

**Д. В. Горох<sup>1</sup>, О. В. Максакова<sup>1</sup>, С. А. Клименко<sup>2,\*</sup>,  
С. В. Литовченко<sup>1</sup>, В. М. Береснєв<sup>1</sup>, О. В. Глухов<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>Харківський національний університет імені В. Н. Каразіна,  
м. Харків, Україна

<sup>2</sup>Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля  
НАН України, м. Київ, Україна

<sup>3</sup>Національний університет радіоелектроніки, м. Харків, Україна  
\*atmu@meta.ua

## **Вплив потенціалу зміщення і тиску робочого газу на властивості іонно-плазмового багат шарового покриття TiSiN/NbN**

*Розглянуто фазовий склад, розподіл елементів, механічні властивості багат шарових покриттів TiSiN/NbN(TiN), отриманих методом вакуумно-дугового осадження. Досліджено вплив потенціалу зміщення на механічні та трибологічні характеристики покриттів, а також досліджено міцність зчеплення покриттів з підкладкою. Наведено результати рентгенівських досліджень покриттів та показано, що збільшення потенціалу зміщення в 2 рази призводить до збільшення всіх фазоструктурних параметрів складових покриттів – параметрів трапок, розмірів кристалітів, рівнів мікродеформацій. Інтенсивність дифракційних піків TiN і NbN-δ вказує на наявність сильної текстури (200). Триботехнічні дослідження покриттів показали, що вони стиралися під час дряпання, але їх відшарування від підкладки не зафіксовано. Це означає, що покриття зношувалися за когезійним механізмом, що пов'язаний із пластичною деформацією та утворенням втомних тріщин в об'ємі покриття. Різним режимам формування покриття відповідають різні значення амплітуди акустичної емісії, яка має місце у зоні навантаження, в залежності від його умов.*

**Ключові слова:** вакуумно-дугове напilenня, багат шарові покриття, потенціал зміщення, твердість, адгезійна міцність.

### **ВСТУП**

Створення та використання нових матеріалів у вигляді покриттів для поліпшення функціональних властивостей різального інструмента (підвищення швидкості різання, поліпшення якості оброблюваної поверхні, збільшення ресурсу роботи виробу, тощо) є одним з найбільш перспективних напрямків розвитку сучасного виробництва, пов'язаного з процесами обробки різанням. Нітриди тугоплавких металів, які широко використовують в різних галузях промисловості, мають високу твердість, проте вони окислюються за температури 550 °C [1], що потребує їх подальшого вдосконалення. Методи обробки, властивості та області застосування нітриду титану (TiN) є найбільш ретельно вивченими серед ніридів перехідних металів. TiN кристалізується зі структурою NaCl та існує у вигляді твердого розчину, що містить азот (від 37,5 до 50 % (ат.)). Поліпшення структури та характеристик покриттів з використанням TiN відбувається завдяки створенню багатофаз-

них композицій – потрійних, четвертинних і багатокомпонентних. Сучасне потрійне покриття TiSiN працює краще, ніж мононітридне покриття TiN і деякі потрійні покриття, такі як TiAlN, TiZrN та TiVN [2]. Додавання кремнію в TiN значно покращує його протидію окислюванню та термічну стабільність. Крім того, навіть за невеликої концентрації елемента Si система Ti–Si–N утворює двофазну нанокompatитну структуру *nk*-TiN/Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (аморфна фаза Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> оточує нанокристалічну фазу TiN), що безпосередньо покращує її міцнісні характеристики (твердість, тріщиностійкість, зносостійкість, тощо) [3].

Також одним з ефективних способів покращення властивостей нанокompatитних покриттів є багатошарове формування з наномасштабним розміром шарів. За таких умов у структурі матеріалу покриття збільшується частка поверхонь розділу, що дозволяє збільшувати одночасно їхню твердість та в'язкість. Серед різних бінарних нітридів перехідних металів нітрид ніобію (NbN) вірогідно є найкращим кандидатом, що може бути матеріалом другого шару багатошарової структури спільно з TiSiN. NbN має високі твердість та стійкість до корозії, відмінну хімічну стабільність за високих (1000 °C) температур, що, безсумнівно, покращить стабільність і міцність композиції з TiSiN. Покриття на основі NbN успішно застосовують у промисловій практиці для різальних інструментів та форм для лиття під тиском, забезпечуючи їх захист від зносу та корозійну стійкість [4]. Останнім часом NbN використовують для виготовлення тунельних переходів, надпровідних нанодротяних однофотонних детекторів (SNSPD), болометрів гарячих електронів (НЕР) тощо, оскільки NbN демонструє високі надпровідну критичну температуру і критичну щільність струму, а також низький питомий опір у нормальному стані.

У зв'язку з цим, створення захисних покриттів, один шар якого є композиційний матеріал, наприклад TiSiN, а другий однофазний, наприклад NbN, представляє науковий інтерес.

Метою роботи є вивчення впливу технологічних параметрів осадження, зокрема потенціалу зміщення та тиску робочого газу, на формування багатошарових наноструктурних нітридних покриттів систем TiSiN/NbN, та дослідження їх властивостей.

## ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Багатошарові покриття формували методом вакуумно-дугового осадження з використанням двох плазмових джерел при випаровуванні катодів TiSi і Nb в атмосфері азоту під час безперервного обертання підкладки зі зразками зі швидкістю 8 об./хв. Використовували катоди з хімічним складом: TiSi – 94 % (ат.) Ti, 6 % (ат.) Si; Nb – 98,2 % чистоти. Матеріалом підкладки були пластини розміром 20×20×3 мм зі сталі марки 12X18H9T.

Технологічні умови отримання експериментального покриття наведено в табл. 1.

За допомогою растрового електронного мікроскопа Novascan 450 отримано електронно-мікроскопічні зображення перерізу покриття та досліджено його елементний склад. Вивчення структури та фазового складу покриття проводили за допомогою рентгеноструктурного аналізу в *CuKa* випромінюванні на установці ДРОН-4. Мікротвердість визначали за допомогою ультрамікротвердоміра фірми “Shimadzu” мод. HMV-G21ST за навантаження на індентор 490,3 мН, склерометричні випробування проводили за допомогою скретч-тестера REVETEST за умов: навантаження на індентор збільшували від 0,9 до 190 Н, швидкість навантаження – 15,8 Н/хв, швидкість руху індентора – 1 мм/хв, довжина подряпини – 12,0 мм.

**Таблиця 1. Технологічні параметри осадження покриття TiSiN/NbN**

Зразок	Струм, А		Потенціал зміщення $U_b$ , В	Тиск робочого газу $p_N$ , Па
	дуги $I_d$	катушки $I_f$		
A <sub>1</sub>	110/80	0,5/0,5	-100	0,53
A <sub>2</sub>			-200	
B <sub>1</sub>			-100	0,05
B <sub>2</sub>			-200	

## РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Хімічний склад отриманого покриття наведено у табл. 2. Встановлене свідчить, що зі збільшенням парціального тиску азоту до 0,53 Па відбувається зниження концентрації кремнію в покритті. Оскільки середня енергія іонів Ti становить 122 eВ, що значно вище середньої енергії іонів Si (97 eВ) [5], це призводить до того, що під час зіткнення атомів металів з газовим потоком відбувається збіднення плазмового потоку менш енергійними частинками. З іншого боку, цьому процесу сприяє селективне розпилення кремнію потоком частинок катода, що узгоджується з результатами, представленими в [6], де атомний вміст компонентів покриття відрізняється від співвідношення їхньої концентрації в катоді. Вміст концентрації легких елементів (кремнію) нижче за їхню концентрацію в катоді. Відповідно до [7], співвідношення концентрацій складових у покритті змінюється в залежності від потенціалу зміщення на підкладці, тиску робочого газу в камері, а також наявності або відсутності поля, що фокусує.

**Таблиця 2. Хімічний склад покриття TiSiN/NbN**

Зразок	Елементний склад, % (ат.)			
	N	Ti	Si	Nb
A <sub>1</sub>	21,59	35,81	1,52	41,07
A <sub>2</sub>	24,33	35,57	1,37	38,73
B <sub>1</sub>	10,45	38,87	1,90	48,78
B <sub>2</sub>	18,47	41,23	1,42	38,68

На рис. 1 показано електронно-мікроскопічне зображення перерізу багат шарового покриття TiSiN/NbN (зразок B<sub>2</sub>). Як видно, покриття, нанесене на сталеву підкладку, є рівномірним, має щільну структуру без пор, тріщин чи інших структурних дефектів. Спостерігали чітке періодичне розташування нанорозмірних шарів у багат шаровій архітектурі. Товщина шарів NbN дещо (до 20 %) більша, ніж шарів TiSiN.

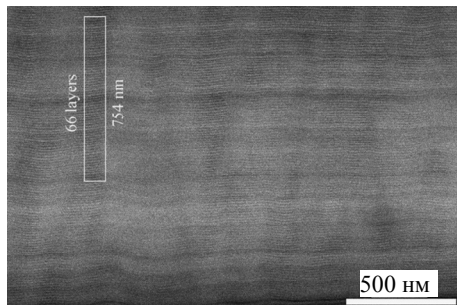


Рис. 1. Переріз покриття TiSiN/NbN, отриманого за  $U_b = -200$  В та  $p_N = 0,53$  Па.

Поясненням даного явища може бути, з одного боку, нижча швидкість випаровування катода TiSi, який в основному складається з тугоплавкої інтерметалічної сполуки TiSi<sub>2</sub>, порівняно з катодом з NbN високої чистоти. З іншого боку, меншу товщину та більшу щільність TiSiN можна пояснити нижчою енергією формування сполуки TiSiN порівняно з бінарним з'єднанням NbN.

За результатами рентгеноструктурного аналізу встановлено, що досліджені експериментальні покриття показують різні співвідношення дифракційних піків (111) і (200), які залежать від значення потенціалу зміщення ( $-200$  і  $-100$  В), прикладеного до підкладки. Так, на рентгенограмі покриття (рис. 2), отриманого за потенціалу зміщення  $U_b = -100$  В та тиску  $0,53$  Па, виявлено дві фази: кубічний TiN у першому шарі та кубічний NbN- $\delta$  у другому шарі. Параметр ґратки TiN становить  $a = 0,4272$  нм, розмір області когерентного розсіювання (ОКР) дорівнює  $D = 6,5$  нм за рівня мікрореформацій  $\varepsilon = 4,07 \cdot 10^{-3}$ . Параметр ґратки NbN- $\delta$  складає  $a = 0,4392$  нм, розмір ОКР становить  $D = 6,9$  нм за рівня мікрореформацій  $\varepsilon = 5,77 \cdot 10^{-3}$ . Розподіл інтенсивності ліній обох фаз свідчить про наявність сильної текстури (200) у TiN та NbN- $\delta$ .

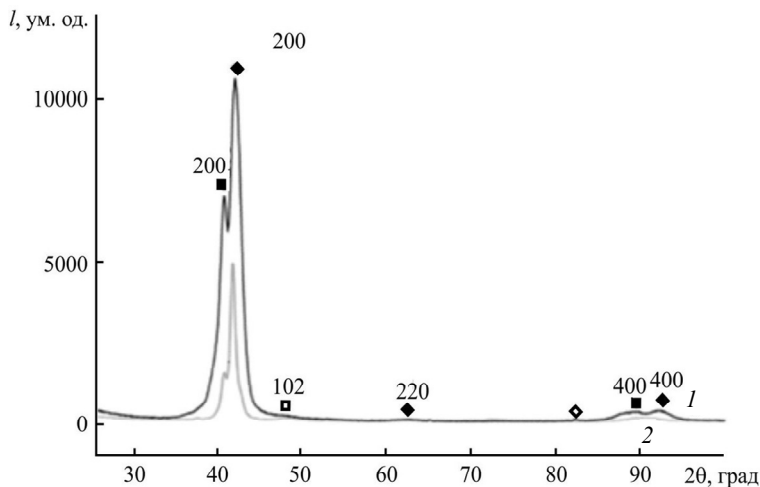


Рис. 2. Ділянки рентгенограм покриття TiSiN/NbN, отриманого за  $p_N = 0,53$  Па: зразки  $A_1$  (1) і  $A_2$  (2); TiN ( $\blacklozenge$ ), NbN- $\delta$  ( $\blacksquare$ ), NbN- $\delta'$  ( $\square$ ), підкладка ( $\blacklozenge$ ).

На рентгенограмі покриття, отриманого за  $U_b = -200$  В та тиску  $0,53$  Па, виявлено 2 фази: кубічний TiN і кубічний NbN- $\delta$ . Крім цього, на рентгенограмі присутня додаткова лінія (під кутом  $2\theta = 47,97^\circ$ ), яка, імовірно, відноситься до гексагонального NbN- $\delta'$  (літературні параметри ґратки:  $a = 0,2968$  нм;  $c = 0,5549$  нм; ICDD PDF-2 № 65-3417). Параметр ґратки TiN становить  $a = 0,4312$  нм, розмір ОКР дорівнює  $D = 15,0$  нм за рівня мікрореформацій  $\varepsilon = 5,60 \cdot 10^{-3}$ . Параметр ґратки NbN- $\delta$  становить  $a = 0,4405$  нм, розмір ОКР становить  $D = 18,2$  нм за рівня мікрореформацій  $\varepsilon = 5,85 \cdot 10^{-3}$ . Розподіл інтенсивності ліній TiN та NbN- $\delta$  свідчить про наявність сильної текстури (200) у цих фазах. Параметри ґратки та субструктурні характеристики гексагонального NbN- $\delta'$  визначити не вдалося, оскільки є тільки одна лінія цієї фази.

На рис. 3 наведено ділянки рентгенограм покриття TiSiN/NbN, отриманого за  $p_N = 0,05$  Па. За результатами аналізу отриманих даних встановлено, що у даних покриттях формується кубічний нітрид на основі титану та ніобію – (Ti, Nb)N. У зразку  $B_1$ , отриманому за потенціалу зміщення  $U_b = -100$  В, параметр ґратки (Ti, Nb)N становить  $a = 0,4351$  нм, розмір ОКР дорівнює  $D = 6,3$  нм за рівня мікрореформацій  $\varepsilon = 1,82 \cdot 10^{-3}$ . У зразку  $B_2$ , отриманому за потенціалу зміщення  $U_b = -200$  В, аналогічно зразку  $B_1$ , виявлено тільки кубічний нітрид на основі титану і ніобію – (Ti, Nb)N, параметр ґратки якого становить  $a = 0,4335$  нм, розмір ОКР дорівнює  $D = 6,3$  нм за рівня мікрореформацій  $\varepsilon = 1,38 \cdot 10^{-3}$ . Інтенсивність дифракційних ліній від площин (111) та

(311) завищена порівняно з нетекстурованим станом. Тобто текстура в цих покриттях комплексна (має кілька складових), що характеризується проміжним станом під час трансформації (200)  $\rightarrow$  (111).

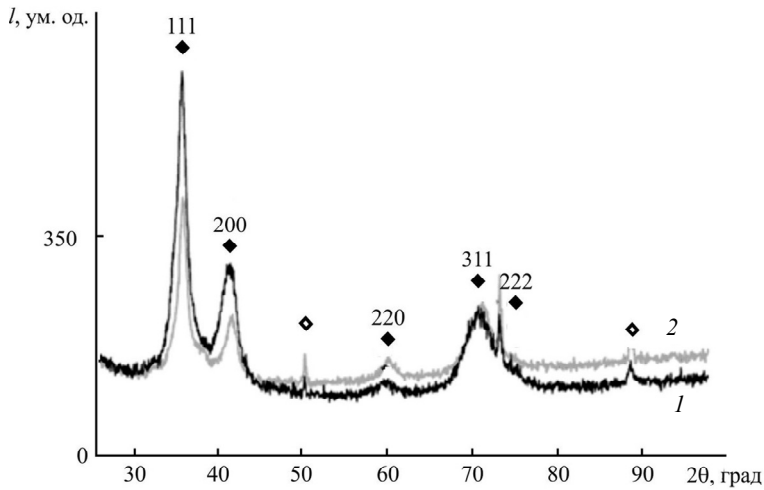


Рис. 3. Ділянки рентгенограм покриття TiSiN/NbN, отриманого за  $p_N = 0,05$  Па: зразки В<sub>1</sub> (1) і В<sub>2</sub> (2); (Ti,Nb)N (◆), підкладка (◇).

Загалом рентгенівські дослідження показали, що фазовий склад покриття TiSiN/NbN, нанесеного за різних режимів осадження, сильно відрізняється характером та інтенсивністю дифракційних ліній. Виявлена різниця у фазовому складі та переважному зростанні покриття вказує на суттєву залежність від тиску робочого газу та потенціалу зміщення відповідно.

Ідентування є найбільш точним, теоретично та експериментально підтвердженим і стандартизованим методом визначення твердості та модуля пружності Юнга для дослідження фізико-механічних властивостей матеріалів з тонкою структурою. Результати вимірювання твердості покриттів TiSiN/NbN представлені в табл. 3. Очевидно, що вищу твердість (> 27 ГПа) і вищий модуль Юнга (> 340 ГПа) мають зразки, отримані за високого (0,53 Па) значення тиску робочого газу. Водночас підвищення потенціалу зміщення до -200 В приводить до формування покриття з найкращими механічними властивостями:  $H = 34,4$  ГПа і  $E = 412$  ГПа. Зокрема, це пов'язано з фазовим складом даного зразка, який, на думку авторів, має комплексний характер, оскільки крім фаз кубічного нітриду титану і ніобію було встановлено формування дифракційного рефлексу, який імовірно, відноситься до гексагонального NbN- $\delta'$ .

**Таблиця 3. Механічні властивості покриття TiSiN/NbN**

Зразок	Твердість $H$ , ГПа	Модуль Юнга $E$ , ГПа	$H/E$	$H^3/E^2$
В <sub>1</sub>	20,7	311	0,066	0,091
В <sub>2</sub>	22,3	329	0,067	0,1
А <sub>1</sub>	27,9	348	0,08	0,17
А <sub>2</sub>	34,4	412	0,083	0,23

Відомо, що крім твердості та наведеного модуля Юнга, важливою характеристикою функціональних покриттів є співвідношення  $H/E^*$  (пружна деформація руйнування) та  $H^3/E^{*2}$  (опір пластичної деформації) [8].

Розраховані значення співвідношень  $H/E^*$  та  $H^3/E^{*2}$  для досліджених зразків багат шарового покриття свідчать, що високе значення  $H/E^*$  ( $\geq 0,1$ ) пов'язано зі зменшенням контактного тиску, оскільки прикладене навантаження розподіляється на велику площу. Тому такі матеріали з високими значеннями  $H/E^*$  демонструють високу зносостійкість та можуть бути рекомендовані до промислового застосування [9–10].

Підвищення твердості у разі переходу до багат шарової архітектури пов'язано з декількома додатковими ефектами. Найбільш ефективним механізмом блокування дислокацій в багат шарових системах є ефект Келера. У багат шаровому покритті, у зв'язку з різним модулем зсуву шарів, необхідні надзвичайно високі напруження зсуву для переміщення дислокацій крізь структуру покриття [11]. У випадку TiSiN/NbN, підвищення твердості також викликано формуванням нанорозмірної фази NbN, що додатково перешкоджає руху дислокацій. Крім того, невідповідність ґраток між кристалічними шарами TiSiN і NbN ефективно сприяє зміцненню за рахунок чергування полів напруження–деформація, викликаного пружними деформаціями когерентності. Багат шарова архітектура сприяє зменшенню розмірів зерен і збільшенню об'ємної частки атомів, розташованих в границях шарів, тим самим перешкоджаючи поширенню дислокацій. Ця залежність виконується в нанометровому діапазоні розмірів кристалітів ( $\geq 10$  до 100 нм). Передбачається, що у разі подрібнення зерен нижче критичної величини відбувається зернограничне ковзання або обертання зерен. Цим можна пояснити зниження твердості матеріалу з дуже малим розміром зерен. Досягнення надтвердого стану в наноструктурних покриттях можливо у разі створення структури з нанозернами без дислокацій або з невеликою їхньою кількістю, і цей фактор важливіший, ніж величина міжатомних зв'язків в кристалічній ґратці [12]. Встановлено [13], що джерела розмноження дислокацій не можуть діяти в нанозернах з розмірами менше 10 нм – такі нанозерна позбавлені дислокацій, а наявні дислокації не є стабільними, вони виштовхуються, наприклад, в аморфну матрицю та зникають, а сама аморфна матриця пристосовується до невідповідностей кристалічних ґраток випадково орієнтованих нанокристалітів. Враховуючи утворення аморфної фази Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, багат шарові покриття TiSiN/MeN можуть мати нанокompозитну структуру та реалізовувати вищеописаний механізм зміцнення.

Порівняно з відносно м'якими одношаровими Ti та TiN плівками, для яких співвідношення  $H/E^*$  складає відповідно 0,044 і 0,067 [14], показник  $H/E^*$  багат шарових покриттів TiSiN/NbN вищий, що свідчить про їхню стійкість до деформації та робить їх перспективними для використання в якості зносостійких покриттів.

Отримане багат шарове TiSiN/NbN покриття (зразок A<sub>2</sub>) демонструє найбільш високі показники  $H/E^*$  та  $H^3/E^{*2}$  серед усіх досліджених покриттів. Okремо варто відзначити суттєво відмінне значення опору пластичної деформації (0,23). Величина  $H^3/E^{*2}$  дозволяє прогнозувати механізми локалізованої деформації, негомогенна (з утворенням сходинок зсуву) деформація відбувається лише в разі низьких значень параметра.

Ще однією важливою характеристикою покриття є адгезійна міцність [15]. Для визначення адгезійної міцності використовували метод скретч-тестування. Було випробувано зразки A<sub>1</sub> і A<sub>2</sub>, отримані за однакового тиску азоту  $p_N = 0,53$  Па, але за різного потенціалу зміщення  $U_b$ , відповідно –100 і –200 В (див. табл. 4).

У результаті досліджень визначено коефіцієнт тертя для різних стадій зносу, амплітуду акустичної емісії, а також мінімальні (критичні) навантаження (навантаження  $L_{c1}$  відповідає початку проникнення індентора в покриття,  $L_{c2}$  – появі перших тріщин,  $L_{c3}$  – появі скупчень тріщин,  $L_{c4}$  – відшаруванню деяких ділянок покриття,  $L_{c5}$  – сколюванню покриття або його пластичному стиранню).

**Таблиця 4. Результати випробувань адгезійних властивостей покриття TiSiN/NbN**

Зразок	Навантаження $L_c$ , Н					Потенціал зміщення $U_b$ , В
	$L_{c1}$	$L_{c2}$	$L_{c3}$	$L_{c4}$	$L_{c5}$	
A <sub>1</sub>	4,75	9,82	16,51	33,77	44,26	-100
A <sub>2</sub>	15,02	27,3	30,42	43,99	49,76	-200

Під час випробуванні покриття можна визначити граничні значення критичного навантаження руйнування. Згідно з результатами випробування для покриття, отриманого за  $U_b = -200$  В і  $p_N = 0,53$  Па (зразок A<sub>2</sub>), когезійне руйнування починається за мінімального навантаження  $L_{c1} = 15,02$  Н, а для покриття, отриманого за  $U_b = -100$  В і  $p_N = 0,53$  Па (зразок A<sub>1</sub>), руйнування починається за навантаження  $L_{c1} = 4,75$  Н (див. табл. 4 та рис. 3). Цей результат свідчить про високу когезійну міцність зразка A<sub>2</sub>. За навантаження  $L_{c2} = 27,3$  Н спостерігали незначне відшарування покриття на краях подряпин (див. рис. 4, зразок A<sub>2</sub>), що корелює зі збільшенням інтенсивності амплітуди акустичної емісії (AE). Порівняльний аналіз свідчить, що зразки з покриттям TiSiN/NbN під час дряпання стираються, але не відшаровуються, тобто руйнуються за когезійним механізмом, пов'язаним із пластичною деформацією та утворенням втомних тріщин у матеріалі покриття. Вони показали високу адгезійну міцність і відносно низьку ступінь розшарування. Постійне збільшення коефіцієнта тертя в міру збільшення навантаження може бути пов'язане з поступовою деградацією покриття, що призводить до утворення продуктів зношування у вигляді частинок, що складаються з твердих нітридів і призводить до стирання покриття (рис. 3, зразок A<sub>2</sub>).

Аналогічні результати отримано для покриття TiSiN/NbN, сформованого за  $U_b = -100$  В і  $p_N = 0,53$  Па. Різні режими осадження покриття відповідають різним значенням AE під час дослідження, залежно від навантажень.

### ВИСНОВКИ

Під час дослідження багатошарового покриття TiSiN/NbN, отриманого методом вакуумно-дугового осадження в режимі безперервного обертання підкладки, визначено вплив параметрів осадження – потенціалу зміщення та тиску робочого газу, на структурно-фазовий склад, механічні та адгезійні характеристики покриття. Виявлено, що збільшення потенціалу зміщення від  $-100$  до  $-200$  В за стабільного тиску робочого газу  $0,53$  Па призводить до збільшення параметрів решітки TiN і NbN- $\delta$ , розміру кристалітів та рівня мікронапружень, а також формування переважної текстури зростання в площині (200). Зниження тиску робочого газу до  $0,05$  Па викликає в покритті формування фази кубічного нітриду на основі титану і ніобію (Ti, Nb)N. Текстура таких зразків комплексна (має кілька складових) та характеризується проміжним станом під час трансформації площин (200)  $\rightarrow$  (111). Розмір ОКР становить  $\sim 6,3$  нм, а рівень мікрдеформацій варіюється в межах  $(1,82-1,38) \cdot 10^{-3}$ .

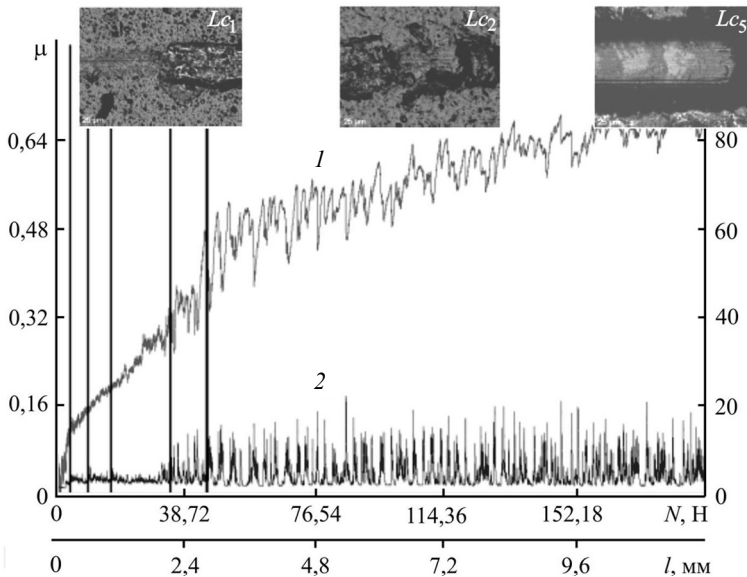


Рис. 4. Результати дослідження покриття TiSiN/NbN, отриманого за  $p_N = 0,53$  Па та  $U_b = -200$  В: 1 – амплітуда  $AE$ , %; 2 – коефіцієнт тертя  $\mu$ .

Максимальні значення механічних показників отримані для зразка, створеного за потенціалу зміщення  $-200$  В та тиску робочого газу  $0,53$  Па, а саме: твердість –  $34,4$  ГПа, модуль – Юнга  $412$  ГПа, співвідношення  $H/E^* = 0,083$  і  $H^3/E^{*2} = 0,23$ .

Випробування на адгезійну міцність вказують на когезійний механізм руйнування покриття, який пов'язаний із пластичною деформацією та утворенням втомних тріщин у матеріалі. Навантаження на зразку, за якого відбувалося пластичне стирання, було більше  $44$  Н, що вказує на високий ступінь міцності покриття і високі адгезійні властивості контакту між покриттям і підкладкою.

## ФІНАНСУВАННЯ

Дослідження проведені за підтримки Національного фонду досліджень України (Гранд № 2020.02/0234).

D. V. Horokh<sup>1</sup>, O. V. Maksakova<sup>1</sup>, S. A. Klymenko<sup>2</sup>,  
S. V. Lytovchenko<sup>1</sup>, V. M. Beresnev<sup>1</sup>, O. V. Glukhov<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Karazin Kharkiv National University, Kharkiv, Ukraine

<sup>2</sup>Bakula Institute of Superhard Materials,

National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, Ukraine

<sup>3</sup>National University of Radio Electronics, Kharkiv, Ukraine

The influence of the bias potential and working gas pressure  
on the properties of the ion-plasma multilayer coating  
TiSiN/NbN

*The phase composition, distribution of elements, mechanical properties of TiSiN/NbN(TiN) multilayer coatings obtained by vacuum arc deposition are considered. The influence of the displacement potential on the mechanical and tribological characteristics of the coatings is investigated, as well as the adhesion strength of the coatings to the substrate. The results of X-ray studies of the coatings are presented and it is shown that a 2-fold increase in the*



displacement potential leads to an increase in all phase-structural parameters of the components of the coatings – lattice parameters, crystallite sizes, microdeformation levels. The intensity of TiN and NbN- $\delta$  diffraction peaks indicates the presence of a strong texture (200). Tribotechnical studies of the coatings showed that they were erased during scratching, but their detachment from the substrate was not recorded. This means that the coatings were worn by the cohesive mechanism associated with plastic deformation and the formation of fatigue cracks in the coating volume. Different modes of coating formation correspond to different values of acoustic emission that occurs in the loading zone, depending on its conditions.

**Keywords:** vacuum-arc spraying, multi-layer coatings, displacement potential, hardness, adhesive strength.

1. Aksenov I.I., Andreev A.A., Belous V.A., Strelnitsky V.E., Khoroshikh V.M. Vacuum arc: plasma sources, coating deposition, surface modification. Kyiv: Naukova dumka, 2012. 727 p.
2. Lytovchenko S.V., Mazilin B.A., Beresnev V.M., Stolbovoy V.M., Kovalyova M.G., Kritsyna E.V., Kolodiy I.V., Glukhov O.V., Malikov L.V. (TiZr)N/(TiSi)N multilayer nanostructured coatings obtained by vacuum arc deposition. *J. Nano- and Electronic Phys.* 2018. Vol. 10, iss. 5, art. 05041.
3. Beresnev V.M., Lytovchenko S.V., Horokh D.V., Mazilin B.O., Stolbovoy V.A., Kolodiy I.N., Kolesnikov D.A., Grudnitsky V.V., Srebniuk P.A., Glukhov O.V. Tribotechnical properties of (TiZr)N/(TiSi)N multilayer coatings with nanometer thickness. *J. Nano- and Electronic Phys.* 2019. Vol. 11, no. 5, art. 05037.
4. Mamun M.A., Farha A.H., Er A.O., Ufuktepe Y., Gu D., Elsayed-Ali H.E., Elmustafa A.A. Nanomechanical properties of NbN films prepared by pulsed laser deposition using nanoin-dentation. *Appl. Surf. Sci.* 2012. Vol. 258. P. 4308–4313.
5. Maksakova O.V., Zhanyssov S., Plotnikov S.V., Konarski P., Budzynski P., Pogrebnyak A.D., Beresnev V.M., Mazilin B.O., Makhmudov N.A. Kupchishin A.I. Microstructure and tribomechanical properties of multilayer TiZrN/TiSiN composite coatings with nanoscale architecture by cathodic-arc evaporation. *J. Mater. Sci.* 2021. Vol. 56. P. 5067–5081.
6. Yushkov G.Yu., Anders A., Oks E.M., Brown I.G. Ion velocities in vacuum arc plasmas. *J. Appl. Phys.* 2000. Vol. 88. P. 5618.
7. Zhang S., Wang H.L., Ong S.E., Sun D., Xuan L.B. Hard yet tough nanocomposite coatings – present status and future trends. *Plasma Process Polym.* 2007. Vol. 4. P. 219–228.
8. PalDey S., Deevi S.C. Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: a review. *Mater. Sci. Eng. A.* 2003. 342. P. 58–79.
9. Musil J., Jirout M. Toughness of hard nanostructured ceramic thin films. *Surf. Coat. Technol.* 2007. Vol. 201. P. 5148–5152.
10. Leyland A., Matthews A. On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behavior. *Wear.* 2000. Vol. 246, nos. 1–2. P. 1–11.
11. Yashar P.C., Sproul W.D. Nanometer scale multilayered hard coatings. *Vacuum.* 1999. Vol. 55. P. 179–190.
12. Шейнман Е. Сверхтвердые покрытия из нанокompозитов. Обзор зарубежной литературы. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2008. Т. 642. С. 41–47.
13. Veprék S., Reiprich S. A concept for the design of novel superhard coatings. *Solid Films.* 1995. Vol. 268, no. 1–2. P. 64–71.
14. Major L., Morgiel J., Major B., Lackner J.M., Waldhauser W., Ebner R., Nistor L., Van Tendeloo G. Crystallographic aspects related to advanced tribological multilayers of Cr/CrN and Ti/TiN types produced by pulsed laser deposition (PLD). *Surf. Coat. Technol.* 2006. Vol. 200. P. 6190–6195.
15. Ou Y.X., Lin J., Tong S., Sproul W.D., Lei M.K. Structure, adhesion and corrosion behavior of CrN/TiN superlattice coatings deposited by the combined deep oscillation magnetron sputtering and pulsed dc magnetron sputtering. *Surf. Coat. Technol.* 2016. Vol. 293. P. 21–27.

Надійшла до редакції 14.07.22

Після доопрацювання 14.07.22

Прийнята до опублікування 20.07.22