе испытаний абразив повторно не использовали. Количество израсходованного в одном цикле испытаний абразива составляло от 8 до 26 кг. Испытания производили при

углах встречи потока абразива с поверхностью образцов 30° и 90° , скорость вращения ротора составляла 2350 об/мин. Относительную эрозионную стойкость покрытий вычисляли по формуле

$$\varepsilon = g_{\text{п}}\rho_{\text{ст}}/g_{\text{ст}}\rho_{\text{п}},$$

где $g_{\text{п}}$, $g_{\text{ст}}$ — средняя потеря массы соответственно образцов с покрытием и эталонных образцов; $\rho_{\text{п}}$, $\rho_{\text{ст}}$ — плотность соответственно покрытия и эталонного материала.

На рис. 2 представлена зависимость микротвердости осажденного нитрида титана от температуры стационарно закрепленной подложки. Обнаружен монотонный рост микротвердости конденсата TiN от 19,0 до 23,6 ГПа в интервале температуры конденсации от 200 до 500 °С. Дальнейшее повышение температуры не вызывало увеличения микротвердости конденсируемого слоя TiN.

На рис. 3 приведена типичная микроструктура эрозионноустойчивого покрытия толщиной 12 мкм на основе нитрида титана, осажденного на вращающуюся стальную подложку при температуре 460...490 °С и давлении в камере на уровне $2 \cdot 10^2$ Па. Следует отметить идентичность микроструктур покрытий на основе нитрида титана толщиной 15...20 мкм, осажденных как на стационарные, так и на вращающиеся подложки.

Химический состав покрытия TiN (его стехиометричность) определяется количеством вводимого в вакуумную камеру азота. При оптимальных технологических параметрах процесса и температуре подложки в интервале 460...490 °С содержание азота в покрытии TiN составляет 20...23 мас. %, а микротвердость достигает 23,5 ГПа, параметр решетки осажденного нитрида титана $a = 0,4230$ нм, что соответствует таковому для покрытий TiN, полученных традиционными плазмохимическими способами [13, 14]. Исследование тонкой структуры осажденных покрытий не являлось целью настоящего исследования, однако следует отметить такую характерную особенность микроструктуры конденсированного нитрида титана, как его нанокристаллическое строение с размером зерна менее 30 нм.

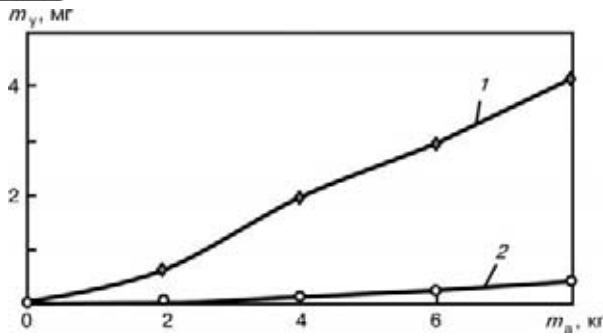


Рис. 5. Изменение массы стальных образцов без покрытия (эталонных) и с покрытием TiN толщиной 15 мкм в процессе исследования эрозионной стойкости при угле атаки 90°: 1 — сталь; 2 — TiN; m_a — масса абразива; m_y — убыль массы

Испытания на адгезию показали, что покрытие TiN, полученное в интервале температур конденсации 450... 600 °С, при загибе образцов на угол 90° не отслаивалось, обнаружено лишь его растрескивание и фрагментация (рис. 4). Первые трещины в покрытии зафиксированы визуально при углах загиба 7... 12°.

Относительное увеличение эрозионной стойкости образцов с покрытием TiN, осажденным на вращающиеся подложки, в сравнении с основным материалом, составляет от 25 до 8 (при углах испытаний соответственно 30 и 90°) — рис. 5.

Дальнейшее совершенствование и развитие электронно-лучевой парофазной технологии осаждения покрытий на основе нитридов возможно путем создания как простых (TiN, ZrN, CrN и т. п.), так и сложных (TiAlN, TiCN, ZrCN) покрытий, которые могут быть градиентными, микрослойными либо наноструктурными. Их получают путем изменения давления реакционного газа, легирования основного испаряемого слитка, применения композиционного слитка либо введения добавки в паровой поток посредством испарения из дополнительного тигля. Например, в результате введения оксида алюминия, а также алюминия (3... 5 мас. %) в паровой поток при ионно-активированном электронно-лучевом испарении титана микротвердость осаждаемых покрытий на основе TiN увеличивается до 26... 28 ГПа в интервале значений температуры подложки 450... 850 °С (рис. 6).

На рис. 7 приведена структура микрослойного покрытия TiN, содержащего прослойки титана.

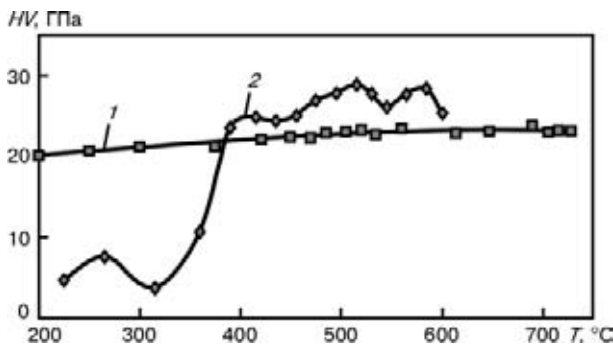


Рис. 6. Микротвердость покрытий TiN (1) и TiN с добавкой 3... 5 мас. % Al₂O₃ (2) в зависимости от температуры подложки

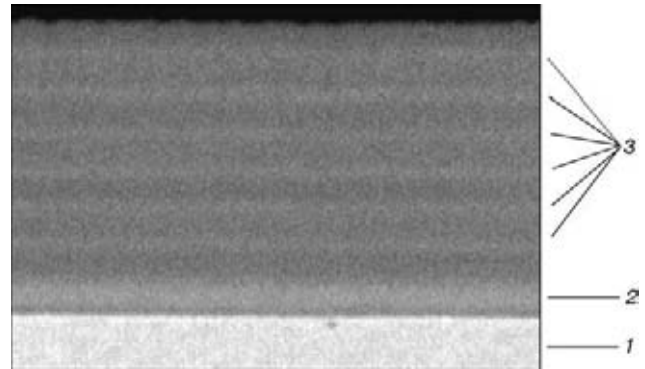


Рис. 7. Микроструктура (X3000) поперечного сечения микрослойного эрозионностойкого покрытия на основе нитрида титана, содержащего прослойки, обогащенные титаном: 1 — подложка; 2 — связующий слой; 3 — прослойки титана

Покрытие получено путем периодического изменения количества подаваемого азота в процессе непрерывного испарения титана. Эрозионная стойкость данного покрытия увеличилась в 1,7 раза несмотря на снижение его микротвердости до 20 ГПа.

Покрытия на основе TiC являются наиболее распространенными среди карбидных. Способом прямого электронно-лучевого испарения карбидов можно получать твердые покрытия на основе TiC при температуре подложки выше 700 °С [15]. При температуре конденсации 700 °С твердость таких покрытий равна примерно 20 ГПа и возрастает до 24... 25 ГПа при увеличении температуры подложки до 1300 °С. Ниже температуры конденсации 700 °С в покрытиях TiC обнаруживают также титан и углерод в свободном состоянии.

Для лучшей адгезии покрытий на основе TiC с подложкой первоначально на ее поверхность осаждали связующий слой титана толщиной 3... 4 мкм. Для этого из второго тигля диаметром 25 мм испаряли титан, частично ионизируя дуговым разрядом паровой поток, и осаждали на подложке, находящейся под потенциалом смещения около 130 В. Затем прекращали испарение титана из малого тигля и практически без перерыва осуществляли испарение штатика TiC из тигля диаметром 50 мм.

Выполнены два варианта испарения штатика TiC из тигля диаметром 50 мм:

прямое;

ионно-активированное с одновременной ионизацией парового потока дуговым разрядом (ток дуги

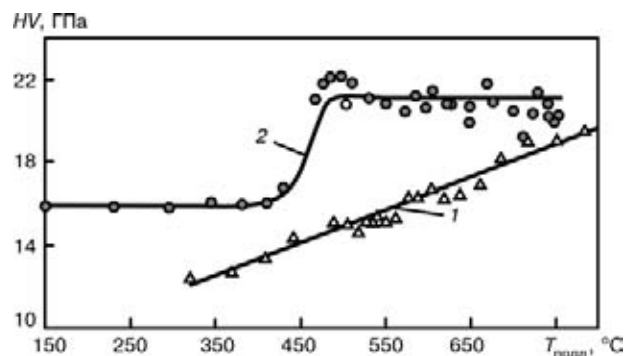


Рис. 8. Микротвердость покрытий TiC, полученных прямым (1) и ионно-активированным (2) электронно-лучевым испарением



25 А, напряжение 45 В) и смещением на подложке (напряжение смещения 130 В).

Скорость осаждения составляла 1,2... 1,5 мкм/мин, толщина покрытия достигала 19... 23 мкм. Химический состав покрытий TiC соответствовал средним значениям концентраций углерода и титана в испаряемом штабике, отмечено наличие в покрытии небольшого количества кислорода.

На рис. 8 сопоставлены зависимости микротвердости с поверхности покрытий, полученных прямым и ионно-активированным электронно-лучевым испарением TiC. Ионизация парового потока нестехиометрического состава и ускорение положительных ионов активировали процесс синтеза TiC на поверхности конденсации в интервале температур осаждения 150... 750 °С. При этом микротвердость покрытий, полученных при температуре 450... 700 °С, оставалась постоянной и равнялась (21±1) ГПа. При адгезионных испытаниях стальных и титановых (сплав ВТ1) образцов с покрытием TiC отслоение покрытия не зафиксировано вплоть до углов загиба 90°.

На рис. 9 показаны микроструктура и распределение основных химических элементов одного из вариантов градиентного демпфирующего покрытия MgO–TiC толщиной 26 мкм, полученного испарением штабиков MgO и TiC из отдельных тиглей при температуре подложки 500 °С. Микротвердость внешнего эрозионностойкого слоя составляет 18 ГПа.

К наиболее перспективным материалам, используемым в качестве эрозионностойких покрытий, следует отнести карбид бора благодаря его высокой микротвердости (более 40 ГПа) и низкому удельному весу (2,52 г/см³) [16]. Для осаждения карбида бора в качестве покрытий различного назначения толщиной до 5 мкм используют ионно-плазменную технологию, химическое осаждение из газовой среды, дуговое и магнетронное распыление [17–20].

Основными недостатками технологий нанесения покрытий из карбида бора по-прежнему являются низкие скорости осаждения и возникновение значительных внутренних напряжений по мере роста толщины покрытий. Плазменное напыление обеспечивает получение покрытий толщиной более 10 мкм с повышенными скоростями, однако внутренняя пористость существенно ограничивает их применение в качестве эрозионностойких [19]. Характер механизмов повреждений и разрушения покрытий из карбида бора в процессе эрозионных испытаний свидетельствует о необходимости повышения их вязкости разрушения [21].

Мелкокристаллические двухфазные металлические, металлокерамические и керамические материалы на основе твердых и хрупких фаз А, содержащие 20... 30 об. % фазы В с более низким модулем упругости и модулем сдвига, по сравнению с фазой А, имеют характерные максимумы механических свойств прочности, пластичности и вязкости разрушения K_{1c} [22].

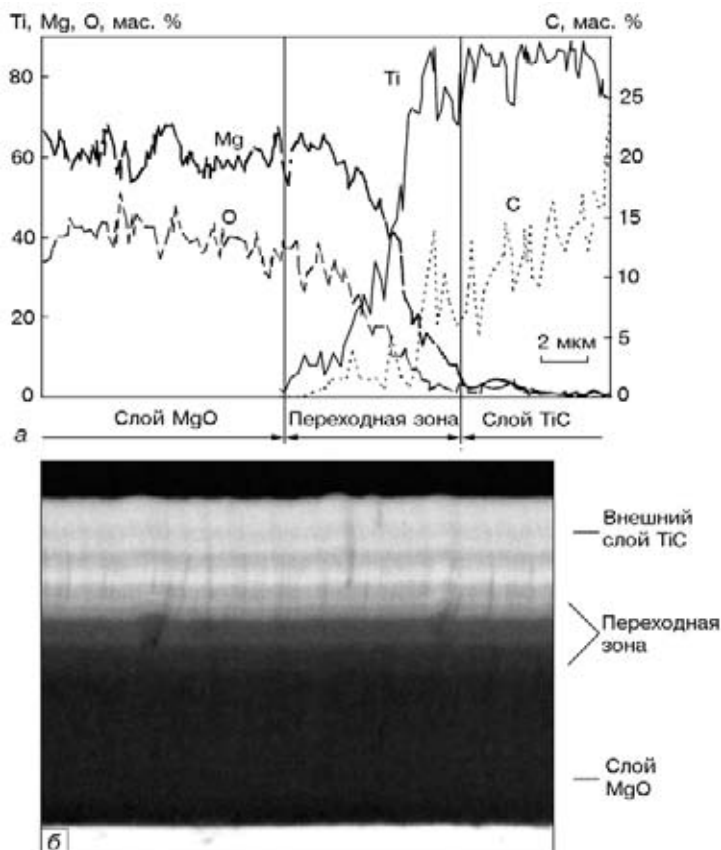


Рис. 9. Распределение химических элементов (а) и микроструктура (×2500) поперечного сечения (б) градиентного покрытия MgO–TiC

В «Международном центре электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ» разработана технология электронно-лучевого испарения композиционной слитки из карбида бора и таблетки титана, расположенной в верхней части слитка, для осаждения многофазных покрытий, в которых реализован приведенный выше механизм улучшения механических свойств.

На рис. 10, а представлена микроструктура многофазного градиентного покрытия на основе карбида бора толщиной 15 мкм, осажденного на образцы из нержавеющей стали. Температура образцов в процессе конденсации не превышала 500 °С, скорость конденсации составляла около 1 мкм/мин. Микротвердость полученного покрытия равнялась 30 ГПа. Исследования тонкой структуры покрытия (рис. 10, б) позволили установить, что слой на основе карбида бора благодаря особенностям разработанной технологии испарения и осаждения представляет собой многофазный наноструктурный материал с включениями наночастиц размером около 10 нм. При адгезионных испытаниях покрытий на основе карбида бора толщиной 10... 15 мкм установлено, что первые трещины в покрытии обнаружены визуально при углах загиба около 7°; отслоение покрытия не зафиксировано во всем диапазоне углов загиба до 90°.

Эрозионная стойкость указанных покрытий толщиной 10... 15 мкм на образцах более чем в 20... 50 раз превосходит стойкость таковых без покрытия при углах испытаний образцов соответственно 90 и 30° (рис. 11).

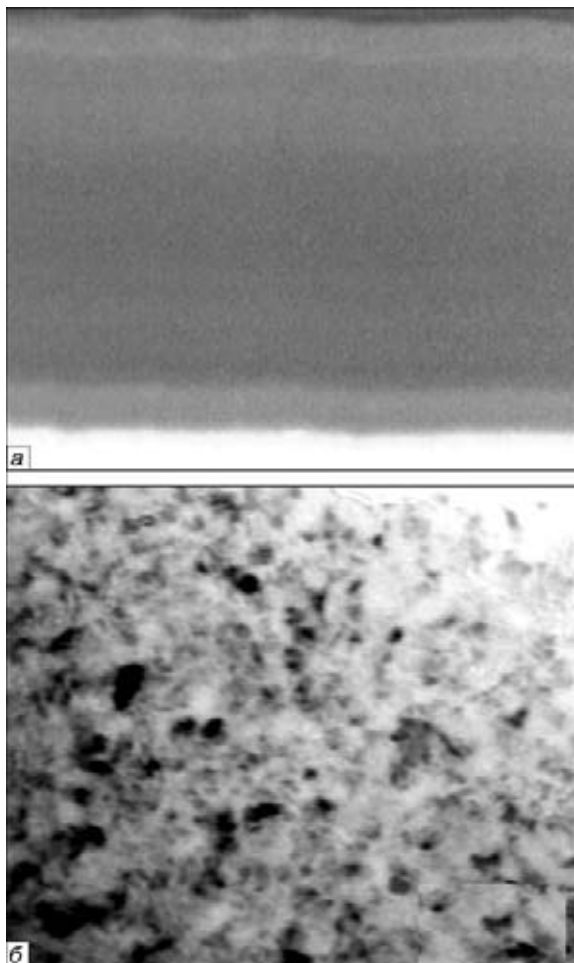


Рис. 10. Микроструктура градиентного покрытия на основе карбида бора: *a* — поперечное сечение, $\times 3000$; *b* — электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры, $\times 2000000$

Представленные первичные результаты разработок и исследований свидетельствуют о возможности существенного расширения областей применения электронно-лучевого оборудования и технологии испарения, являются основой для создания градиентных эрозионностойких покрытий (или эрозионностойких слоев градиентных покрытий) с высокими параметрами функциональных характеристик.

В настоящее время МЦ ЭЛТ «ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» предлагает потенциальным заказчикам свои производственные мощности по электронно-лучевому осаждению твердых эрозионно-

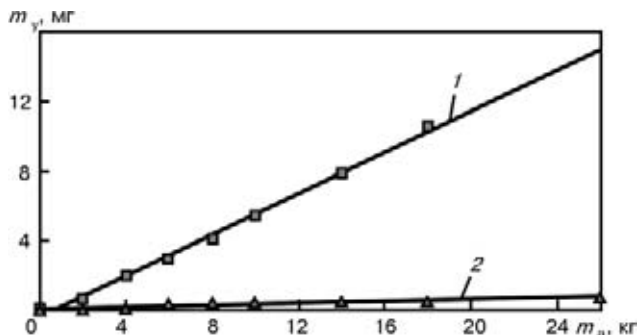


Рис. 11. Изменение массы стальных образцов без покрытия (эталонных) и с градиентным покрытием на основе B_4C толщиной 15 мкм в процессе исследования эрозионной стойкости при угле атаки 90° : 1 — сталь; 2 — B_4C

стойких градиентных покрытий, а также предоставление лицензий на использование разработанных ноу-хау в этой области.

1. Патон Б. Е., Мовчан Б. А. Электронно-лучевая технология: покрытия и новые материалы // Проблемы сварки: Сб. ст. — Киев: Ин-т электросварки АН УССР, 1990. — С. 269–275.
2. Movchan B. A. EB-PVD technology in gas turbine industry: present and future // J. of Metals. — 1996. — № 11. — P. 40–45.
3. Reinhold E., Botzler P., Deus C. EB-PVD process management for highly productive zirconia thermal barrier coating of turbine blades // Surface and Coating Technology. — 1999. — V. 120–121. — P. 77–83.
4. Movchan B. A. Functionally graded EB PVD coatings // Ibid. — 2002. — V. 149. — P. 252–262.
5. Пат. 6669989B2 США. Method for producing by evaporation a functionally graded coating with an outer ceramic layer on a metal substrate / B. A. Movchan, L. M. Neroenko, Ju. E. Rudoy. — Publ. 30.12.2003.
6. Мовчан Б. А., Устинов А. И. Твердые высокодемпфирующие металлокерамические покрытия // Проблемы динамики и прочности в газотурбостроении: Тез. докл. второй междунар. науч.-техн. конф. (Киев, 25–27 мая 2004). — Киев, 2004. — С. 129–130.
7. Movchan B. A., Ustinov A. I. Highly damping hard coatings for protection of titanium blades // Evaluation, control and preventing of high cycle fatigue in gas turbine engines for land, sea and air vehicles: Paper presented at RTO-AVT-121 symp. (Seville, Spain, 3–5 Oct. 2005). — Seville, 2005 — P. 11–1–11.15.
8. Paldey S., Deevi S. C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of Ti(Al,N): a review // Materials Sci. and Eng. — 2003. — A342 — P. 58–79.
9. Васильев М. А., Папарин В. Е., Ткачук А. А. Покрытия из нитрида титана, осажденные методом вакуумного дугового разряда (обзор) // Металлофизика и новейшие технологии. — 2000. — 22, № 11 — С. 58–71.
10. Буров И. В., Лусенков А. А. Современное состояние и перспективы развития технологии вакуумного дугового нанесения износостойких покрытий // Вакуумная техника и технология — 2002. — 12, № 1. — С. 55–60.
11. Bunshah R. F. Handbook of hard coatings. — Noyes: William Andrew Publishing, 2001. — 550 p.
12. ГОСТ 23.201–78. Метод испытания материалов и покрытий на газоабразивное изнашивание с помощью центробежного ускорителя — М.: Изд-во стандартов, 1978. — 10 с.
13. Sundgren J.-E., Hentzell T. G. A review of the present state of art in hard coatings grown from the vapor phase // J. Vac. Sci. and Technol. A. — 1968. — 4, N5. — P. 2259–2279.
14. Hultman L. Thermal stability of nitride films // Vacuum. — 2000 — V. 57. — P. 1–30.
15. Structure and Properties of Refractory Compounds Deposited by Electron Beam Evaporation / R. F. Bunshah, R. Nimmagadda, W. Dunford et al. // Thin Solid Films. — 1978. — V. 54. — P. 85–106.
16. Самсонов Г. В., Серебрякова Т. И., Неронов В. А. Бориды. — М.: Атомиздат, 1975. — 376 с.
17. Марьянко А. Рубашка для клинка // Прорез. — 2002. — № 2. — С. 50–52.
18. Bose K., Wood R. J. K. High velocity solid particle erosion behaviour of CVD boron carbide on tungsten carbide // Wear. — 2005. — 258, iss. 1–4. — P. 366–376.
19. Vacuum arc deposited boron carbide films for fusion plasma facing components / C. C. Klepper, J. Niemel, R. C. Hazleton et al // Fusion technology. — 2001. — 39, № 2. — P. 910–915.
20. Monteiro O. R., Delplanche-Ogletree M. P., Klepper C. C. Boron carbide coatings prepared by cathodic arc deposition // J. of Materials Sci. — 2003. — 38, № 14. — P. 3117–3120.
21. Bose K., Wood R. J. K., Wheeler D. W. High energy solid particle erosion mechanisms of superhard CVD coatings // Wear. — 2005. — 259, iss. 1–6. — P. 135–144.
22. Movchan B. A., F. D. Lemkey. Strength, ductility and superplasticity of microcrystalline two-phase materials. // Mater & Design. — 1996. — 17, iss. 3 — P. 141–149.

ГП «Международ. центр электронно-лучевых технологий

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ», Киев

Поступила 22.01.2007