

Многослойные нитридные покрытия (TiZrNbHf)N/MoN

Д.А. Колесников¹, У.С. Немченко², В.М. Береснев², О.В. Соболев³, В.А. Новиков¹, С.В. Литовченко²,
В.А. Столбовой⁴, И.Ю. Гончаров¹, П.В. Турбин⁵, Л.В. Маликов⁵

¹ Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
ул. Победы, 85, 308015 Белгород, Российская Федерация

² Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина пл. Свободы, 4, 61022 Харьков, Украина

³ Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», ул. Кирпичева, 21,
61002 Харьков, Украина

⁴ Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», ул. Академическая, 1,
61108 Харьков, Украина

⁵ Научный физико-технологический центр МОН и НАН Украины, пл. Свободы, 6, 61022 Харьков, Украина

(Получено 28.05.2016; опубликовано online 03.10.2016)

Показано, что при невысоком отрицательном потенциале смещения, подаваемом на подложку при осаждении ($U_{см}$ менее 150 В), в многослойных покрытиях с толщиной слоев около 50 нм можно достичь двухфазного состояния с преимущественной ориентацией кристаллитов. Это обуславливает высокую твердость (до 59 ГПа) и одновременно высокую адгезионную прочность (критическая нагрузка достигает 124,9 Н). Наблюдается низкий износ покрытия при взаимодействии с контртелом из Al_2O_3 .

Ключевые слова: Вакуумно-дуговое осаждение, Высокоэнтропийные сплавы, Многослойные нитридные покрытия, Физико-механические свойства покрытий

DOI: 10.21272/jnep.8(3).03045

PACS numbers: 61.46. – w,
62.20.Qp, 62-65. – g

1. ВВЕДЕНИЕ

В последнее время значительное внимание уделяется разработке и исследованию многослойных защитных покрытий с более совершенными механическими свойствами (в частности высокой твердостью) и повышенной термической стабильностью. Упомянутые покрытия формируются путем структурной самоорганизации материалов [1, 2].

Совершенства свойств указанных композиций можно достигнуть путем формирования покрытий в нанобласти с определенной архитектурой построения [3, 4]. Конструкция многослойного покрытия, то есть общая толщина и толщина нанослоев, оказывает влияние на его механические свойства [5]. Большое значение имеет поведение многослойных покрытий с разной толщиной слоев при высокотемпературных испытаниях.

В этой связи активно развивается концепция создания на основе высокоэнтропийных (или, называемых в ряде работ многоэлементных) систем (ВЭС) нитридных и карбидных покрытий [6-9]. Среди высокоэнтропийных систем, демонстрирующих наиболее высокие функциональные характеристики, особое место занимают покрытия, созданные на основе ВЭС из сильных нитридообразующих элементов, таких как титан, ниобий, цирконий, гафний.

Таким образом, использование в качестве слоев нитридов высокоэнтропийных сплавов создает предпосылки для термической стойкости получаемого материала, что обусловлено процессом элементарно-структурного упорядочения в высокоэнтропийных многоэлементных сплавах при повышении температуры [10, 11].

Данная работа посвящена исследованию механических характеристик многослойных покрытий. В

качестве слоев использовались покрытия на основе нитридов многоэлементного сплава (Ti-Zr-Nb-Hf) и переходного металла VI группы Mo.

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для нанесения многослойных покрытий изготовлен катод следующего состава: Ti – 30 ат. %; Zr – 30 ат. %; Nb – 25 ат. %, Hf – 15 ат. %. Катод спекался на установке искрового плазменного спекания SPS 25-10. Покрытия осаждались на установке «Ника» методом вакуумно-дугового осаждения из двух источников. Первый источник – катод, изготовленный из четырехкомпонентного сплава Ti-Zr-Nb-Hf (ВЭС). Второй катод изготовлен из молибдена. В процессе формирования покрытий осуществлялось непрерывное вращение закрепленных образцов со скоростью 8,0 об/мин. Параметры осаждения приведены в табл. 1.

Таблица 1 – Физико-технологические параметры осаждения

№, серии	Покрытия	I_d , А	$U_{см}$, В	P_N , Торг
1	(TiZrNbHf)N/MoN	140/100	40	3×10^{-3}
2	(TiZrNbHf)N/MoN	200/150	90	4×10^{-3}
3	(TiZrNbHf)N/MoN	150/100	150	3×10^{-3}

Элементный состав покрытий изучался с помощью электронно-ионно-сканирующего микроскопа Quanta 200 3D, топография поверхности исследовалась на Nowa NanoSEM 450. Исследование структурно-напряженного состояния проводилось на дифрактометрах Rigaku Ultima IV и Rigaku Smart LAB в излучении Cu-K α (длина волны $\lambda = 0,154$ нм). Для определения адгезионной прочности, стойкости к царапанию использовался скретч-тестер Revetest

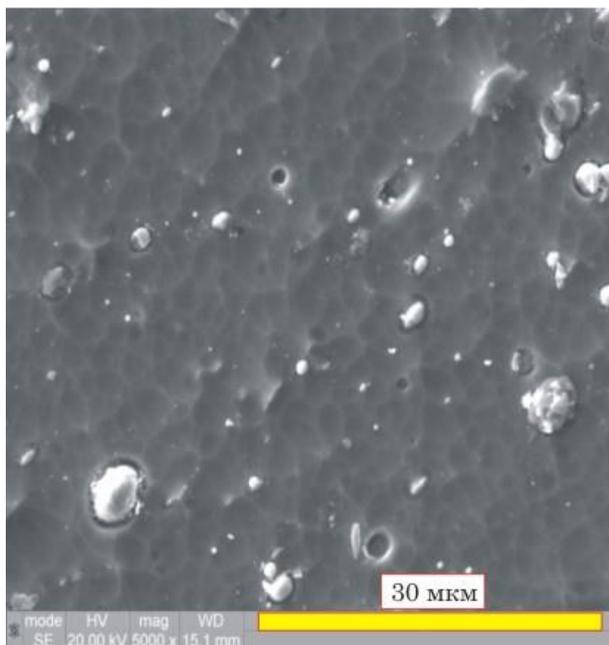
(CSM Instruments). Измерения микротвердости покрытий проводились на автоматизированном твердомере AFFRI DM-8 по методу микро-Виккерса. Триботехнические испытания покрытий проводились по стандартной схеме «шарик-диск» на автоматизированном высокотемпературном трибометре High-Temperature Tribometer (CSM Instruments) с применением фактографического анализа бороздки износа покрытий и пятна износа на контртеле (шарик из корунда диаметром 6 мм). Испытания износостойкости проведены на воздухе при нагрузке 6 Н, линейной скорости 15 см/с, радиусом кривизны износа 5 мм и пути трения 1200 метров. Измерения глубины бороздок проводились в 4 диаметрально и ортогонально противоположных областях образцов с помощью автоматизированного прецизионного контактного профилометра Surtronic 25 и определялись средние значения площади поперечного сечения и глубины бороздки износа.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

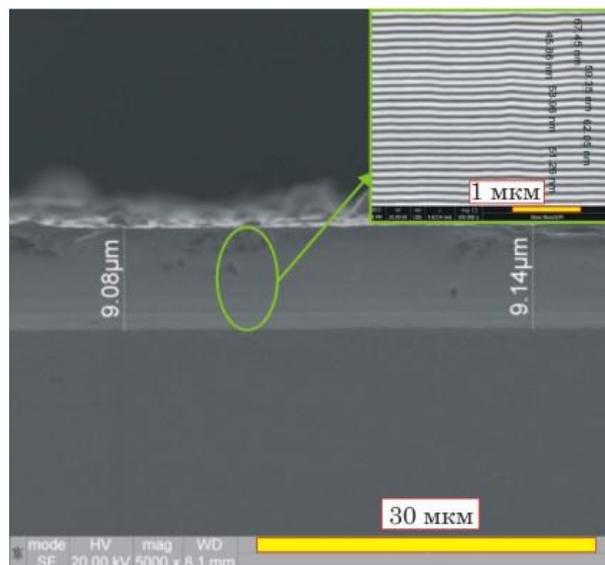
Исследование морфологии роста многослойных покрытий показало достаточно высокую их однородность и планарность при всех технологических параметрах осаждения. Капельная неоднородность выявлялась на поверхности, что не приводило к существенному нарушению планарности и средней толщины (см. рис. 16). Толщина слоев составила порядка 50 нм.

Результаты рентгеновского микроанализа (EDX-метод) показали, что концентрация молибдена в покрытиях с увеличением потенциала смещения значительно падает: от 32.06 ат. % при потенциале смещения $U_{см} = -40$ В до 15.23 ат. % при потенциале смещения $U_{см} = -90$ В.

В дальнейшем, с повышением потенциала смещения до $U_{см} = -150$ В, концентрация молибдена повышается до 25,34 ат. % (см. табл. 2).



а



б

Рис. 1 – Изображение покрытия системы (TiZrNbHf)N/MoN, полученного при $P_N = 3 \times 10^{-3}$ Торр, $U_{см} = -90$ В (серия 2): а – топография поверхности; б – боковое сечение многослойного покрытия на подложке

Повышение отрицательного потенциала смещения ($U_{см}$) приводит к обеднению покрытия по легким атомам. Основной причиной этого является селективное распыление легких атомов при осаждении с поверхности роста.

Результаты рентгеновского фазового анализа свидетельствуют, что для всех режимов осаждения характерно образование фаз с кубической (ГЦК) кристаллической решеткой, как в слоях на основе высокоэнтропийного сплава, так и в слоях на основе молибдена. В слоях на основе высокоэнтропийного сплава – это неупорядоченный твердый раствор (TiZrNbHf)N, с кристаллической решеткой структурного типа NaCl, в слоях системы Mo-N – это γ -Mo₂N с таким же типом кристаллической решетки NaCl, но меньшим периодом решетки, что проявилось в смещении дифракционных пиков в сторону больших углов (см. рис. 2). При этом сходство структурных состояний в слоях на основе высокоэнтропийного сплава и нитридов переходных металлов, в частности MoN (близкое соотношение формируемых преимущественных ориентаций кристаллитов в слоях) свидетельствует о взаимосвязи структуры слоев при их росте. Для покрытий системы (TiZrNbHf)N/MoN соотношение между атомным содержанием Mo и металлами второго слоя (TiZrNbHf) с увеличением $U_{см}$ практически не наблюдается, оставаясь по абсолютной величине на уровне 51-53 ат. %.

Влияние потенциала смещения и давление рабочей азотной атмосферы определяющим образом сказываются на фазовом составе и структурном состоянии покрытий.

Подача высокого отрицательного потенциала $U_{см} = -150$ В приводит к повышению степени «хаотизации» структуры (характерная при малых $U_{см}$ текстура, при больших значениях $U_{см}$ не проявляется), а также к повышению дисперсности кристалли-

ческих образований в слоях покрытий, что наиболее выражено для слоев γ -Mo₂N в которых с увеличением $U_{см}$ средний размер кристаллитов уменьшается от 54 нм до 37 нм. Это может быть связано с дополнительным образованием путей легкой диффузии при формировании в приграничной области твердого раствора из атомов ВЭС и Мо в результате радиаци-

онно-стимулированного перемешивания.

Отжиг покрытий в вакууме при температуре 973 К, приводит к существенному изменению по содержанию атомов азота, титана и примесного кислорода в покрытии, полученном при высоком потенциале смещения (см. табл. 3).

Таблица 2 – Элементный состав покрытий (TiZrNbHf)N/MoN

Покрытия	Серия	$U_{см}$, В	Элементный состав, ат. %					
			N	Mo	Ti	Zr	Hf	Nb
(TiZrNbHf)N/MoN	1	- 40	17,37	32,08	24,26	12,81	2,23	11,25
	2	- 90	20,64	15,23	25,46	32,54	0,93	5,20
	3	- 150	21,05	25,34	23,03	14,42	2,51	13,65

Таблица 3 – Элементный состав покрытий системы (TiZrNbHf)N/MoN после отжига

Покрытия	Серия	$U_{см}$, В	Элементный состав, ат. %						
			N	Mo	O	Ti	Zr	Hf	Nb
(TiZrNbHf)N/MoN	1	- 40	12,63	11,54	5,63	24,46	12,47	2,15	11,54
	2	- 90	16,33	25,76	3,84	23,29	14,65	2,47	13,67
	3	- 150	20,55	19,13	4,08	38,03	8,67	1,36	8,18

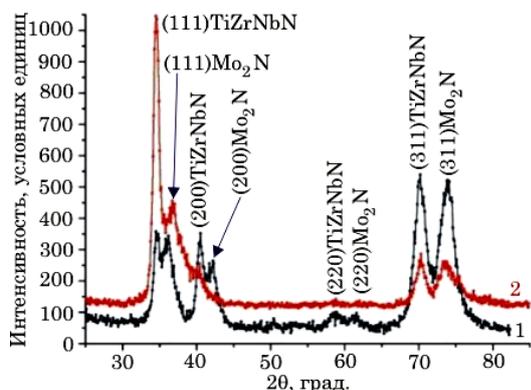


Рис. 2 – Участки рентгеновских дифракционных спектров образцов с покрытием системы (TiZrNbHf)N/MoN, полученного при $P_N = 3 \times 10^{-3}$ Торр: 1) $U_{см} = -40$ В (серия 1); 2) $U_{см} = -90$ В (серия 2)

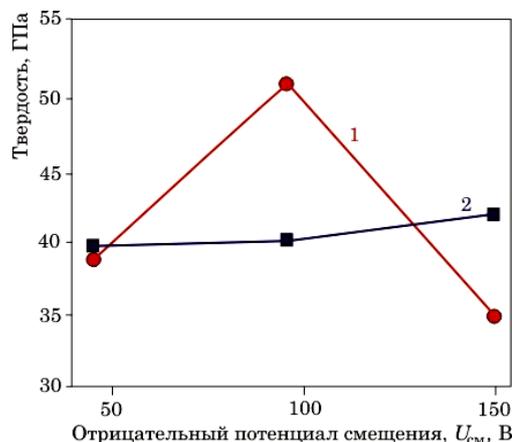


Рис. 3 – Изменение значения твердости покрытий (TiZrNbHf)N/MoN, полученных при $U_{см} = -90$ В, $P_N = 3 \times 10^{-3}$ Торр: 1 – до отжига; 2 – после отжига

Результаты измерения твердости покрытий системы (TiZrNbHf)N/MoN приведены на рис. 3

Исходя из данных измерений, представленных на рис. 3, наибольшую твердость показывают покрытия, осажденные при относительно невысоком потенциале смещения и высокой концентрации циркония, титана и азота. Это связано с тем, что в равновесном состоянии моонитриды металлов характеризуются способностью формирования фаз с некубическим типом кристаллической решетки, что, по-видимому, создает дополнительный барьер движению дислокаций на межфазной границе с имеющими кубическую решетку ВЭС нитридами и таким образом упрочняет материал.

Причиной уменьшения твердости с повышением потенциала смещения до $U_{см} = 150$ В является усиление перемешивания в приграничной области, которое в тонких слоях (около 40-50 нм) приводит к высокой доли перемешанной области в состоянии твердого раствора и уменьшенной, в следствие этого, твердостью (см. кривая 1 на рис. 3).

Отжиг покрытий в вакууме при 973 К, полученных при высоком потенциале смещения ($U_{см} = -150$ В) не только не уменьшает твердости покрытия, но и вследствие упорядочения при повышенных температурах в высокоэнтропийных нитридных слоях [9] наблюдается повышение твердости от 35 ГПа до 42 ГПа.

Результаты скретч тестирования показывают, что наибольшая величина давления до разрушения присуща покрытиям, полученным при не высоком значении $U_{см} = -90$ В и достигает значения $L_{C5} = 124,9$ Н (рис. 4).

В качестве образцов для трибологических испытаний выбраны образцы серий 1 и 2 (TiZrNbHf)N/MoN, осажденного при разных значениях потенциала смещения $U_{см} = -40$ В и $U_{см} = -90$ В. Снимки дорожек трения и контртел, полученных с помощью растровой электронной микроскопии приведены на рис. 5. Результаты трибологических испытаний приведены в табл. 4.

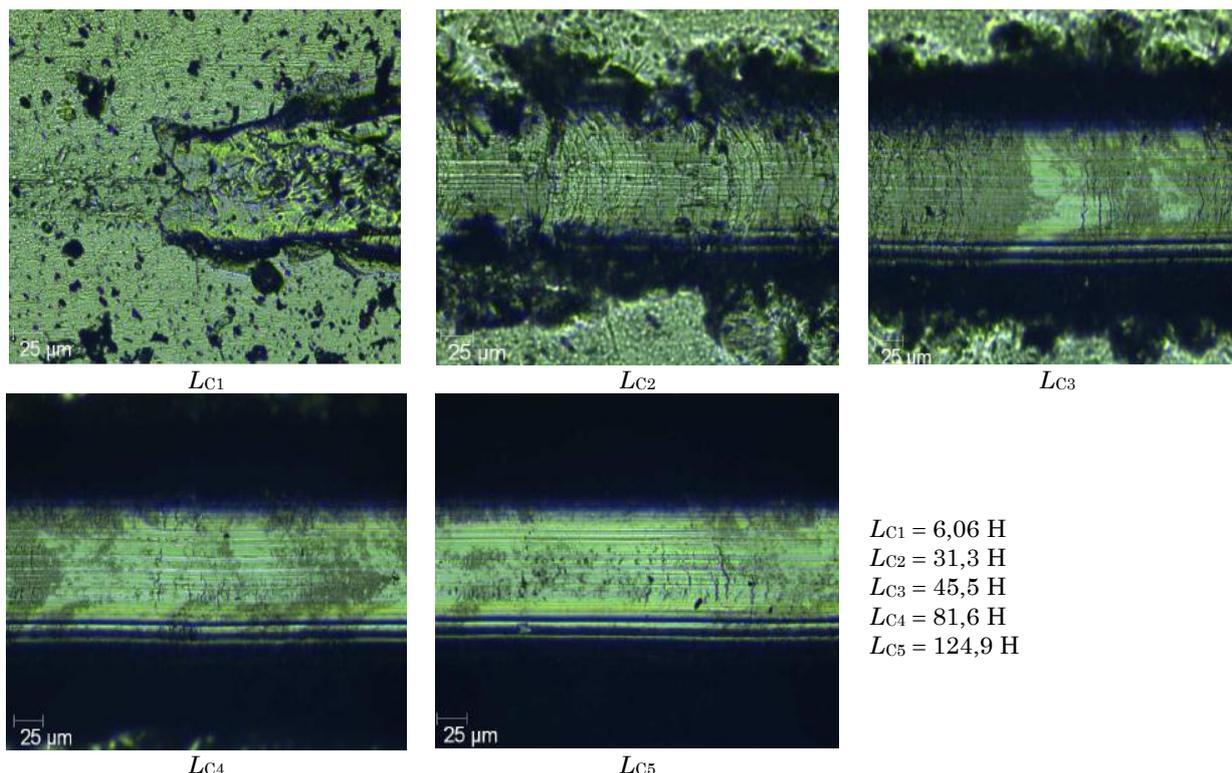


Рис. 4 – Изображение дорожек износа и значения критических нагрузок для покрытий системы (TiZrNbHf)N/MoN ($P_N = 3 \times 10^{-3}$ Торр, $U_{см} = -90$ В)

Таблица 4 – Трибологические характеристики многослойного покрытия системы (TiZrNbHf)N/MoN при испытаниях по схеме «шарик – диск»

№ серии	Коэффициент трения	Интенсивность износа, $мм^3 \times Н^{-1} \times мм^{-1}$		Примечание
		Контртело	Образцы с покрытием	
1	0,74	$8,7 \times 10^{-7}$	$2,78 \times 10^{-6}$	Al ₂ O ₃
2	0,83	$2,24 \times 10^{-6}$	$3,9 \times 10^{-6}$	Al ₂ O ₃
2	0,57	$2,59 \times 10^{-4}$	$2,12 \times 10^{-5}$	Сталь Ac100Cr6

Визуально дорожки трения (см. рис. 5а) характеризуются отсутствием заусениц, сколов и радиальных трещин, что указывает на высокое качество покрытия и адгезионную прочность. Средняя ширина дорожки трения составляет в случае контртела из Al₂O₃ величину 654,88 мкм (см. рис. 5б), а в случае контртела из стали Ac100Cr6 дорожка разнотолщинная и имеет неоднородный характер износа.

Причиной такого неоднородного характера является налипание относительно мягкого и пластичного металла контртела на покрытие, что повышает фактическую площадь воздействия и в дальнейшем трение происходит, по сути, в паре изношенного металла и металла контртела. С этим фактом связано понижение фиксируемого коэффициента трения и повышение при этом износа стального шарика.

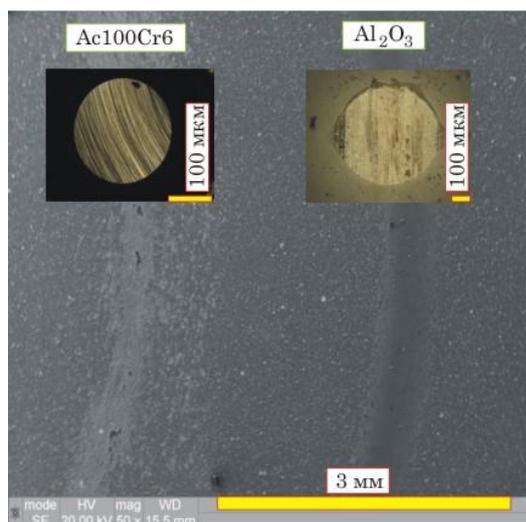
При трении с контртелом из Al₂O₃ наблюдался равномерный абразивный износ трущейся пары с выносом продуктов износа и накоплением их по краям канавки (см. рис. 5а).

Согласно результатам, приведенным в работе [12] количество перенесенного материала зависит от прочности адгезионной связи, которая, в свою очередь, зависит от электронной структуры контртела

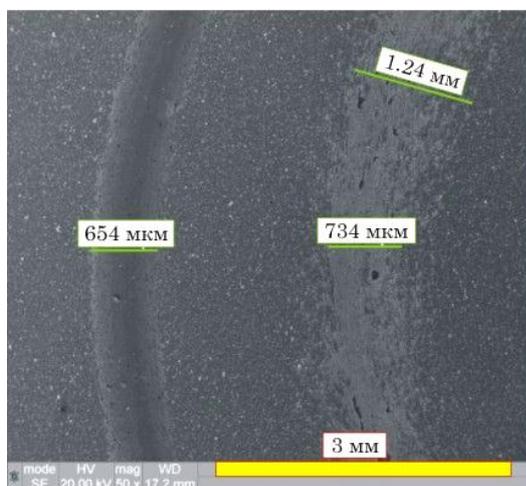
на основе Al₂O₃ и многослойного покрытия и определяет возможность образовывать твердые растворы или интерметаллидные соединения друг с другом, а также стабильные при высоких температурах окислы. С указанным выше связаны высокие значения коэффициента трения (см. образцы серии 2) при испытаниях с контртелом из Al₂O₃ покрытий, в состав которых входит высокоэнтропийный нитрид (TiZrHfVNbTa)N [13].

Причиной такого неоднородного характера является налипание относительно мягкого и пластичного металла контртела на покрытие, что повышает фактическую площадь воздействия и в дальнейшем трение происходит, по сути, в паре изношенного металла и металла контртела. С этим фактом связано понижение фиксируемого коэффициента трения и повышение при этом износа стального шарика.

Покрытия системы (TiZrNbHf)N/MoN обладают хорошей износостойкостью: значения износа при обоих типах контртел находятся в пределе $(0,39-2,12) \times 10^{-5} мм^3 \times Н^{-1} \times мм^{-1}$. Для контртела, изготовленного из искусственного корунда Al₂O₃, износ фиксируется не высокий $2,24 \times 10^{-6} мм^3 \times Н^{-1} \times мм^{-1}$ (см. табл. 4). Для контртела, изготовленного из стали



а



б

Рис. 5 – Изображение дорожек трения при испытаниях (по схеме «шарик – диск» с контртелом в виде шарика из Al_2O_3 и стали Ac100Cr6) многослойного покрытия системы (TiZrNbHf)N/MoN а – с детализацией дорожек трения по типу контртела; б – с определенными средними размерами дорожек трения для контртел двух типов

Ac100Cr6 (аналог ШХ15) износ возрастает на два порядка и составляет $2.59 \times 10^{-4} \text{ мм}^3 \times \text{Н}^{-1} \times \text{мм}^{-1}$.

Таким образом, достаточно высокая стойкость многослойных покрытий системы (TiZrNbHf)N/MoN на основе нитридов высокоэнтропийных сплавов к

различным типам по твердости и вязкости контртел открывает хорошие перспективы для использования таких покрытий в качестве защитных при комплексных воздействиях в условиях абразивного износа.

Покрытия являются перспективными в качестве защитных для пар трения деталей машин и при защите рабочих поверхностей режущего инструмента, работающего в условиях высоких скоростей резания твердых и сверхтвердых материалов.

4. ВЫВОДЫ

1. Морфология поверхности многослойных покрытий системы (TiZrNbHf)N/MoN характеризуется достаточно высокой однородностью и планарностью при всех технологических параметрах осаждения.

2. Показано, что для всех режимов осаждения многослойных покрытий системы (TiZrNbHf)N/MoN характерно образование фаз с ГЦК кубической кристаллической решеткой в обоих слоях многослойных покрытий.

3. Наиболее высокой твердости в 52 ГПа многослойные покрытия системы (TiZrNbHf)N/MoN достигают при параметрах осаждения $U_{\text{см}} = -90 \text{ В}$, $P_{\text{Н}} = 3 \times 10^{-3} \text{ Торр}$.

4. Результаты склерометрических исследований показывают, что наибольшая величина давления $L_{\text{С5}} = 124,9 \text{ Н}$ до разрушения присуща покрытиям системы (TiZrNbHf)N/MoN, полученным при значении $U_{\text{см}} = -90 \text{ В}$.

5. Отжиг многослойных покрытий в вакууме при 973 К, полученных при высоком потенциале смещения ($U_{\text{см}} = 150 \text{ В}$) способствует повышению твердости покрытия вследствие упорядочения при повышенных температурах в высокоэнтропийных нитридных слоях.

6. Многослойные покрытия (TiZrNbHf)N/MoN обладают высокой износостойкостью. Значения износа при использовании разных типов контртел (Al_2O_3 и стали Ac100Cr6) находятся в пределе $(0,39-2,12) \times 10^{-5} \text{ мм}^3 \times \text{Н}^{-1} \times \text{мм}^{-1}$.

Исследования выполнены при поддержке гранта Департамента внутренней и кадровой политики Белгородской области Российской Федерации, договор № 11-ГР от 13.04.2016 и при частичной финансовой поддержке Министерства образования и науки Украины по темам научно-исследовательских работ 0115U000477, 0115U003165 и 0115U003166.

Багатошарові нітридні покриття (TiZrNbHf)N/MoN

Д.О. Колесніков¹, У.С. Немченко², В.М. Береснев², О.В. Соболев³, В.А. Новіков¹, С.В. Литовченко²,
В.О. Столбовой⁴, І.Ю. Гончаров¹, П.В. Турбін⁵, Л.В. Маліков⁵

¹ Белгородський державний національний дослідницький університет, вул. Перемоги, 85, 308015 Белгород, Російська Федерація

² Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, майдан Свободи, 4, 61022 Харків, Україна

³ Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут», вул. Курличова, 21, 61002 Харків, Україна

⁴ Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут», вул. Академічна, 1, 61108 Харків, Україна

⁵ Науковий фізико-технологічний центр МОН та НАН України, майдан Свободи, 6, 61022 Харків, Україна

Показано, що при невисокому негативному потенціалі зміщення, що подається на підкладку при осадженні ($U_{см}$ менше 150 В), в багатошарових покриттях з товщиною шарів близько 50 нм можна досягти двофазного стану з переважною орієнтацією кристалітів. Це обумовлює високу твердість (до 59 ГПа) і одночасно високу адгезійну міцність (критичне навантаження досягає 124,9 Н). Спостерігається низьке зношування покриття при взаємодії з контртілом із Al_2O_3 .

Ключові слова: Вакуумно-дугове осадження, Високоентропійні сплави, Багатошарові нітридні покриття, Фізико-механічні властивості покриттів.

Multilayer Nitride Coatings (TiZrNbHf)N/MoN

D.A. Kolesnikov¹, U.S. Nyemchenko², V.M. Beresnev², O.V. Sobol³, V.A. Novikov¹, S.V. Lytovchenko²,
V.A. Stolbovoi⁴, I.Yu. Goncharov¹, P.V. Turbin⁵, L.V. Malikov⁵

¹ Belgorod State National Research University, 85, Peremohy st., 308015 Belgorod, Russia

² V.N. Karazin Kharkiv National University, 4, Svobody sq., 61022 Kharkiv, Ukraine

³ National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», 21, Kyrpychova st., 61002 Kharkiv, Ukraine

⁴ National Science Center «Kharkiv Institute of Physics and Technology», 1, Akademichna st., 61108 Kharkiv, Ukraine

⁵ Science Center of Physics and Technology of MES and NAS of Ukraine, 6, Svobody sq., 61022 Kharkiv, Ukraine

It is shown that at low negative bias potential applied to the substrate during the deposition (U_b lesser than 150 V), a two-phase state with the preferred orientation of crystallites can be reached for the multilayer coatings with the thickness of layers of 50 nm. This causes high hardness (up to 59 GPa) and high adhesion strength at the same time (critical load reaches 124.9 N). Low wear resistance of the coatings in contact with the counterbody of Al_2O_3 is observed.

Keywords: Vacuum-arc deposition, High entropy alloys, Multilayer nitride coatings, Physical and mechanical properties of coatings.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

- X. Chu, M.S. Wong, W.D. Sproul, S.L. Rohde, S.A. Barnett, *J. Vac. Sci. Technol.* **A10**, 1604 (1992).
- S.F. Chen, Y.Ch. Kuo, Ch.J. Wang, S.H. Huang, J.W. Lee, Y.Ch. Chan, H.W. Chen, J.G. Duh, T.E. Hsieh, *Surf. Coat. Technol.* **231**, 247 (2013).
- O.V. Sobol', A.A. Andreev, S.N. Grigoriev, V.F. Gorban', M.A. Volosova, S.N. Aleshin, S.V. Stolbovoy, *Problem. Atomic Sci. Technol.* **4(74)**, 174 (2011).
- A.D. Pogrebnyak, O.V. Sobol', V.M. Beresnev, P.V. Turbin, S.N. Dub, G.V. Kirik, A.E. Dmitrenko, *Tech. Phys. Lett.* **35** No 10, 925 (2009).
- U.S. Nyemchenko, V.Ju. Novikov, O.V. Sobol', S.S. Gran-kin, E.M. Tulibiyev, A. Radko, *J. Nano- Electron. Phys.* **7** No 1, 01041 (2015).
- U.S. Nyemchenko, V.M. Beresnev, O.V. Sobol, S.V. Lytovchenko, V.A. Stolbovoy, V.Ju. Novikov, A.A. Meylekhov, A.A. Postelnyk, M.G. Kovaleva, *Problem. Atomic Sci. Technol.* **1(101)**, 112 (2016).
- A.D. Pogrebnyak, A.A. Bagdasaryan, I.V. Yakushchenko, V.M. Beresnev, *Russ. Chem. Rev.* **83** No 11, 1027 (2014).
- U.S. Nyemchenko, V.Ju. Novikov, V.A. Stolbovoy, V.M. Beresnev, O.V. Sobol, *Problem. Atomic Sci. Technol.* **2(96)**, 139 (2015).
- N.A. Azarenkov, O.V. Sobol, V.M. Beresnev, A.D. Pogrebnyak, D.A. Kolesnikov, P.V. Turbin, I.N. Toryanik, *Metallofiz. Nov. Tekhnol.* **35** No 8, 1061 (2013).
- S.A. Firstov, V.F. Gorban, N.A. Krapivka, E.P. Pechkovsky, *Compos. Nanostructur.* **2**, 5 (2011).
- Y. Zhang, T.T. Zuo, Z. Tang, M.C. Gao, K.A. Dahmen, P.K. Liaw, Z.P. Lu, *Prog. Mater. Sci.* **61**, 1 (2014).
- Н.К. Мышкин, М.И. Петроковец, *Трение, смазка, износ. Физические основы и технические приложения трибологии*, 368 (М: ФИЗМАТЛИТ: 2007) (N.K. Myshkin, M.I. Petrokovets, *Treniye, smazka, iz-nos. Fizicheskiye osnovy i tekhnicheskiye prilozheniya tribologii*, 368 (M: FIZ-MATLIT: 2007)).
- S.N. Grigoriev, O.V. Sobol, V.M. Beresnev, *J. Friction Wear* **35** No 5, 359 (2014).