

А. Д. Погребняк, Ю. А. Кравченко (г. Сумы)

Модификация механических свойств покрытий TiN/Al₂O₃ и TiN/Cr/Al₂O₃ при помощи низкоэнергетических сильноточных электронных пучков

Представлены результаты исследования структуры, элементного и фазового состава гибридных покрытий TiN/Al₂O₃ и TiN/Cr/Al₂O₃. Показано, что электронно-лучевая обработка поверхности гибридных покрытий позволяет увеличить микротвердость защитного слоя от 8,3 до 14,4 ГПа. Установлено, что повышение твердости гибридных покрытий связано с увеличением плотности материала и восстановлением α -фазы Al₂O₃ в составе защитного слоя под влиянием термической активации поверхности.

Ключевые слова: плазменно-детонационные защитные покрытия, низкоэнергетический сильноточный электронный пучок, электронно-лучевая обработка, морфология поверхности, фазовый состав, адгезия, микро- и нанотвердость.

Современный уровень развития теории и практики повышения твердости металлов и их износостойкости требует создания защитных слоев с высокими механическими показателями. Во многих отраслях промышленности широкое применение находят покрытия из тугоплавких порошковых материалов (например, Al₂O₃), осажденных газотермическими способами (плазменным, детонационным [1, 2]). Новым направлением в создании защитных слоев является модификация поверхности с помощью плазменно-детонационной технологии, позволяющей получать покрытия с заданным составом и точностью воспроизведения толщины в условиях серийного производства [3, 4]. Дальнейшее повышение физико-механических характеристик порошковых покрытий можно получить, применяя комбинации металлов, сплавов и материалов, имеющих высокие пассивирующие свойства (например, Cr и Ti) или физические свойства, подобные материалу основы. Однако традиционные для конца XX века методы формирования защитных покрытий (осаждение пленок в вакууме, наплавка, плакирование, плазменный и детонационный методы напыления порошков и т. п.) не позволяют напрямую решать проблему повышенной пористости и отсутствия высокой адгезии на участке покрытие–подложка [5, 6]. Вместе с тем предполагаемые жесткие условия работы выдвигают ряд требований к морфологии и структуре защитного слоя. Преодолеть недостатки традиционных методов можно при помощи термической активации поверхности потоками импульсной плазмы, а также электронными и ионными пучками, либо за счет осаждения на порошковый подслой тонких защитных пленок [7, 8].

Однако механизмы формирования защитных гибридных покрытий комбинированным* способом являются малоизученными как в теоретическом,

* Под этим термином авторы подразумевают реализацию процессов модификации свойств с использованием плазменно-детонационного и вакуумно-дугового осаждения и обработки поверхности низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком.

так и в экспериментальном плане. Практически отсутствуют данные о результатах формирования покрытий с применением комбинации даже двух методов осаждения: вакуумно-дуговой конденсации нитридных пленок на плазменно-детонационные порошковые покрытия.

Целью работы была оценка влияния способа обработки и энергетических параметров низкоэнергетического сильнооточного электронного пучка (НСЭП) на механические свойства защитных покрытий TiN/Al₂O₃ и TiN/Cr/Al₂O₃.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Как исходный материал для напыления использовали порошок корунда с размером частиц 27–56 мкм, который наносили в установке Импульс-5 на подложку из нержавеющей стали марки AISI 321 толщиной 0,3 и 1,1 мм. Пленки нитрида титана толщиной 1,5–2,0 мкм осаждали на подслои Al₂O₃ в вакуумно-дуговой установке Булат-3Т. Для повышения адгезионной связи вакуумно-плазменных конденсатов TiN с порошковым подслоем и в защитно-декоративных целях на керамическую поверхность в некоторых сериях образцов наносился подслой Cr толщиной от 0,2 до 0,5 мкм. Обработку поверхности НСЭП проводили с использованием ускорителя электронов, снабженного электронной пушкой У-212. Последовательность и режимы оплавления поверхности указаны в табл. 1, 2.

Таблица 1. Влияние режимов воздействия НСЭП на микротвердость гибридных покрытий

Образец серии	Материал	Обработка НСЭП	Режим обработки		Микротвердость H _v ±δ, ГПа
			q, МВт/м ²	t, с	
	Подложка AISI 321	–	–	–	2,13±0,13
2	TiN/Cr/Al ₂ O ₃	Исходное состояние			8,32±0,74
3	TiN/Cr/Al ₂ O ₃	Обработан	2,4	1,2	8,38±0,51
4	TiN/Cr/Al ₂ O ₃	подслой	3,0	1,2	8,83±0,93
5	TiN/Cr/Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	3,6	1,2	9,15±0,60
6	TiN/Al ₂ O ₃		7,6	1,2	14,50±0,82
10	TiN/Al ₂ O ₃	Исходное состояние			8,45±0,80
11	TiN/Al ₂ O ₃	Покрытие	1,8	0,6	8,42±0,62
12	TiN/Al ₂ O ₃	оплавлено	3,6	0,6	8,00±0,95
13	TiN/Al ₂ O ₃	сверху	5,4	0,6	8,30±0,89
14	TiN/Al ₂ O ₃		7,1	0,6	9,14±0,98
15	TiN/Al ₂ O ₃	Повторно	3,8	0,6	9,17±0,37
16	TiN/Al ₂ O ₃	обработано	5,7	0,6	9,24±0,73
17	TiN/Al ₂ O ₃	покрытие	7,6	0,6	9,10±0,70
18	TiN/Al ₂ O ₃	образца	9,6	0,6	9,26±0,85
19	TiN/Al ₂ O ₃	серии 14	13,4	0,6	10,41±0,96

Испытания покрытий на микротвердость проводили на микротвердомере ПМТ-3 (толщина подложки – 1,1 мм). Проведение прямых измерений на поверхности исключалось, поскольку требовало устранения шероховатости покрытий предварительной полировкой, а при этом существует опасность

удаления пленок Cr и TiN. Все измерения проводили на поперечных шлифах. Однако толщина (~ 60 мкм) покрытий не допускала возможности получения распределения микротвердости по глубине, поэтому исследования проводили на расстоянии ~ 30 мкм от поверхности покрытий. Выдержка образцов под нагрузкой (100, 150 и 200 г) составляла 10 с. Математическую обработку результатов проводили в соответствии с правилом “двух сигм” [9].

Таблица 2. Влияние режимов воздействия НСЭП на нанотвердость гибридных покрытий

Образец серии	Материал	Режим обработки		Нанотвердость H , ГПа
		q , МВт/м ²	t , с	
	Подложка AISI 321	–	–	5,7
2	TiN/Cr/Al ₂ O ₃	Исходное состояние		7,7
6	TiN/Al ₂ O ₃ + НСЭП	7,6	1,2	9,1
7	TiN/Cr/Al ₂ O ₃ + НСЭП	240	0,072	8,5
8	TiN/Cr/Al ₂ O ₃ + НСЭП	480	0,036	8,9
15	TiN/Al ₂ O ₃ + НСЭП	3,8	0,6	8,4
19	TiN/Al ₂ O ₃ + НСЭП	13,4	0,6	8,5

Нанотвердость образцов измеряли трехгранным индентором Берковича на приборе NanoIndenter II фирмы “MTS Sistem Corporation”, США. Для компьютерной обработки результатов применяли методику Оливера и Фарра [10].

РЕЗУЛЬТАТЫ

Согласно ранее проведенным комплексным исследованиям морфологии поверхности, элементного и фазового состава гибридных покрытий TiN/Cr/Al₂O₃ и TiN/Al₂O₃ [11–14], сформированных комбинированным способом (плазменно-детонационным напылением порошка Al₂O₃, вакуумно-дуговым осаждением Cr и TiN, электронно-лучевой обработкой (ЭЛО)), было установлено следующее:

1. При плазменно-детонационном осаждении порошка Al₂O₃ формируется защитный слой из атомов Al (26 % (ат.)) и O (62 % (ат.)) с примесью составных элементов газовой атмосферы плазмотрона (C). Плавление порошка в потоке импульсной плазмы и его последующее высокоскоростное затвердевание приводит к активации фазовых переходов типа $\alpha \rightarrow \gamma$ и позволяет получить защитный слой на основе α - (до 70 % (по объему)) и γ -фазы (до 30 % (по объему)) Al₂O₃ с примесью его метастабильных δ -, θ -, β - и аморфной модификаций.

2. Анализ морфологии поверхности гибридных покрытий показал, что конденсация пленок TiN и Cr лишь незначительно сглаживает шероховатость порошкового подслоя; ЭЛО подслоя Al₂O₃ с плотностью мощности электронного пучка $q = 3,6$ МВт/м² приводит к заметному снижению шероховатости, что дает возможность осажать однородные по толщине пленки Cr и TiN и сформировать покрытие с размером неоднородностей ~ 1,0 мкм; высокоскоростное нагревание покрытий TiN/Cr/Al₂O₃ НСЭП (толщина полочки 0,3 мм, $q = 0,24\text{--}0,48$ ГВт/м²) вызывает интенсивное плавление, частичное распыление и дегазацию обработанных участков защитного слоя; двукратное нагревание материала TiN/Al₂O₃ (толщина подложки – 1,1 мм) с плотностями мощности $q = 7,1$ и 13,4 МВт/м² (серии 14 и 20 соответственно) позволяет

проплавить покрытие на глубину ~ 60 мкм, сформировать плотный защитный слой с низкой шероховатостью и исключить возможность формирования микротрещин в этом подслое Al_2O_3 .

3. Методами микроанализа, резерфордовского обратного рассеяния (ROR) и оже-электронной спектроскопии (ОЭС) установлено, что пленка Cr в составе гибридных покрытий замедляет скорость распространения атомов Ti по глубине подслоя Al_2O_3 ; высокоскоростное нагревание покрытий НСЭП ($q = 11,5 \text{ МВт/м}^2$, $T \approx 2800 \text{ К}$) активирует процессы перераспределения атомов Ti по глубине защитного слоя Cr/ Al_2O_3 с эффективным коэффициентом массопереноса $\sim 10^{-13}$ – $10^{-12} \text{ м}^2/\text{с}$; вследствие ЭЛО атомы Cr, O и Al диффундируют в направлении поверхности покрытия; повторное нагревание материала до $T \approx 3000 \text{ К}$ приводит к исчезновению Cr из состава порошкового подслоя и возрастанию его концентрации на поверхности до 40 % (ат.); двукратный нагрев покрытия TiN/ Al_2O_3 ($T_1 \approx 1700 \text{ К}$, $T_2 \approx 3000 \text{ К}$) приводит к размытию профилей распределения Ti и N на глубину ~ 5 и $8,2$ мкм соответственно.

4. Высокоскоростное нагревание гибридных покрытий НСЭП сопровождается рядом структурно-фазовых превращений ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \delta\text{-Al}_2\text{O}_3 \rightarrow \theta\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\epsilon\text{-TiN} \rightarrow \text{ГЦК-TiN}$), интенсивность и результат которых зависят от времени обработки материала и скорости теплоотвода при определяющей роли его энергетических параметров: фазовый состав защитного слоя (исходное состояние) соответствует 60 % (по объему) α -фазы Al_2O_3 , 25 % (по объему) $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ и 15 % (по объему) $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3 + \theta\text{-Al}_2\text{O}_3 + \beta\text{-Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN} + \epsilon\text{-TiN}$; нагревание порошкового подслоя до $T \approx 2500 \text{ К}$ на протяжении 1,2 с формирует защитный слой, приповерхностная область которого состоит из $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (90 % (по объему)) и $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3 + \text{TiN} + \epsilon\text{-TiN}$ (10 % (по объему)); двухразовая ЭЛО TiN/ Al_2O_3 активирует частичное восстановление θ -фазы Al_2O_3 ($q = 7,1 \text{ МВт/м}^2$, $t = 0,6 \text{ с}$, серия 14), α -фазы Al_2O_3 (~ 65 % (по объему)) и полное восстановление кубической структуры TiN (5 % (по объему)) ($q = 13,4 \text{ МВт/м}^2$, $t = 0,6 \text{ с}$, серия 20).

Для выбора материалов с высоким сопротивлением пластической деформации, хрупкому разрушению и определения оптимальных режимов воздействия НСЭП проводили механические испытания гибридных покрытий на микро- и нанотвердость.

Согласно литературным данным, оксид алюминия и нитрид титана в исходном состоянии обладают очень высокой микротвердостью ($H_V(\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3) = 20 \text{ ГПа}$, $H_V(\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3) = 11 \text{ ГПа}$ [15] и $H_V(\text{TiN}) = 20,5 \text{ ГПа}$ [16]). Трудность состоит именно в выборе методов и условий их осаждения, поскольку в результате необходимо получить тонкий защитный слой с хорошей адгезией и высокой твердостью. В [2] отмечено, что детонационное осаждение порошка Al_2O_3 на подложку из нержавеющей стали марки 08X18H10T позволяет формировать защитный слой, микротвердость которого изменяется в пределах 11,5–12,5 ГПа. Согласно [17], одновременное повышение температуры нагревания и скорости движения частиц порошка Al_2O_3 в потоке импульсной плазмы позволяет получить многослойное покрытие с адгезией $\sim 76,5 \text{ МПа}$ и микротвердостью $\sim 16,1 \text{ ГПа}$.

Среднее значение микротвердости покрытий TiN/Cr/ Al_2O_3 составляет $\sim 8,3 \text{ ГПа}$, т. е. способность системы покрытие–подложка сопротивляться приложенным нагрузкам в четыре раза больше, чем стали марки AISI 321 ($H = 2,1 \text{ ГПа}$). Однако она заметно ниже, чем у исходной осаждаемой α -фазы Al_2O_3 . Имеется существенный разброс полученных значений твердости – от

6,7 до 10,1 ГПа. Кроме того, на шлифах были обнаружены участки, где при нагрузке на индентор 150 г наблюдали только нечеткие уколы, размеры которых при разрешении прибора ПМТ-3 и контрастности самого материала измерить очень сложно. Учитывая механические свойства корунда, авторы считают, что это участки с доминирующим содержанием α -фазы Al_2O_3 , поскольку, согласно теории [1], в процессе осаждения мелкие фракции порошка практически полностью плавятся, а у больших частиц ядро может оставаться в твердом состоянии, и поэтому защитный слой представляет собой смесь α -фазы с метастабильными модификациями Al_2O_3 . На практике это приводит к формированию покрытия с локальными различиями механических свойств. Другая причина появления участков с низкой микротвердостью – наличие пор в защитном слое. Влияние пленок Cr и TiN на микротвердость защитного слоя определить сложно, поскольку они могли привести к ее повышению лишь в приповерхностной области.

В [18] отмечена необходимость получения защитных покрытий из оксида алюминия с максимально возможным содержанием α -фазы. Согласно результатам рентгеноструктурного анализа (РСА), воздействие непрерывных НСЭП на поверхность порошковых керамических покрытий позволяет активировать ряд полиморфных фазовых переходов, заканчивающихся восстановлением тригональной структуры Al_2O_3 . Измерение микротвердости покрытий показало, что применение НСЭП с плотностью мощности 2,4 и 3,0 МВт/м² (серия 3 и 4) не приводит к повышению твердости покрытий на глубине ~ 30 мкм. Использование НСЭП с $q = 3,6$ МВт/м² позволило увеличить микротвердость покрытия на ~ 10 % относительно исходного состояния. Согласно результатам РСА, это нижний предел погонной энергии ($Q = 34$ кДж/м), при которой начинает восстанавливаться α -фаза Al_2O_3 . Причиной таких изменений микротвердости является увеличение глубины прогревания покрытия до температур выше 1323 К, сопровождающееся слабым восстановлением тригональной структуры в подслое оксида алюминия. Значительный эффект от ЭЛО наблюдается после обработки керамического подслоя с плотностью мощности НСЭП 7,6 МВт/м² ($Q = 72$ кДж/м) – микротвердость покрытий TiN/ Al_2O_3 увеличивается на 40 % относительно исходного состояния. Причина таких изменений механических свойств – интенсивное восстановление α -фазы Al_2O_3 , так как, согласно расчетам, в приповерхностной области ее количество составляет ~ 90 % (по объему).

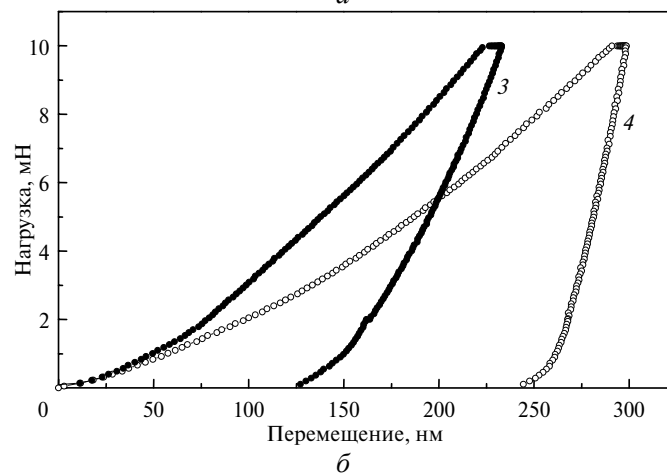
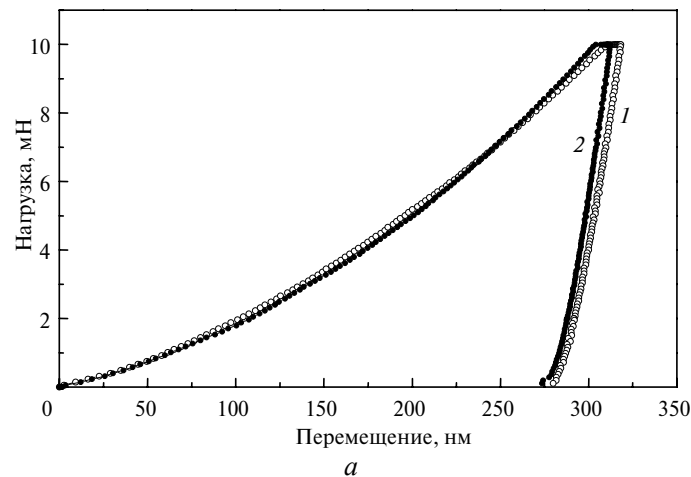
Результаты исследований покрытий TiN/ Al_2O_3 , обработанных по режимам серий 11–13, показали, что повышения плотности мощности НСЭП до 5,4 МВт/м² не достаточно для увеличения микротвердости системы. Авторы считают, что возрастание на 10 % микротвердости покрытий (серия 14) в основном связано с процессами массопереноса атомов N и Ti вглубь порошкового подслоя и увеличением плотности материала за счет его дегазации. Эти же процессы продолжают и при повторной ЭЛО покрытий TiN/ Al_2O_3 серии 14 (серии 15–19). Повышение плотности мощности НСЭП до 13,4 МВт/м² приводит к увеличению среднего значения микротвердости на ~ 20 %. Согласно расчетам, температура, до которой нагревается поверхность под воздействием НСЭП при таких режимах, вполне достаточна не только для активации фазовых переходов, но в некоторых случаях даже для плавления материала. Однако, учитывая результаты РСА (отсутствие интенсивного восстановления α -фазы Al_2O_3), авторы считают, что причиной роста микротвердости защитного слоя выступает, в первую очередь, повышение плотно-

сти покрытия в результате процессов дегазации поверхности, а также насыщение подслоя Al_2O_3 атомами Ti и N.

При испытаниях на микротвердость измерения проводили после разгрузки индентора. Для получения достоверной информации при максимальной нагрузке также измеряли “невосстановленную” твердость материала – нанотвердость [10]. В частности, механические свойства поверхности гибридных покрытий TiN/Cr/ Al_2O_3 на тонких стальных подложках оценивали именно по результатам таких измерений. Экспериментально было установлено, что выбранные режимы обработки НСЭП не влияют на механические свойства подложки, поскольку и в исходном состоянии, и после воздействия низкоэнергетических электронных пучков нанотвердость подложек составляла ~ 5,7 ГПа. Увеличение твердости поверхности подложки до 7,7 ГПа было достигнуто после осаждения на нее тонких защитных слоев TiN/Cr/ Al_2O_3 и TiN/ Al_2O_3 . Однако в процессе исследования таких покрытий возник ряд проблем, которые, вероятно, связаны с пористостью порошкового подслоя. На шлифах образцов были обнаружены области, на которых кривые нагружения имели одну или несколько “полочек”. Согласно [10], этот факт был явным подтверждением наличия в покрытиях неравномерно распределенных пор. В таких областях нанотвердость материалов снижалась на 43 % (до 4,4 ГПа).

Аналогично проводили исследования этих покрытий после ЭЛО (табл. 2), из которых следует, что сканирование поверхности НСЭП позволяет дополнительно увеличивать твердость покрытий в сравнении с исходным состоянием. При этом геометрия обработки поверхности НСЭП существенно не влияет на нанотвердость защитного слоя. На рисунке, *a* представлены кривые нагружения, полученные с оплавленного ($q = 0,48 \text{ ГВт/м}^2$, серия 8) и неоплавленного участков покрытий. Они почти совпадают, следовательно, при выбранном шаге сканирования все точки поверхности нагревались практически до одной температуры и имели одинаковую скорость нагрева. Однако весомую роль в повышении нанотвердости покрытий играют время воздействия НСЭП и количество теплоты, передаваемой через единицу площади поверхности покрытия, поскольку комбинация этих параметров позволяет изменять фазовый состав поверхности. Поэтому наиболее вероятно, что именно высокое содержание α -фазы Al_2O_3 в покрытиях TiN/Cr/ Al_2O_3 ($q = 0,48 \text{ ГВт/м}^2$, серия 8) приводит к увеличению нанотвердости защитного слоя по сравнению с покрытиями обработанными по режиму 7 ($q = 0,24 \text{ ГВт/м}^2$).

Подтверждением определяющей роли фазового состава являются также результаты измерений нанотвердости на образцах после одно- и двукратной ЭЛО. Применяемые энергетические параметры НСЭП не позволяли активировать интенсивные фазовые изменения. При этом нанотвердость модифицированных покрытий, согласно кривым нагрузки и разгрузки наноиндентора (см. рисунок, *b*), не превышала 8,5 ГПа. К самым эффективным режимам обработки следует отнести применение НСЭП с плотностью мощности $7,6 \text{ МВт/м}^2$. Нанотвердость защитного слоя при этом повышается до 9,1 ГПа. Авторы считают, что при незначительном восстановлении α -фазы корунда причиной таких изменений является дегазация и массоперенос атомов титана и азота в приповерхностных участках покрытия.



Кривые нагружения для защитных покрытий: *a* – TiN/Cr/Al₂O₃, серия 8 (зона теплового (1) и непосредственного (2) воздействия НСЭП с $q = 480$ МВт/м²); *b* – TiN/Al₂O₃, серия 19 (покрытие (3), подложка (4), $q = 13,4$ МВт/м²).

ВЫВОДЫ

Исследования механических свойств поверхности показали, что:

- формирование гибридных покрытий TiN/Al₂O₃ и TiN/Cr/Al₂O₃ на стали AISI 321 позволяет увеличить микротвердость системы в целом от 2,1 (материал подложки) до 8,3 ГПа;

- активное восстановление (до 90 % (по объему)) α -фазы Al₂O₃ вследствие ЭЛО ($q = 7,6$ МВт/м²) керамического подслоя дает возможность получить покрытие с микротвердостью ~ 14,5 ГПа;

- интенсивное повышение плотности защитного слоя за счет процессов плавления и дегазации при поэтапной обработки поверхности НСЭП ($q = 7,1$ и $13,4$ МВт/м² серии 14 и 20 соответственно) приводит к возрастанию его микротвердости до 10,4 ГПа;

- определяющими в повышении нанотвердости защитного слоя являются время воздействия и плотность энергии НСЭП, поскольку комбинация этих параметров влияет на фазовый состав и пористость материала покрытия.

Авторы выражают признательность ст. науч. сотр. Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, канд. техн. наук С. Н. Дубу

за помощь в проведении измерений нанотвердости гибридных покрытий и интерпретации полученных результатов.

Наведено результати дослідження структури, елементного та фазового складу гібридних покриттів TiN/Al_2O_3 і $TiN/Cr/Al_2O_3$. Показано, що електронно-променева обробка поверхні гібридних покриттів дозволяє збільшити мікротвердість захисного шару від 8,3 до 14,4 ГПа. Встановлено, що підвищення твердості гібридних покриттів пов'язано із збільшенням щільності матеріалу і відновленням α -фази Al_2O_3 у складі захисного шару під впливом термічної активації поверхні.

Ключові слова: плазмово-детонаційні захисні покриття, низькоенергетичний великопотужний електронний пучок, електронно-променева обробка, морфологія поверхні, фазовий склад, адгезія, мікро- і нанотвердість.

The structure, elemental and phase compositions of the TiN/Al_2O_3 and $TiN/Cr/Al_2O_3$ hybrid coatings have been studied. It has been shown that an electron-beam treatment of hybrid coating surface makes it possible to increase the protective layer microhardness from 8.3 to 14.4 GPa. It has been found that the increase of hybrid coating hardness is a result of an increase of the material density and recovery of the α -phase of Al_2O_3 in the protective layer composition due to the thermal activation of the surface.

Keywords: plasma-detonation protective coatings, high-current electron beam, electron-beam treatment, surface morphology, phase structure, adhesion, nanohardness, microhardness.

1. Кудинов В. В., Пекшеев П. Ю., Белащенко В. Е. и др. Нанесение покрытий плазмой. – М.: Наука, 1990. – 408 с.
2. Астахов Е. А. Антифрикционные свойства и коррозионная стойкость детонационного покрытия из Al_2O_3 , применяемого в машиностроении // Автоматическая сварка. – 2004. – № 11. – С. 20–22.
3. Тюрин Ю. Н. Совершенствование оборудования и технологий детонационного нанесения покрытий // Там же. – 1999. – № 5. – С. 13–18.
4. Переплетчиков Е. Ф. Плазменно-порошковая наплавка клапанов двигателей внутреннего сгорания // Там же. – 2002. – № 1. – С. 45–46.
5. Шипко А. А., Поболь И. Л., Урбан И. Г. Упрочнение сталей и сплавов с использованием электронно-лучевого нагрева. – Минск: Навука і тэхніка, 1995. – 280 с.
6. Погребняк А. Д., Шумакова Н. И. Модификация металлических покрытий под действием низкоэнергетического сильнофокусированного пучка электронов // Физика и химия обработки материалов. – 1999. – № 6. – С. 13–16.
7. Тюрин Ю. Н., Колисниченко О. В., Цыганков Н. Г. Импульсно-плазменное упрочнение инструмента // Автоматическая сварка. – 2001. – № 1. – С. 38–44.
8. Вяляев А. Н., Погребняк А. Д., Кишимото Н., Ладышев В. С. Модификация свойств материалов и синтез тонких пленок при облучении интенсивными электронными и ионными пучками. – Усть-Каменогорск: ВКТУ, 2000. – 345 с.
9. Геллер Ю. А., Рахитадт А. Г. Материаловедение. Методы анализа, лабораторные работы и задачи. – М.: Металлургия, 1989. – 456 с.
10. Дуб С. Н., Новиков Н. В. Испытания твердых тел на нанотвердость // Сверхтв. материалы. – 2004. – № 6. – С. 16–33.
11. Погребняк А. Д., Кравченко Ю. А., Кишнякин В. С. Термический отжиг с помощью электронного пучка и его влияние на структуру и фазовый состав гибридных покрытий // Вісник СумДУ. Серія Фізика, математика, механіка. – 2004. – № 10 (69). – С. 182–196.
12. Погребняк А. Д., Кравченко Ю. А. Формирование гибридных покрытий $TiN/Cr/Al_2O_3$ и TiN/Al_2O_3 на подложках из AISI 321 // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2006. – № 11. – С. 74–96.
13. Погребняк А. Д., Кравченко Ю. А., Кишнякин В. С. Особенности фазовых превращений в структуре гибридных покрытий $TiN/Cr/Al_2O_3$ и TiN/Al_2O_3 , полученных комбинированным способом // Харьковская нанотехнологическая ассамблея: Сб. докл. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2006. – Т. 1. – С. 267–276.
14. Погребняк А. Д., Кравченко Ю. А., Горлачев И. Д. и др. Особенности структуры и свойств гибридных покрытий $TiN/Cr/Al_2O_3$ и TiN/Al_2O_3 , полученных в результате ком-

бинированной обработки // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2006. – **28**, № 7. – С. 1001–1023.

15. *Борисова А. Л., Адеева Л. И., Сладкова В. Н.* Фазовые превращения в газотермических покрытиях из оксида алюминия // *Автоматическая сварка*. – 1997. – № 9. – С. 26–32.
16. *Верещака А. С., Третьяков И. П.* Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. – М.: Машиностроение, 1986. – 192 с.
17. *Ильяшенко М. В.* Структура и свойства керамических покрытий, нанесенных высокоскоростной импульсной струей плазмы на металлические подложки: Дис. ... канд. физ.-мат. наук. – Сумы, 2003. – 159 с.
18. *Мовчан Б. А., Малащенко И. С., Яковчук К. Ю.* Двух- и трехслойные покрытия, получаемые осаждением в вакууме, для защиты лопаток газовых турбин // *Автоматическая сварка*. – 1994. – № 2. – С. 30–38.

Сумской государственный ун-т

Поступила 15.05.12