

*Раздел третий*  
**ФИЗИКА РАДИАЦИОННЫХ  
И ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ**

УДК 539.12.04.621.384.653

**ОДНОСЛОЙНЫЕ И МНОГОСЛОЙНЫЕ ВАКУУМНО-ДУГОВЫЕ  
ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НИТРИДА TiAlSiYN:  
СОСТАВ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА**

*В.М. Береснев<sup>1</sup>, О.В. Соболев<sup>2</sup>, А.Д. Погребняк<sup>3</sup>, С.В. Литовченко<sup>1</sup>, О.Н. Иванов<sup>4</sup>,  
У.С. Немченко<sup>1</sup>, П.А. Сребнюк<sup>1</sup>, А.А. Мейлехов<sup>2</sup>, А.Е. Бармин<sup>2</sup>, В.А. Столбовой<sup>5</sup>,  
В.Ю. Новиков<sup>5</sup>, Б.А. Мазилин<sup>1</sup>, Е.В. Крицына<sup>4</sup>, Т.А. Серенко<sup>2</sup>, Л.В. Маликов<sup>6</sup>*

<sup>1</sup>*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина*

*E-mail: s.lytovchenko@karazin.ua, uliana.nyetchenko@karazin.ua;*

<sup>2</sup>*Национальный технический университет*

*«Харьковский политехнический институт», Харьков, Украина;*

<sup>3</sup>*Сумской государственный университет, Сумы, Украина;*

<sup>4</sup>*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
Белгород, Россия;*

<sup>5</sup>*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,  
Харьков, Украина;*

<sup>6</sup>*Научный физико-технологический центр МОН и НАН Украины, Харьков, Украина*

Используя высокотехнологичное вакуумно-дуговое испарение в атмосфере азота с ионной бомбардировкой, получили однослойные и многослойные покрытия на основе TiAlSiYN с высокими механическими характеристиками: твердостью, достигающей 49,5 ГПа; стойкостью к износу с величиной критической точки  $L_{C5}$ , достигающей 184,92 Н. Выявлены особенности радиационно-стимулированного воздействия при подаче потенциала смещения  $U_{см}$ : формирование в нитридах покрытий на основе металлической ГЦК-решетки преимущественной ориентации кристаллитов с осью текстуры [111], а также увеличение при этом твердости. При увеличении  $U_{см}$  от 50 до 200 В твердость как однослойных, так и многослойных покрытий повышается на 40...50%. Формирование при осаждении кремнийсодержащих слоев TiAlSiYN способствует достижению повышенной твердости, которая в случае однослойного покрытия, сформированного при  $U_{см} = -200$  В, составляет 49,5 ГПа, что соответствует сверхтвердому состоянию. Обсуждены механизмы формирования структуры, определяющие полученные механические характеристики однослойных и многослойных покрытий на основе нитрида TiAlSiYN.

## ВВЕДЕНИЕ

В последнее десятилетие наблюдается повышенный интерес к наноструктурным материалам, полученным вакуумно-дуговым испарением металлов в атмосфере азота [1, 2]. Этот интерес определяется тем, что с уменьшением размера кристаллитов повышаются механические свойства [3, 4]. В вакуумно-дуговых нитридных покрытиях такой эффект наиболее детально был изучен для однофазного TiN-материала [5]. Получение на базе нитрида титана трехэлементного TiAlN-покрытия позволило значительно упростить достижение наноструктурного состояния и одновременно повысить коррозионную стойкость и износостойкость [6, 7]. Создание TiAlN-покрытий показало, что путем введения новых элементов и формирования при этом многоэлементных нитридов можно управляемо повышать функциональные свойства [8], а переход в наноструктурное состояние определяет при этом необходимость высокой связи по границам кристаллитов для предотвращения

зернограничного проскальзывания и роста зерен при повышенных температурах [9]. Для этого в ряде случаев используются искусственно созданные наноструктуры, полученные путем чередования нитридных слоев [10]. Новым направлением создания такого типа материалов стало получение композитов путем расслоения при распаде термодинамически неравновесного состояния твердого раствора при добавлении кремния [11, 12]. Это привело к созданию целой серии высокотвердых материалов [13–16]. Кремний в этих системах слабо растворяется, и такие системы, пересыщенные этим элементом, стремятся к распаду и образованию композитов с высокой твердостью [17, 18].

В этой связи наиболее перспективной системой для формирования плазменных функциональных покрытий в настоящее время является система Ti-Al-Si-N [19–21]. Введение Al в эти покрытия привело к обнадеживающим результатам повышения стойкости к окислению, термической стабильности и производительности при

испытаниях режущего инструмента на высоких скоростях резания [22, 23].

Кроме того, добавка в покрытие атомов иттрия, используемая в данной работе, должна способствовать повышению стойкости к окислению вследствие образования фазы  $Y_2O_3$  на границах зерен [24]. К тому же такая добавка приводит к дроблению зерен и потере столбчатости структуры конденсатов, что важно для сопротивления износу трением в окислительной среде.

Целью данной работы было изучение влияния потенциала смещения и толщины формируемых покрытий и их прослоек (от однослойного толщиной 9 мкм до многослойных с толщиной слоев 12...70 нм) на структуру и механические свойства вакуумно-дуговых покрытий на основе нитридов сплава TiAlSiY.

## МЕТОДИКА ПОЛУЧЕНИЯ ОБРАЗЦОВ И ИХ ИССЛЕДОВАНИЯ

Образцы с покрытиями были получены вакуумно-дуговым методом на модернизированной установке «Булат-6» [25]. Для нанесения многослойных покрытий изготовлены катоды следующих составов: Ti – 58 ат.%; Al – 38 ат.%; Si – 3 ат.%, Y – 1 ат.% и Ti – 62 ат.%; Cr – 38 ат.%. Катоды спекались на установке искрового плазменного спекания SPS 25-10.

Давление рабочей (азотной) атмосферы при осаждении ( $P_N$ ) составляло  $4,5 \cdot 10^{-3}$  Торр. Покрытие осаждали на поверхность образцов из стали 12X18H10T в течение 2 ч. Это позволяло получать покрытия с общей толщиной около 9 мкм. Осаждение осуществлялось как в однослойном, так и в многослойном вариантах. В последнем случае покрытия были получены путем испарения двух катодов (TiAlSiY и TiCr) с фиксированным временем остановки подложки на 10, 20 или 40 с у каждого из двух катодов. В процессе осаждения на подложки подавался постоянный отрицательный потенциал  $U_{см}$  величиной -50, -200 или -500 В. Ток дуги ( $I_d$ ) для обоих типов катодов составлял 100 А, а ток фокусировки – 0,5 А. Основные исследования проведены для покрытий, полученных при  $U_b = -200$  В; условия их получения приведены в табл. 1 (в случае режима 5 использовался подслои из титана, толщиной 50 нм).

Таблица 1

Материал катодов и параметры испарения и осаждения покрытий общей толщиной 9 мкм

Материалы катодов	$U_{см}$ , В	Время осаждения слоя, с	Количество слоев
1. TiAlSiY	200	5400	однослойная
2. TiAlSiY с подслоем Ti	200	5400	однослойная
3. TiAlSiY/TiCr	200	10	533
4. TiAlSiY/TiCr	200	20	270
5. TiAlSiY/TiCr	200	40	135

Структурно-фазовый анализ проводился на установке ДРОН-4 методом рентгеновской дифрактометрии в излучении  $Cu-K_{\alpha}$ . Для монохроматизации регистрируемого излучения применялись графитовый монохроматор, который устанавливался во вторичном пучке (перед детектором). Изучение фазового состава, структуры (текстуры, субструктуры) производили с использованием традиционных методик рентгеновской дифрактометрии путем анализа положения, интенсивности и формы профилей дифракционных рефлексов. Для расшифровки дифрактограмм использовались таблицы международного центра дифракционных данных Powder Diffraction File.

Субструктурные характеристики (микродеформация  $\langle \epsilon \rangle$  и размер кристаллитов L) определялись методом аппроксимации по изменению ширины дифракционных рефлексов от нескольких порядков отражений [26].

Твердость покрытий измерялась методом микроиндентирования с алмазной пирамидкой Виккерса в качестве индентора при нагрузках 50 г. Исследование производилось на приборе 402MVD фирмы Instron Wolpert Wilson Instruments.

Элементный состав покрытий изучался с использованием электронно-ионного сканирующего микроскопа Quanta 200 3D, топография поверхности исследовалась на сканирующем микроскопе Nowa NanoSEM 450.

Для определения адгезионной прочности, стойкости к царапанию использовался скретч-тестер Revetest (CSM Instruments). На поверхность покрытия алмазным сферическим индентором типа «Роквелл С» с радиусом закругления 200 мкм наносились царапины при непрерывно нарастающей нагрузке. Одновременно регистрировались интенсивность сигнала акустической эмиссии, коэффициент трения и глубина проникновения индентора, а также величина нормальной нагрузки. Для получения достоверных результатов на поверхность каждого образца с покрытием наносилось по три царапины. Испытания производились при таких условиях: нагрузка на индентор нарастала от 0,9 до 70 Н, скорость перемещения индентора составляла 1 мм/мин, длина царапины – 10 мм, скорость приложения нагрузки – 6,91 Н/мин, частота дискретности сигнала – 60 Гц, мощность сигнала акустической эмиссии – 9 дБ.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Для определения толщины слоев, полученных в работе при разной длительности осаждения слоя, были приготовлены шлифы с поверхностями боковых сечений образцов и проведены электронно-микроскопические исследования (рис. 1). Видно, что при сохранении хорошей планарности для всех случаев средняя толщина слоев при осаждении в течение 10 с (серия 3) составляет около 12 нм (см. рис. 1,а), в течение 20 с (серия 4) – около 32 нм (см. рис. 1,б), а в течение 40 с (серия 5) – около 70 нм (см. рис. 1, в). Меньшая относительная толщина

роста в покрытиях с самыми тонкими слоями может быть объяснена большим удельным объемом перемешанных слоев и большей относительной ошибкой в определении временного интервала осаждения слоя. Поэтому наиболее точное определение скорости осаждения корректно проводить на толстых слоях. Определенная таким

образом скорость осаждения составляет около 1,7 нм/с.

Определение элементного состава проводилось энергодисперсионным методом. Характерные спектры, полученные для однослойных и многослойных покрытий, приведены на рис. 2.

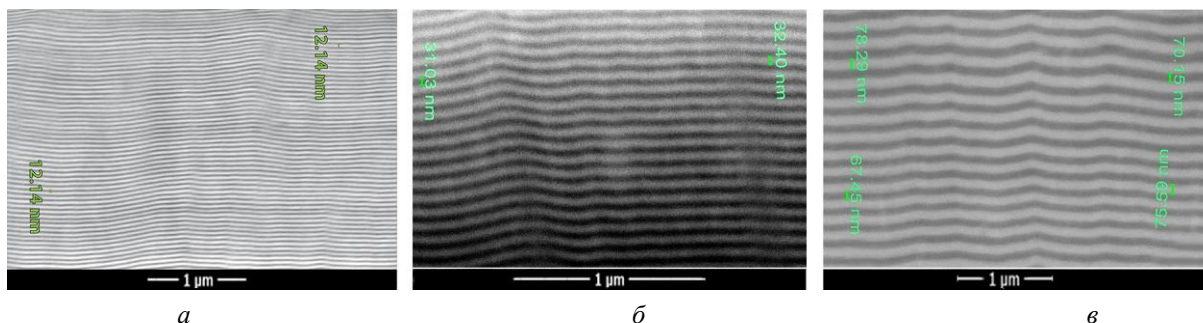


Рис. 1. Боковые сечения многослойных покрытий, полученных при осаждении слоя в течение: а - 10 с (серия 3), б - 20 с (серия 4) и в - 40 с (серия 5)

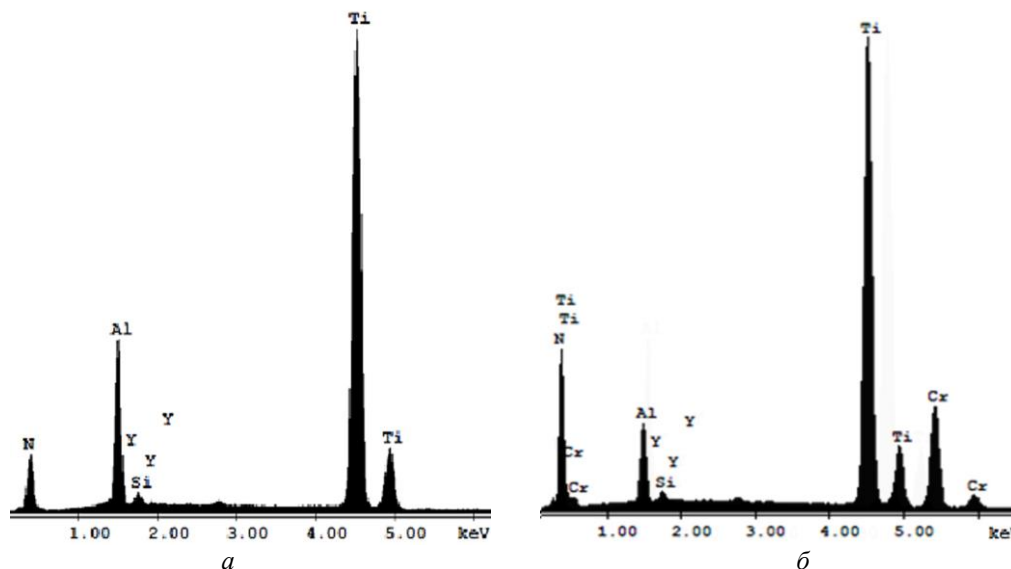


Рис. 2. Энергодисперсионные спектры покрытий: а – однослойные (серия 1), б – многослойные (серия 4)

Полученные при обработке спектров результаты элементного анализа покрытий приведены в табл. 2.

Таблица 2

Данные элементного анализа покрытий, полученных при разном  $U_{см}$

Номер серии	Содержание элементов, ат. %					
	Ti	Al	Si	Y	Cr	N
1	29,75	18,76	1,69	0,43	–	49,45
2	33,21	15,87	1,57	0,51	–	48,84
3	39,62	4,94	0,38	0,06	9,72	45,28
4	40,58	5,26	0,38	–	8,84	44,94
5	40,28	4,52	0,41	–	9,12	45,71

Видно, что изменение толщины слоев (серии 3–5) практически не сказывается на элементном составе. Однако введение в многослойное покрытие слоев с хромом приводит к уменьшению относительного содержания атомов азота в покрытии (см. данные серий 1, 2 и 3–5 в табл. 2).

Полученные покрытия состоят из нитридных фаз на основе ГЦК-решетки, что подтверждают данные рентгенодифракционного анализа (рис. 3). Вследствие близости периодов решеток для предположительно двух составляющих многослойные покрытия фаз их спектры накладываются. На рис. 3 отмечены плоскости в ГЦК-решетке, соответствующие дифракционным пикам.

Следует отметить выявленную характерную особенность полученных спектров – сдвиг положения пиков в многослойных покрытиях в сторону больших углов по сравнению с однослойными. Как было установлено в [27], причиной таких сдвигов может быть возникновение структурных сжимающих напряжений на межфазных границах многослойных покрытий.

Также следует отметить формирование преимущественной ориентации кристаллитов с осью [111], перпендикулярной плоскости роста (приводит к относительному увеличению интенсивности пиков {111} на рис. 3), степень совершенства которой в

многослойных покрытиях понижается. Также к понижению степени текстурированности с осью [111] приводит уменьшение  $U_{см}$  до -50 В. В случае наибольшего  $U_{см} = -500$  В формируется другой тип текстуры с осью [110].

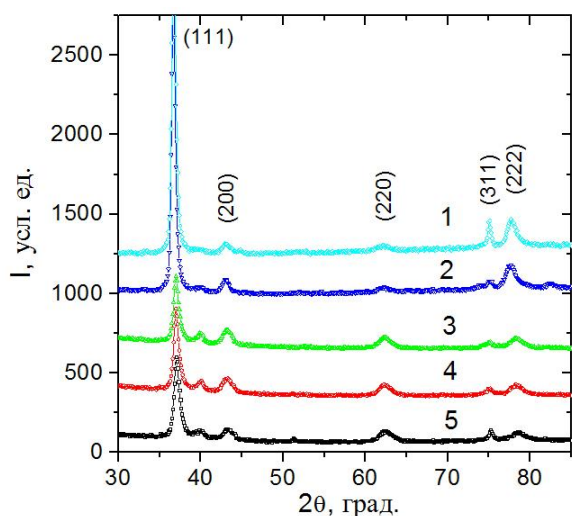


Рис. 3. Участки рентгенодифракционных спектров покрытий серии 1 (спектр 1), серии 2 (спектр 2), серии 3 (спектр 3), серии 4 (спектр 4) и серии 5 (спектр 5)

Наиболее универсальным критерием механических свойств покрытий является твердость. На рис. 4 приведены результирующие данные по твердости для разных типов покрытий. Видно, что переход от однослойных к многослойным покрытиям сопровождается существенным понижением твердости.

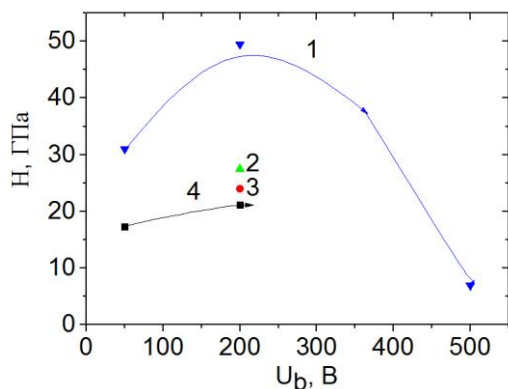


Рис. 4. Зависимость твердости покрытий от величины потенциала смещения для однослойных покрытий (1); многослойных – с периодами 70 (2), 32 (3) и 12 нм (4)

Ввиду близости структурных состояний и фазового состава этих покрытий наиболее достоверной причиной такого понижения является наличие в многослойных покрытиях слоев без кремния. Действительно, стандартная твердость, достигаемая в нитридах переходных металлов с хромом, составляет 25...30 ГПа [28], тогда как многоэлементные нитридные покрытия с кремнием

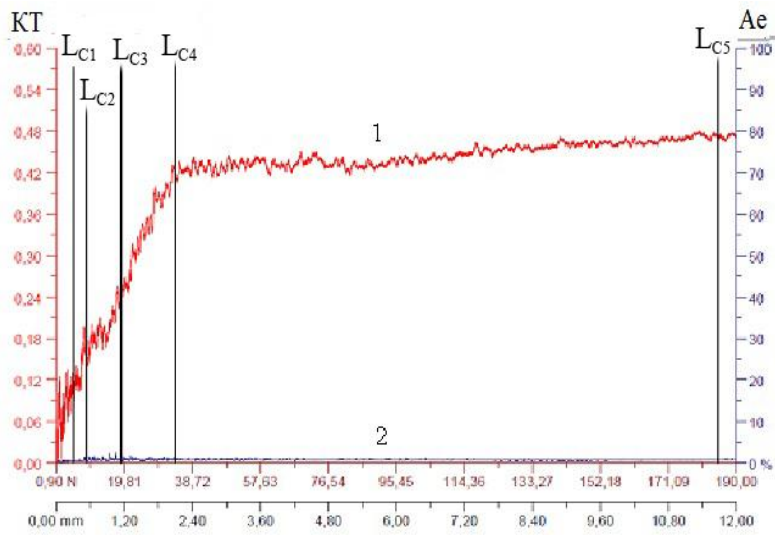
имеют значительно более высокую твердость [29]. Причиной этого считается распад формируемых при осаждении твердых растворов по спинодальному типу, сопровождающийся образованием композиционного материала высокой твердости [12], о чем упоминалось в начале работы. Поэтому твердость однослойных покрытий системы TiAlSiYN достигает 49,5 ГПа.

Также следует отметить, что изменение  $U_{см}$  от -200 до -50 В приводит к падению твердости на 40...50% как в случае однослойных, так и многослойных композиций. Исходя из структурных данных, такое понижение можно связать с переходом от сильнотекстурированного состояния с преимущественной ориентацией кристаллитов с осью [111] к практически бестекстурному при  $U_{см} = -50$  В.

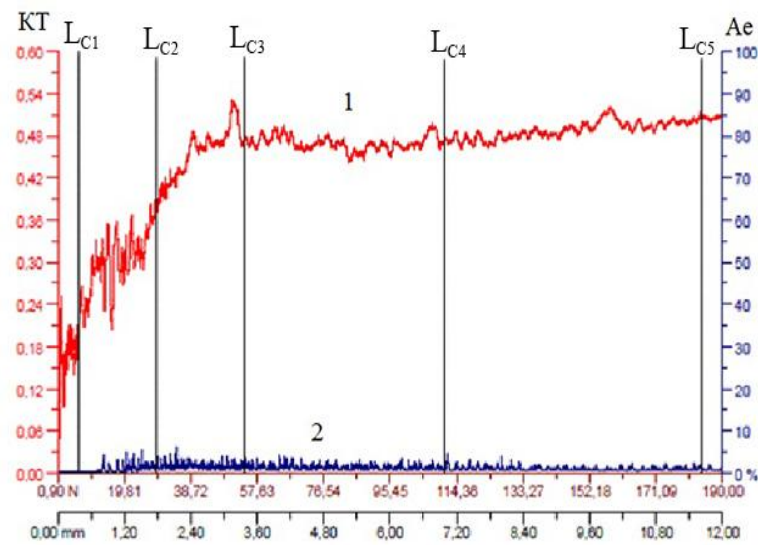
Еще одной важной характеристикой покрытий является их адгезионная прочность. В работе для определения параметров адгезионной прочности использовался метод скретч-тестирования. В результате испытаний были определены: коэффициент трения для разных стадий износа, амплитуда акустической эмиссии, а также минимальные (критические) нагрузки ( $L_{C1}$  соответствует началу проникновения индентора в покрытие,  $L_{C2}$  – появлению первой трещины,  $L_{C3}$  – появлению скоплений трещин,  $L_{C4}$  – отслаиванию некоторых участков покрытия,  $L_{C5}$  – сколу покрытия или его пластическому истиранию до подложки).

На рис. 5 показаны зависимости изменения коэффициента трения (КТ) и амплитуды акустической эмиссии (Ае) при скретч-тестировании с увеличивающейся нагрузкой до 190 Н. Видно, что акустическая эмиссия для всех типов покрытий однородная без экстремальных всплесков, что характерно для износа без хрупкого излома. При этом в однослойном покрытии в достаточно узкой области нагрузок происходит процесс накопления трещин и локального отслаивания ( $L_{C4}$ ) и большой участок соответствует истиранию до подложки ( $L_{C4} - L_{C5}$ ). В многослойных покрытиях значительно увеличивается участок до  $L_{C4}$ . Причем с уменьшением периода такое изменение становится более существенным. Коэффициент трения на участке  $L_{C4} - L_{C5}$  для всех систем составляет около 0,45.

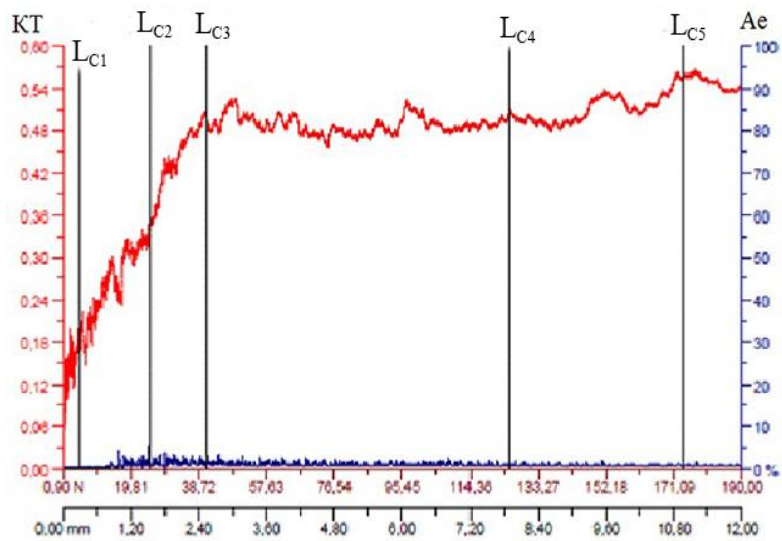
На рис. 6 приведены дорожки износа в областях критических точек при нагружении. Видно, что переход от однослойного покрытия к многослойному не приводит к качественным изменениям в типе износа. Износ на всех участках достаточно равномерный, без явно выраженных сколов, что характерно для пластического истирания. Такой характер износа наблюдается вплоть до полного истирания покрытия до подложки (см. рис. 6, серия  $L_{C5}$ ).



a



б



в

Рис. 5. Изменение значений коэффициента трения  $K_T$  (спектр 1, левая шкала) и амплитуды акустической эмиссии  $A_e$  (спектр 2, правая шкала) для покрытий, полученных при  $U_{см} = -200$  В:  
 а – однослойные (серия 1); б – многослойные с наибольшим периодом (серия 5);  
 в – многослойные с наименьшим периодом (серия 3)



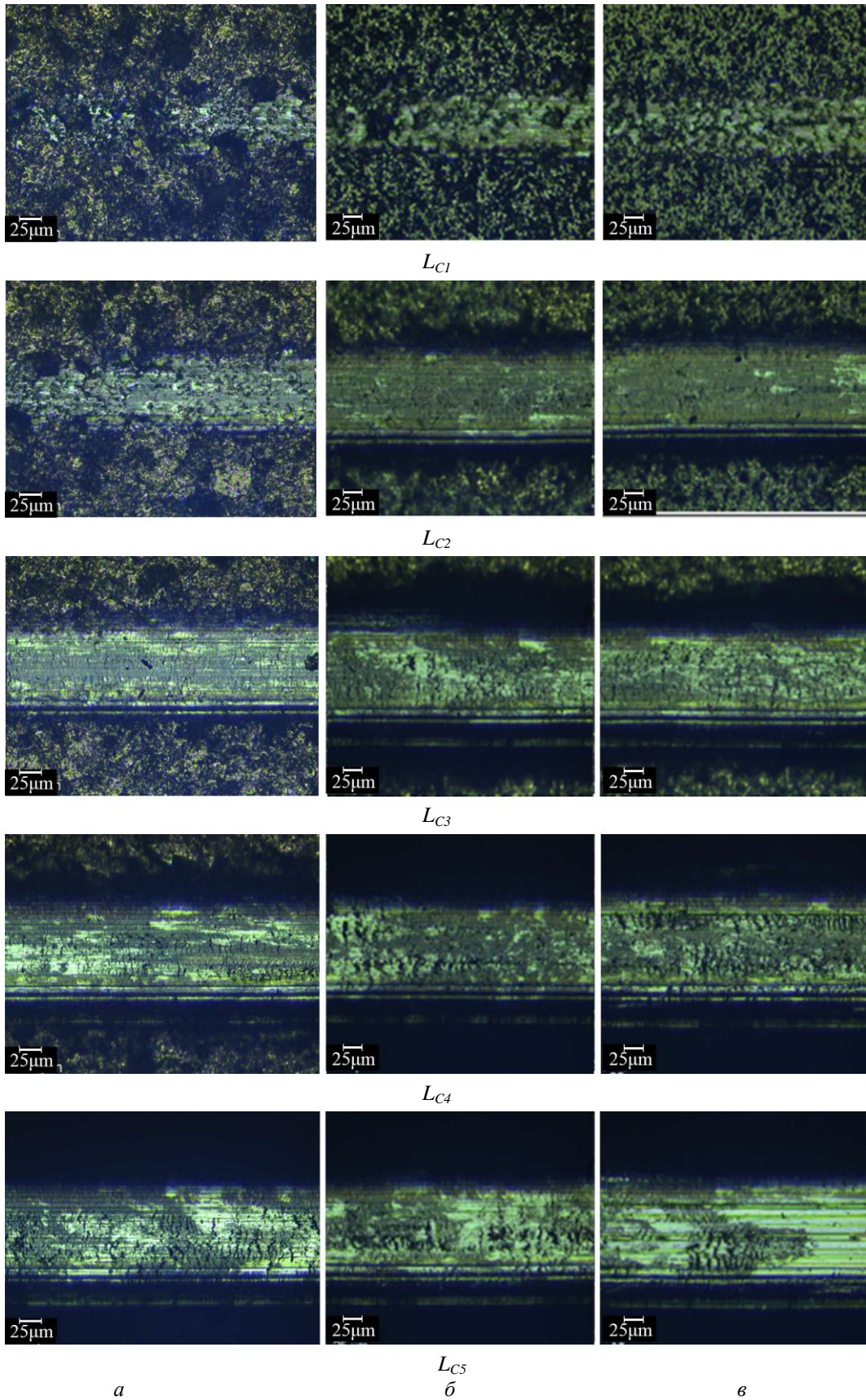


Рис. 6. Дорожки износа в областях критических точек при нагружении  $L_C$  для покрытий, полученных при  $U_{см} = -200 В$ :  
*a* – однослойные (серия 1);  
*б* – многослойные с наибольшим периодом (серия 5);  
*в* – многослойные с наименьшим периодом (серия 3)

В табл. 3 приведены обобщенные результаты определения критических точек при нагружении. Видно, что критическое значение загрузки при образования первичных трещин ( $L_{C2}$ ) в случае перехода от однослойных к многослойным покрытиям увеличивается более чем в 2,5 раза (сравним серии 1–2 и 3–5 в табл. 3). В интервале  $L_{C2} - L_{C4}$ , который соответствует переходу от образования комплекса трещин до появления сколов (где полученные значения характеризуют износостойкость покрытия и, по сути, могут служить мерой оценки его прочности), наивысшие значения критических нагрузок показывают многослойные покрытия с наименьшим периодом (см. серия 3, табл. 3).

Таблица 3  
Критические точки  $L_C$  при нагружении покрытий разных серий

Номер серии	$L_C, Н$				
	1	2	3	4	5
1	5,61	9,32	18,92	34,08	184,92
2	6,85	11,17	24,36	62,19	182,78
3	5,68	25,51	40,79	125,51	173,87
4	5,38	25,36	58,33	100,52	184,87
5	7,05	28,93	54,19	110,81	183,88

Причиной такого увеличения критических нагрузок разрушения в многослойных системах является стопорение на межфазных границах развития трещин и релаксация деформации [30].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Вакуумно-дуговые покрытия на основе нитрида  $TiAlSiYN$  обладают высокими механическими свойствами: твердостью, достигающей 49,5 ГПа, и стойкостью к износу с величиной нагрузки в критической точке  $L_{C5}$  около 185 Н.

2. Влияние подаваемого при осаждении отрицательного потенциала смещения сказывается на формировании преимущественной ориентации кристаллитов: при увеличении потенциала смещения до величины -200 В повышается совершенство текстуры покрытий с осью [111].

3. Появление текстуры с осью [111] сопровождается относительным приростом твердости на 40...50% как в случае однослойных, так и многослойных композиций.

4. Формирование при осаждении кремнийсодержащих слоев  $TiAlSiYN$  способствует достижению повышенной твердости, которая в случае однослойного покрытия, полученного при  $U_{см} = -200 В$ , составляет 49,5 ГПа, что соответствует сверхтвердому состоянию.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. И.И. Аксенов, А.А. Андреев, В.А. Белоус, В.Е. Стрельницкий, В.М. Хороших. *Вакуумная дуга: источники плазмы, осаждение покрытий,*

*поверхностное модифицирование.* Киев: «Наукова думка», 2012, 727 с.

2. A.D. Pogrebnjak, I.V. Yakushchenko, G. Abadias, P. Chartier, O.V. Bondar, V.M. Beresnev, Y. Takeda, O.V. Sobol', K. Oyoshi, A.A. Andreev, B.A. Mukushev. The effect of the deposition parameters of nitrides of high-entropy alloys (TiZrHfVNb)N on their structure, composition, mechanical and tribological properties // *Journal of Superhard Materials.* 2013, v. 35, p. 356-368.

3. Albano Cavaleiro, Jeff Th. M. De Hosson. *Nanostructured coatings.* Springer-Verlag, 2006, 648 p.

4. P.H. Mayrhofer, Ch. Mitterer, L. Hultman, H. Clemens. Microstructural design of hard coatings // *Prog. Mater. Sci.* 2006, v. 51, N 8, p. 1032-111.

5. O.V. Sobol', A.A. Andreev, S.N. Grigoriev, V.F. Gorban', S.N. Volosova, S.V. Aleshin, V.A. Stolbovoy. Physical characteristics, structure and stress state of vacuum-arc TiN coating, deposition on the substrate when applying high-voltage pulse during the deposition // *Problems of Atomic Science and Technology.* 2011, N 4(74), p. 174-177.

6. A. Kimura, H. Hasegawa, K. Yamada, T. Suzuki. Effects of Al content on hardness, lattice parameter and microstructure of Ti1-xAlxN films // *Surf. Coat. Tech.* 1999, v. 120-121, p. 438-441.

7. C. Chokwatvikul, S. Larpiattaworn, S. Surinphong, C. Busabok, P. Termsuksawad. Effect of Nitrogen Partial Pressure on Characteristic and Mechanical Properties of Hard Coating TiAlN Film // *Journal of Metals, Materials and Minerals.* 2011, v. 21, N 1, p. 115-119.

8. N.A. Azarenkov, O.V. Sobol', V.M. Beresnev, A.D. Pogrebnjak, D.A. Kolesnikov, P.V. Turbin, I.N. Toryanik. Vacuum-plasma coatings based on the multielement nitrides // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii.* 2013, v. 35, N 8, p. 1061-1084 (in Russian).

9. A.E. Barmin, O.V. Sobol', A.I. Zubkov, L.A. Mal'tseva. Modifying effect of tungsten on vacuum condensates of iron // *The Physics of Metals and Metallography.* 2015, v. 116, N 7, p. 706-710.

10. A.D. Pogrebnjak, V.M. Beresnev, O.V. Bondar, G. Abadias, P. Chartier, B.A. Postol'nyi, A.A. Andreev, O.V. Sobol'. The effect of nanolayer thickness on the structure and properties of multilayer TiN/MoN coatings // *Technical Physics Letters.* 2014, v. 40, issue 3, p. 215-218.

11. R.F. Zhang, S. Veprek. On the spinodal nature of the phase segregation and formation of stable nanostructure in the Ti-Si-N-system // *J. Materials Science and Engineering A.* 2006, v. 424, p. 128-137.

12. S. Veprek, M. Veprek-Heijman, P. Karvankova, J. Prochazka. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites // *Thin Solid Films.* 2005, v. 476, p. 1-29.

13. S. Veprek. New development in superhard coatings: the superhard nanocrystalline-amorphous composites // *Thin Solid Films.* 1998, v. 317, p. 449-454.

14. S. Veprek, S. Reiprich. A concept for the design of novel superhard coatings // *Thin Solid Films*. 1995, v. 268, p. 64-71.
15. V.A. Belous, Yu.A. Zadneprovskiy, N.S. Lomino, O.V. Sobol'. Role of Argon in Its Mixture with Nitrogen in Deposition of Nitride Condensates in the Ti-Si-N-system and in Vacuum Arc Deposition Processes // *Technical Physics*. 2013, v. 58, N 7, p. 999-1006.
16. V.M. Beresnev, O.V. Sobol', A.D. Pogrebnyak, P.V. Turbin, S.V. Litovchenko. Thermal stability of the phase composition, structure, and stressed state of ion-plasma condensates in the Zr-Ti-Si-N-system // *Technical Physics*. 2010, v. 55, N 6, p. 871-873.
17. J. Misil, P. Daniel, P. Zeman, O. Takai. Structure and properties of magnetron sputtered Zr-Si-N films with a high ( $\geq 25$  at.%) Si content // *Thin Solid Films*. 2005, v. 478, p. 238-247.
18. A.D. Pogrebnyak, O.V. Sobol', V.M. Beresnev, P.V. Turbin, S.N. Dub, G.V. Kirik, A.E. Dmitrenko. Features of the structural state and mechanical properties of ZrN and Zr(Ti)-Si-N coatings obtained by ion-plasma deposition technique // *Technical Physics Letters*. 2009, v. 35, N 10, p. 925-928.
19. J. Wu, N. He, H. Li, X. Liu, L. Ji, X. Huang, J. Chen. Deposition and characterization of TiAlSiN coatings prepared by hybrid PVD coating system // *Surface and Interface Analysis*. 2015, v. 47, N 2, p. 184-191.
20. P. Das, S. Anwar, S. Bajpai. Anwar Structural and mechanical evolution of TiAlSiN nanocomposite coating under influence of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  power // *Surface and Coatings Technology*. 2016, v. 307, Part A, N 15, p. 676-682.
21. D. Yu, C. Wang, X. Cheng, F. Zhang. Microstructure and properties of TiAlSiN coatings prepared by hybrid PVD technology // *Thin Solid Films*. 2009, v. 517, N 17, p. 4950-4955.
22. F.J. Silva, R.P. Martinho, R.J. Alexandre, A.P. Baptista. Wear resistance of TiAlSiN thin coatings // *J. Nanosci Nanotechnol*. 2012, v. 12, N 12, p. 9094-10010.
23. S. Carvalho, E. Ribeiro, L. Rebouta, C.T.C. Tavares, J.P. Mendonça, A. Caetano Monteiro, N.J.M. Carvalho, J.Th.M. De Hosson, A. Cavaleiro. Microstructure, mechanical properties and cutting performance of superhard (Ti, Si, Al)N nanocomposite films grown by d.c. reactive magnetron sputtering // *Surf Coat Technol*. 2004, v. 177-178, p. 459-468.
24. V. Belous, V. Vasyliiev, A. Luchaninov, V. Marinin, E. Reshetnyak, V. Strel'nitskij, S. Goltvyanytsya, V. Goltvyanytsya. Cavitation and abrasion resistance of Ti-Al-Y-N coatings prepared by the PIII&D technique from filtered vacuum-arc plasma // *Surface and Coatings Technology*. 2013, v. 223, p. 68-74.
25. O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.A. Stolbovoi, V.E. Fil'chikov. Structural-phase and stressed state of vacuum-arc-deposited nanostructural Mo-N coatings controlled by substrate bias during deposition // *Technical Physics Letters*. 2012, v. 38, N 2, p. 168-171.
26. H.P. Klug, L.E. Alexander. *X-Ray Diffraction Procedures for Polycrystalline and Amorphous Materials*. 2nd edn., John Wiley and Sons, Inc., New York, 1974, 992 p.
27. O.V. Sobol'. Control of the Structure and Stress State of thin films and coatings in the process of their preparation by ion-plasma methods // *Physics of the Solid State*. 2011, v. 53, N 7, p. 1464-1473.
28. O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.F. Gorban', V.A. Stolbovoy, A.A. Meylekhov, A.A. Postelnyk, A.V. Dolomanov. Influence of pressure of working atmosphere on the formation of phase-structural state and physical and mechanical properties of vacuum-arc multilayer coatings ZrN/CrN // *Problems of Atomic Science and Technology*. 2016, N 1(101), p. 134-139.
29. V.M. Beresnev, O.V. Sobol', A.A. Meylekhov, A.A. Postelnyk, V.Yu. Novikov, D.A. Kolesnikov, V.A. Stolbovoy, U.S. Nyemchenko, P.A. Srebniuk. Effect of pressure of nitrogen atmosphere during the vacuum arc deposition of multiperiod coatings (Ti, Si)N/MoN on their structure and properties // *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2016, v. 8, N 4, p. 04023 (5 p.).
30. J.M. Lackner, W. Waldhauser, L. Major, M. Kot. Tribology and Micromechanics of Chromium Nitride Based Multilayer Coatings on Soft and Hard Substrates // *Coatings*. 2014, N 4, p. 121-138.

Статья поступила в редакцию 06.07.2017 г.

## ОДНОШАРОВІ І БАГАТОШАРОВІ ВАКУУМНО-ДУГОВІ ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ НІТРИДУ TiAlSiYN: СКЛАД, СТРУКТУРА, ВЛАСТИВОСТІ

**В.М. Береснев, О.В. Соболев, А.Д. Погребняк, С.В. Литовченко, О.М. Иванов, У.С. Немченко, П.А. Сребнюк, А.А. Мейлехов, А.Е. Бармін, В.А. Столбовий, В.Ю. Новіков, Б.А. Мазілін, О.В. Кріціна, Т.А. Серенко, Л.В. Маліков**

З використанням високотехнологічного вакуумно-дугового випаровування в атмосфері азоту з іонним бомбардуванням були отримані одношарові і багатошарові покриття на основі TiAlSiYN з високими механічними характеристиками: твердістю, що досягає 49,5 ГПа; стійкістю до зношування з величиною критичної точки  $L_{C5}$ , що досягає 184,92 Н. Виявлено особливості радіаційно-стимульованого впливу при подачі потенціалу зміщення  $U_{зм}$ : формування в нітридах покриттів на основі металевих ГЦК-граток переважної орієнтації кристалітів з віссю текстури [111], а також збільшення при цьому твердості. При збільшенні  $U_{зм}$  від 50 до 200 В твердість як одношарових, так і багатошарових покриттів підвищується на 40...50%. Формування при осадженні шарів TiAlSiYN, що містять кремній, сприяє досягненню підвищеної



твердості, яка в одношарового покриття, отриманого при  $U_{зм} = -200$  В, становить 49,5 ГПа, що відповідає надтвердому стану. Обговорено механізми формування структури, що визначає отримані механічні характеристики одношарових і багатшарових покриттів на основі нітриду TiAlSiYN.

## **SINGLE LAYER AND MULTILAYER VACUUM-ARC COATINGS BASED ON THE NITRIDE TiAlSiYN: COMPOSITION, STRUCTURE, PROPERTIES**

*V.M. Beresnev, O.V. Sobol', A.D. Pogrebnyak, S.V. Lytovchenko, O.N. Ivanov, U.S. Nyemchenko, P.A. Srebniuk, A.A. Meylekhov, A.Ye. Barmin, V.A. Stolbovoy, V.Yu. Novikov, B.A. Mazilin, E.V. Kritsyna, T.A. Serenko, L.V. Malikov*

Using high-technological vacuum-arc evaporation in the atmosphere of nitrogen with ion bombardment, single- and multilayer coatings based on TiAlSiYN with high mechanical characteristics were obtained: hardness of the coatings reached 49.5 GPA, resistance to wear, with the value of the critical point  $L_{C5}$  reaching 184.92 N. The peculiarities of radiation-induced effect at applying bias potential  $U_b$  were found: formation of nitride coatings based on fcc metallic lattice with the preferred orientation of crystallites with the texture axis [111], as well as simultaneous growth of hardness. Hardness of both single- and multilayer coatings increases by 40...50% at the increase of  $U_b$  from 50 to 200 V. Formation of silicon-containing layers of TiAlSiYN during the deposition contributes to reaching increased hardness, which, in the case of single-layer coating obtained at  $U_b = -200$  V is 49.5 GPA, which corresponds to superhard state. The mechanisms of structure formation, defining the resulting mechanical characteristics of single- and multi-layer coatings based on TiAlSiYN nitride have been discussed.