

О.В. Соболев¹, Г.О. Постельник¹, Н.В. Пінчук¹, А.О. Мейлехов¹,
М.О. Жадко¹, А.О. Андреєв², В.О. Столбовий²

Вплив величини потенціалу зсуву на структурну інженерію вакуумно-дугових покриттів на основі ZrN

¹Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут", Харків, Україна, sool@kpi.kharkov.ua

²Національний науковий центр "Харківський фізико-технічний інститут", Харків, Україна, stolbovoy@kpi.kharkov.ua

Створення наукових основ структурної інженерії надтонких наночарів в багатошарових нанокompозитах є основою сучасних технологій формування матеріалів з унікальними функціональними властивостями. Показано, що збільшення від'ємного потенціалу зсуву (від -70 до -220 В), при формуванні вакуумно-дугових нанокompозитів на основі ZrN, дозволяє не тільки управляти переважною орієнтацією кристалітів і субструктурними характеристиками, але і змінює умови сполучення кристалічних решіток в надтонких (близько 8 нм) наночарах.

Ключові слова: вакуумна дуга, нітрид цирконію, багатошарові нанокompозити, рентгеноструктурний аналіз, наноструктура, міжшарове сполучення, текстура, субструктура.

Подано до редакції 9.12.2020; прийнято до друку 15.02.2021.

Вступ

Для досягнення високих функціональних властивостей матеріалів в останні роки в матеріалознавстві широкого поширення набув новий науковий напрям «структурна інженерія поверхні» [1-3]. В основі цього наукового напрямку знаходиться встановлення зв'язку між технологічними умовами отримання матеріалів, їх фазово-структурним станом і основними функціональними властивостями. Завдяки застосуванню «структурної інженерії поверхні» стала можливою спрямована модифікація фазово-структурних станів вакуумно-дугових покриттів, осаджених в сильно нерівноважних умовах [4-6].

При цьому сформувався два шляхи структурного дизайну (структурної інженерії). Перший з них заснований на досягненні необхідних структурних станів і властивостей шляхом створення багатоелементних покриттів (в результаті спрямованого легування елементами необхідними для досягнення властивостей) [7-9].

Другий шлях заснований на створенні

багатошарових композитів, в яких для досягнення необхідних властивостей використовуються різні матеріали шарів, їх товщина, характер міжшарової взаємодії та інші характеристики [10-11]. При цьому однією з важливих особливостей таких багатошарових покриттів є можливість поєднувати переваги матеріалів, їх складових [12].

Як було показано в ряді робіт, отримані таким чином градієнтні і багатошарові покриття, що складаються з різних нітридних шарів, демонструють унікальні механічні властивості, такі як висока і надвисока твердість, і міцність зчеплення. Це великою мірою визначається утворенням спеціальних границь між шарами, що принципово відрізняє такі матеріали від одношарових покриттів [13-17].

Серед багатошарових покриттів, наноструктуровані покриття з нанокристалічним структурним станом або нанотовщинні багатошарові композити показують найбільш високі властивості, оскільки при цьому можна створити спеціальні границі для узгодженої (або неузгодженої) деформації, в результаті чого значно

змінюються фізико-механічні властивості покриттів [18-19].

Тому метою роботи було дослідження впливу величини від'ємного потенціалу зсуву, що подається на підкладку в процесі осадження, на структуру і субструктуру одношарового ZrN покриття, а також при використанні ZrN в якості нанотовщинних шарів багатшарових наноккомпозитів.

I. Матеріали і методика дослідження

Покриття осаджували в вакуумно-дуговій установці «Булат-6» протягом 1,5 годин. В якості базового матеріалу використовувалися поліровані підкладки з нержавіючої сталі 12Х18Н9Т з розмірами 20x20x3 мм, які попередньо промивали лужним розчином в ультразвуковій ванні і потім в нефрасі С2-80/120. Після відкачки вакуумної камери до тиску $1 \cdot 10^{-5}$ Торр на підкладки подавали від'ємний потенціал 1000 В і при струмі дуги 100 А проводили очищення і активацію їх поверхні бомбардуванням іонами титану протягом 3 ... 4 хв. Потім в камеру напускали азот до тиску робочої атмосфери $P_N = 4 \cdot 10^{-3}$ Торр. Під час осадження піддавався зміні один з основних технологічних параметрів - від'ємний потенціал зсуву (U_b), який становив -70 В, -120 В і -220 В.

В якості катоду при формуванні одношарового покриття використовувався цирконій чистотою (99,95 %). Цей же катод використовувався при формуванні ZrN шарів в багатшарових покриттях, а в покриттях такого типу з шарами з нітриду молібдену, використовувався молібден марки МЧВП. Для катодів з цирконію та (TiZr)N струм дугового розряду становив 100 А, а для молібдену - 130 А.

Багатшарові покриття були отримані як при безперервному обертанні підкладкотримача зі швидкістю 8 об/хв (із середнім часом перебування в області катода 3 - 4 сек.) і числом шарів 540 - 570, так і шляхом фіксованої зупинки протягом 40 сек. навпроти кожного з 2-х катодів для отримання більш товстих шарів. Швидкість осадження покриття становила близько 2 нм/с.

Осадження багатшарових покриттів

проводилося з двох джерел випаровування, один з яких - Zr або Мо, другий - TiZr (Zr - 30 ваг.%). Товщина шарів визначалася розрахунковим способом виходячи із загальної товщини покриття і числа шарів. Загальна товщина покриття становила близько 10 мкм.

Фазово-структурний стан досліджували з використанням методик рентгенівської дифрактометрії. Рентгенодифракційні спектри отримані на установці «ДРОН-4» в Cu-K α випромінюванні, при використанні θ -2 θ сканування в діапазоні кутів 30 ... 90°, з кроком сканування - 0,1 град і часом витримки - 10 с. Для монохроматизації випромінювання застосовувався графітовий монохроматор, встановлений у вторинному пучку (перед детектором) [20]. Поділ складних профілів на складові здійснювалося з використанням пакета програм «NewProfile». Для визначення кристалографічної структури і фазового складу покриттів були проведені рентгенографічні сканування і порівняння з файлами порошкової дифракції (JCPDS), опублікованими Міжнародним центром дифракційних даних (ICDD) [21]. Субструктурні характеристики визначали методом апроксимації [22].

II. Результати та їх обговорення

2.1. Вплив потенціалу зсуву на структуру і субструктуру одношарових покриттів ZrN

В якості фізико-технологічного параметру, що змінюється при осадженні, використовувалася величина від'ємного потенціалу зсуву. Так як ступінь іонізації парів металів в вакуумно-дуговому розряді може досягати майже 100 %, то зміна потенціалу зсуву є ефективним способом впливу на енергію частинок, що осаджуються. При одноразовій іонізації величина енергії заряджених часток близька до величини потенціалу зсуву.

Спочатку подивимося, як позначається така зміна фізико-технологічних параметрів на структурний стан одношарових ZrN покриттів, товщиною близько 8 мкм.

На рис. 1 представлені дифракційні спектри від

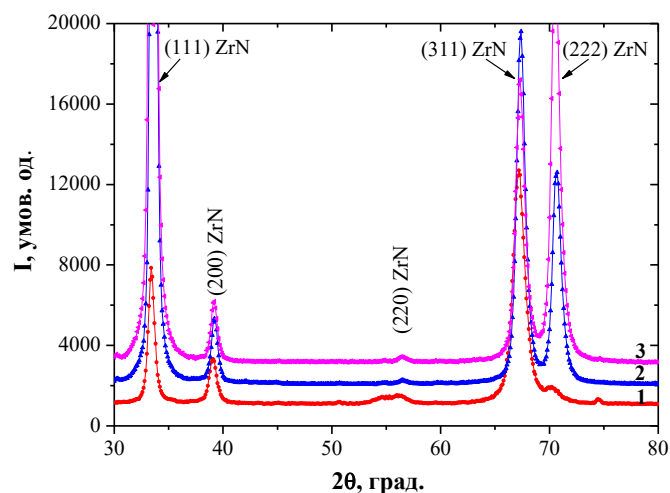


Рис. 1. Дифракційні спектри одношарових ZrN покриттів: 1 - $U_b = -70$ В, 2 - $U_b = -120$ В, 3 - $U_b = -220$ В.

Таблиця 1

Субструктурні характеристики (середній розмір кристалітів (L) і мікродеформації ($\langle \epsilon \rangle$)) в ZrN покриттях, отриманих при різному U_b

№ серії	U_b , В	L , нм	$\langle \epsilon \rangle$, %
1	-70	50	0,69
2	-120	270	0,58
3	-220	300	0,65

покриттів, осаджених при $U_b = -70$ В (спектр 1), $U_b = -120$ В (спектр 2) і $U_b = -220$ В (спектр 3).

З отриманих спектрів видно, що зі збільшенням U_b підвищується відносна інтенсивність піків (111) і (222). Це свідчить про формування текстури з віссю [111] і підвищення ступеня її досконалості зі збільшенням U_b . Визначені, за даними зміни напівширини на різних кутах, субструктурні характеристики узагальнені для різних U_b в табл. 1.

З результатів, наведених у табл. 1 видно, що зі збільшенням U_b відбувається збільшення розміру кристалітів. Це пов'язано з ростом енергії часток, що осаджуються, і це призводить до збільшення рухливості атомів. При цьому не тільки збільшується середній розмір кристалітів, а й відбувається формування паралельної поверхні переважної орієнтації зростання (текстури, рис. 1) кристалітів з площиною (111) в якій найбільша ретикулярна щільність атомів. Величина мікродеформації $\langle \epsilon \rangle$ має тенденцію до зниження при збільшенні U_b (табл. 1).

Таким чином, вплив потенціалу зсуву (і відповідно середньої енергії часток, що осаджуються) більшою мірою впливає на формування переважної орієнтації кристалітів, субструктурні характеристик і макродеформацію.

2.2. Вплив потенціалу зсуву на фазовий склад, структуру і субструктуру багатоперіодних систем на основі ZrN

Як було встановлено, за даними рентгенофлуоресцентного елементного аналізу, в шарах (TiZr) атомне відношення вмісту елементів

відноситься, як 83/17 при $U_b = -70$ В і 82/18 при $U_b = -120$ В. Виходячи з цього співвідношення за правилом Вегарда період решітки нітриду $(Ti_{0,83}Zr_{0,17})N$ приблизно дорівнює 0,4306 нм, а для складу $(Ti_{0,82}Zr_{0,18})N$ період решітки дорівнює 0,4311 нм. Таким чином, зі збільшенням потенціалу зсуву відбувається невелике збільшення відносного вмісту більш важкого елементу - Zr.

В якості базового для дослідження був взятий багатоперіодний наноккомпозит (TiZr)N/ZrN. У цій системі один з шарів був ZrN, а другий - нітрид твердого розчину (TiZr). Через велику різницю в атомних радіусах титану (0,147 нм) і цирконію (0,160 нм) в цьому випадку збільшення відносного вмісту Ti призводить до підвищення невідповідності періодів решітки в шарах, що контактують. Такий же ефект невідповідності періодів був отриманий і в наноккомпозитах (TiZr)N/MoN.

На рис. 2 наведені дифракційні спектри наноккомпозитних (TiZr)N/ZrN покриттів, осаджених при найменшій товщині шарів (близько 8 нм) і потенціалах зсуву (-70 В, -120 В і -220 В). Аналіз отриманих дифракційних спектрів показав, що в шарах кристаліти мають подібний структурний тип (B1-NaCl, на основі ГЦК кристалічної решітки з впровадженням атомів азоту в октаедричні міжвузля). Утворення такого структурного типу є характерним для вакуумно-дугового методу формування нітридних покриттів [23-24] так як така решітка має велику стійкість до нестехіометрії.

Отримані дифракційні спектри (TiZr)N/ZrN наноккомпозитів, з найменшою товщиною шарів, показали дві закономірності: зі збільшенням потенціалу зсуву відбувається зміщення (TiZr)N дифракційних піків в сторону великих кутів дифракції та зменшення ширини дифракційних піків. Це добре видно з представлених на рис. 2, а спектрів. Для порівняння, подібний ефект був отриманий при надтонких шарах (близько 8 нм) в композиті (TiZr)N/MoN (рис. 2, б). В цьому випадку подібне зміщення проявляється для γ -Mo₂N (PDF 25-1366) дифракційних піків. Слід зазначити, що в наноккомпозиті (TiZr)N/ZrN складова ZrN має більш сильні зв'язки між металом і азотом (більшу теплоту

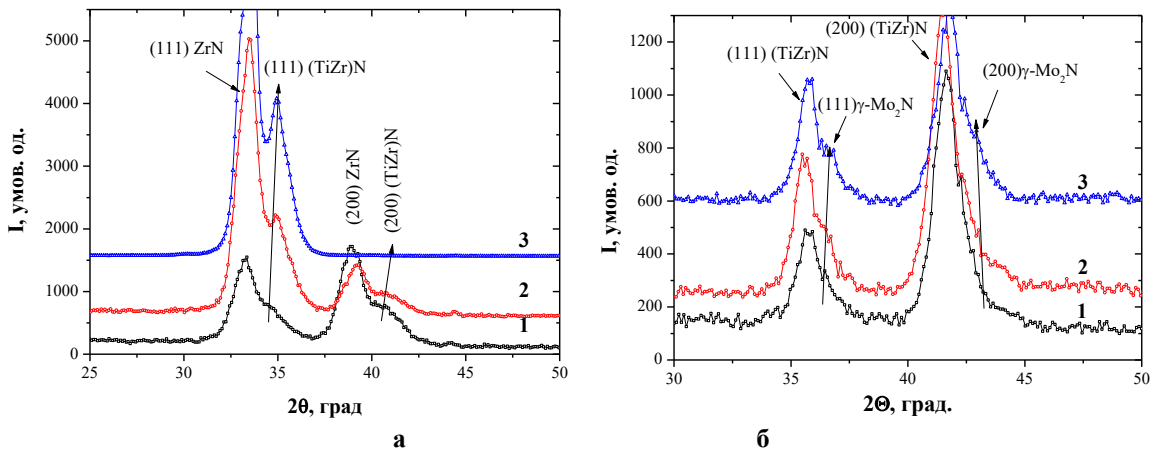


Рис. 2. Дифракційні спектри багатоперіодного наноккомпозиту (TiZr)N/ZrN (а) і (TiZr)N/MoN (б) з товщиною шарів близько 8 нм (а) і близько 80 нм (б): 1 - $U_b = -70$ В, 2 - $U_b = -120$ В, 3 - $U_b = -220$ В.

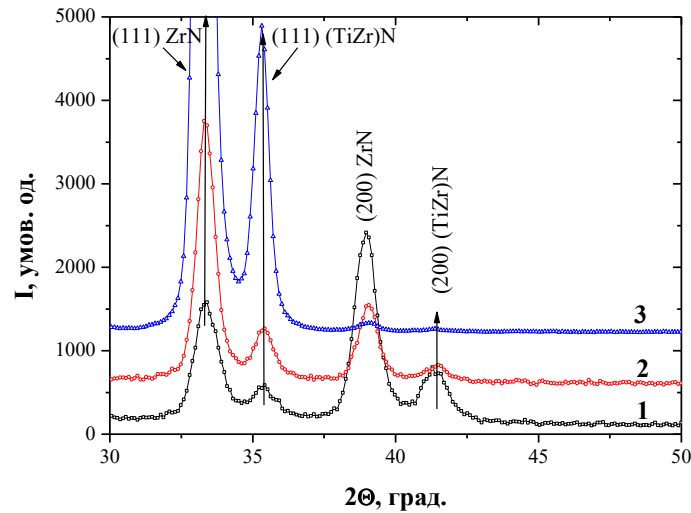


Рис. 3. Дифракційні спектри багатоперіодного нанокompозиту (TiZr)N/MoN з товщиною шарів близько 80 нм: 1 - $U_b = -70$ В, 2 - $U_b = -120$ В, 3 - $U_b = -220$ В.

утворення), ніж в (TiZr)N твердому розчині. В нанокompозиті (TiZr)N/MoN навпаки менше сила зв'язку (i , відповідно, теплота утворення) в шарі нітриду молібдену (утворення γ -Mo₂N фази з кубічною решіткою структурного типу B1-NaCl є характерною для вакуумно-дугових покриттів нітриду молібдену [25]. Це дає підставу припустити, що ефект збільшення кута дифракції (пов'язаний зі зменшенням періоду решітки) при збільшенні U_b визначається зміною умови взаємодії між нанотовщинними шарами, що переважно проходять в шарах з меншою енергією міжатомного зв'язку (i відповідно меншим модулем пружності).

При більшій товщині шарів (близько 80 нм), як видно з рис. 3 для нанокompозиту (TiZr)N/MoN, подібного ефекту збільшення зміщення піків (TiZr)N фази з підвищенням U_b не спостерігається.

Таким чином, для покриттів, осаджених при найменшому часі формування шарів (безперервне обертання) з товщиною шару близько 8 нм, зі збільшенням U_b відбувається збільшення відносної різниці між постійними решітки ZrN (шарів) і (TiZr)N шарів (порівняємо спектри 1, 2 і 3 на рис. 2а). При $U_b = -70$ В і найменшій товщині шарів різниця в періодах $\delta = 0,4629 - 0,4431 = 0,0188$ нм. При $U_b = -120$ В різниця збільшується до величини $\delta = 0,4625 - 0,4411 = 0,0214$ нм, а при $U_b = -220$ В така різниця становить $\delta = 0,4614 - 0,4379 = 0,0235$ нм.

Відомо, що для наноперіодних композитів характерно когерентне сполучення границь, коли в міжшаровій області відбувається підстроювання періодів і отримання надструктурного стану [26-28]. Поява величини δ свідчить про перехід до частково когерентної границі (зазвичай при великій невідповідності періодів в шарах) [29-30]. У зв'язку з цим спостерігається збільшення δ (при підвищенні U_b), що свідчить про зменшення ступеня такого когерентного сполучення кристалічних решіток в суміжних ZrN/(TiZr)N шарах при підвищенні U_b .

У той же час, у відносно товстих шарах (близько 80 нм, рис. 3), величина δ для всіх U_b має велике значення $\delta \approx 0,026$ нм, що близько для цього типу

решіток без когерентного сполучення. Таким чином, при великій товщині шарів кристалічна решітка (TiZr)N має період близький до розрахункового (0,4231 нм) для цього складу. Це свідчить про низький рівень когерентного сполучення. Збільшення U_b призводить до того, що рівень когерентного сполучення знижується і між надтонкими шарами.

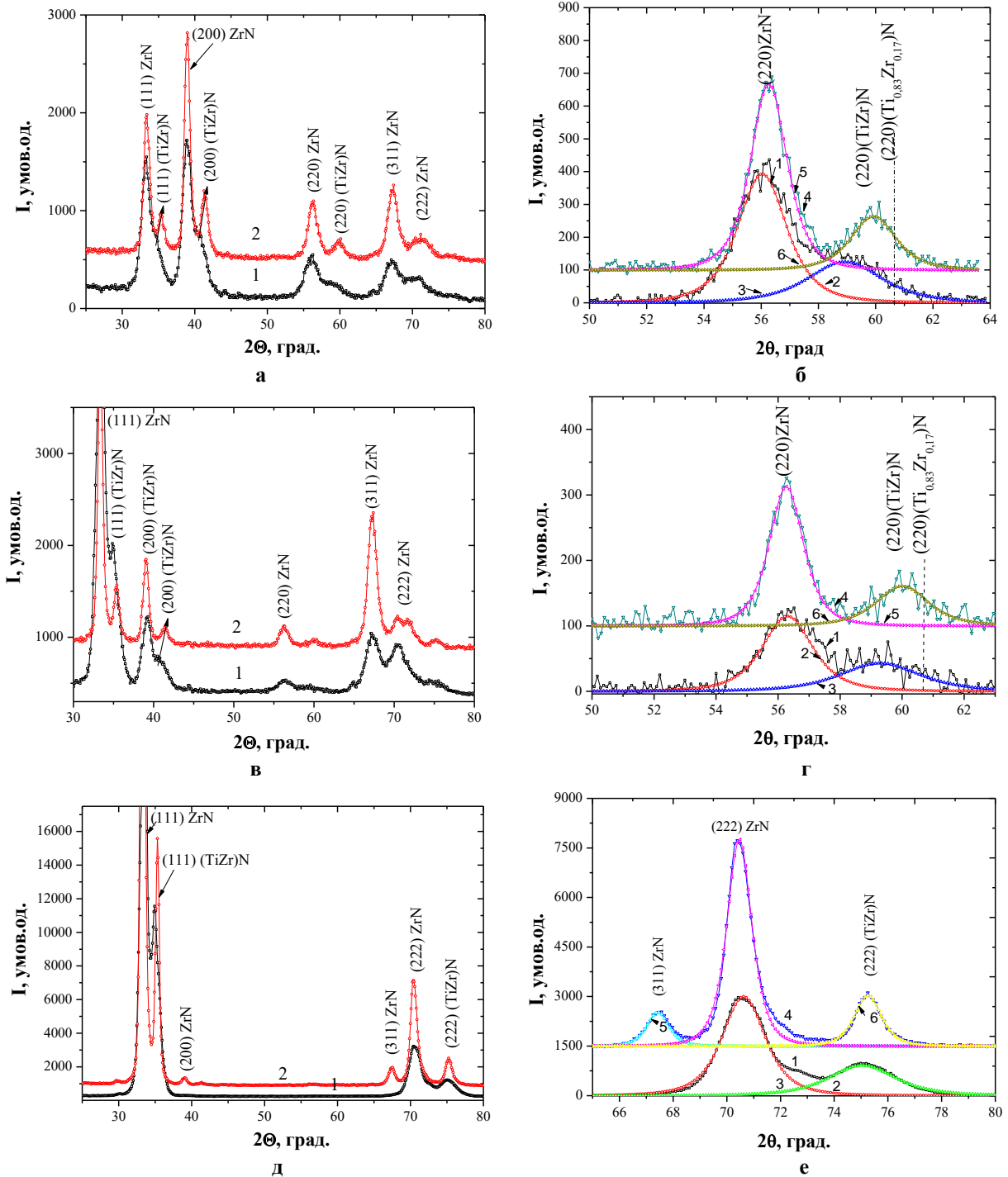
Більш наочно цей ефект може бути візуалізований при порівнянні спектрів після їх декомпозиції на складові. На рис. 4 наведені дифракційні спектри покриттів отримані при $U_b = -70$ В (рис. 4, а, б), -120 В (рис. 4, в, г) і -220 В (рис. 4, д, е) для покриттів двох типів з надмалою товщиною (близько 8 нм) і відносно великою товщиною (близько 80 нм).

Проведений, на основі розділених спектрів, аналіз субструктурних характеристик показав, що в композитах з надтонкими шарами (близько 8 нм) зі збільшенням U_b відбувається зменшення мікрое деформації. Для складових шарів ZrN мікрое деформація зменшується від $\langle \epsilon \rangle = 1,86\%$ (при $U_b = -70$ В) до $\langle \epsilon \rangle = 1,36\%$ (при $U_b = -220$ В). В шарі (TiZr)N мікрое деформація зменшується від $\langle \epsilon \rangle = 1,46\%$ (для $U_b = -70$ В) до $\langle \epsilon \rangle = 1,33\%$ (при $U_b = -220$ В). У композитах з більшою товщиною шарів (близько 80 нм) шарах ZrN з збільшенням U_b мікрое деформація зменшується від $\langle \epsilon \rangle = 1,24\%$ ($U_b = -70$ В) до $\langle \epsilon \rangle = 0,52\%$ ($U_b = -220$ В). У складових композит шарів (TiZr)N мікрое деформація зменшується від $\langle \epsilon \rangle = 0,85\%$ ($U_b = -70$ В) до $\langle \epsilon \rangle = 0,41\%$ ($U_b = -220$ В). При цьому середній розмір кристалітів в (TiZr)N шарах майже в 2 рази менше, ніж в ZrN шарах і становить 25...29 нм.

Зі збільшенням постійного потенціалу спостерігається збільшення розміру кристалітів, це пов'язано з ростом енергії часток, що падають, і призводить до збільшення рухливості атомів.

Таким чином, використання надтонких шарів в нанокompозитах дозволяє проводити дизайн міжшарового структурного стану, при використанні різного по величині потенціалу зсуву.

При відносно невисокій величині такого



1 - вихідний профіль (покриття товщиною 8 нм), 2 і 3 - профілі після декомпозиції, 4 - вихідний профіль (покриття товщиною 80 нм), 5 і 6 - профілі після декомпозиції
Рис. 4. Дифракційні спектри нанокompatитних (TiZr)N/ZrN покриттів після декомпозиції на складові при товщині близько 8 нм (спектри 1) і близько 80 нм (спектри 2): а, б - $U_b = -70$ В, в, г - $U_b = -120$ В, д, е - $U_b = -220$ В.

потенціалу $-70 \dots -220$ В зі збільшенням U_b відбувається збільшення різниці періодів в суміжних шарах. Це можна пояснити втратою когерентного сполучення між шарами. Причина цього може бути підвищення рухливості осаджуваних часток з ростом U_b , що сприяє формуванню більш рівноважного стану нітридів (твердого розчину з характерним такому стану періодом решітки).

Висновки

1. Вплив потенціалу зсуву визначальним чином позначається на структуру і субструктурні характеристики одношарових ZrN вакуумно-дугових покриттів. З підвищенням U_b в інтервалі $-70 \dots -220$ В

відбувається формування текстури з віссю [111] і зростання досконалості субструктури (збільшення середнього розміру кристалітів і зменшення мікрореформації). Виявлений ефект пов'язаний зі збільшенням кінетичної енергії осаджуваних часток, що сприяє збільшенню їх рухливості з утворенням переважної орієнтації кристалітів з найбільш щільноупакованою площиною (111) паралельної поверхні зростання і підвищенням досконалості субструктури кристалітів.

2. При формуванні ZrN/(TiZr)N нанокompозиту зі збільшенням U_b також підвищується ступінь текстурованості з віссю [111] в шарах, а на субструктурному рівні збільшується середній розмір кристалітів і зменшується мікрореформація. При цьому в шарах нітриду твердого розчину ((TiZr)N) значення мікрореформації і розміру кристалітів майже в 1,5 рази нижче.

3. У надтонких (товщиною близько 8 нм) шарах нанокompозитів виявлено ефект збільшення міжшарової невідповідності δ з підвищенням U_b . Даний ефект свідчить, що при зміні U_b в інтервалі -70 ... -220 В частки, збільшуючи свою енергію при осадженні, стимулюють релаксацію міжшарової деформації кристалічних решіток матеріалів, що

сполучаються. Це призводить до їх більш рівноважного стану з періодом решітки близьким до рівноважного для даного складу (для нітриду твердого розчину (TiZr)N) розрахунковий період 0,431 нм.

Подяка

Ця робота була фінансово підтримана Національним фондом досліджень України (грант № 205/02.2020).

Соболь О.В. – д.ф.-м.н., професор кафедри матеріалознавства;
Постельник Г.О. – молодший науковий співробітник кафедри матеріалознавства;
Пінчук Н.В. – молодший науковий співробітник кафедри матеріалознавства;
Мейлехов А.О. – молодший науковий співробітник кафедри матеріалознавства;
Жадько М.О. – к.ф.-м.н., молодший науковий співробітник кафедри матеріалознавства;
Андрєєв А.О. – д.т.н., старший науковий співробітник;
Столбовий В.О. – к.т.н., начальник лабораторії.

- [1] B.D. Morton, H. Wang, R.A. Fleming, M. Zou, Tribology letters 42(1), 51 (2011) (<https://doi.org/10.1007/s11249-011-9747-0>).
- [2] O.V. Sobol, A.A. Andreev, V.F. Gorban, A.A. Meylekhov, H.O. Postelnyk, V.A. Stolbovoy, Journal of Nano- and Electronic Physics 8(1), 1042 (2016) ([https://doi.org/10.21272/jnep.8\(1\).01042](https://doi.org/10.21272/jnep.8(1).01042)).
- [3] O.V. Sobol, A.A. Postelnyk, A.A. Meylekhov, A.A. Andreev, V.A. Stolbovoy, V.F. Gorban, Journal of nano- & electronic physics 9(3), 03003 (2017) ([https://doi.org/10.21272/jnep.9\(3\).03003](https://doi.org/10.21272/jnep.9(3).03003)).
- [4] P.H. Mayrhofer, C. Mitterer, L. Hultman, H. Clemens, Progress in Materials Science 51, 1032 (2006) (<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2006.02.002>).
- [5] P.H. Mayrhofer, D. Music, J.M. Schneider, Appl. Phys. Letter. 88, 071922 (2006) (<https://doi.org/10.1063/1.2409364>).
- [6] O.V. Sobol', A.A. Andreev, V.F. Gorban', V.A. Stolbovoy, A.A. Melekhov, A.A. Postelnyk, Technical physics 61(7), 1060 (2016) (<https://doi.org/10.1134/S1063784216070252>).
- [7] A.O. Eriksson, J.Q. Zhu, N. Ghafoor, J. Jensen, G. Greczynski, M.P. Johansson, J. Sjolen, M. Oden, L. Hultman, J. Rosen, Journal of Materials Research 26, 874 (2011) (<https://doi.org/10.1557/jmr.2011.10>).
- [8] Q. Zhu, A.O. Eriksson, N. Ghafoor, M.P. Johansson, G. Greczynski, L. Hultman, J. Rosen, M. Oden, Journal of Vacuum Science and Technology A 29, 031601 (2011) (<https://doi.org/10.1116/1.3569052>).
- [9] V. Braic, A. Vladescu, M. Balaceanu, C.R. Luculescu, M. Braic, Surface and Coatings Technology 211, 117 (2012) (<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.09.033>).
- [10] O.V. Sobol, A.A. Andreev, V.F. Gorban, Metal Science and Heat Treatment 58(1), 37 (2016) (<https://doi.org/10.1007/s11041-016-9961-3>).
- [11] O.V. Sobol', A.A. Meilekhov, Technical Physics Letters 44(1), 63 (2018) (<https://doi.org/10.1134/S1063785018010224>).
- [12] M.A. Al-Bukhaiti, K.A. Al-Hatab, W. Tillmann, F. Hoffmann, T. Sprute, Appl. Surf. Sci. 318, 180 (2014) (<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.03.026>).
- [13] X. Chu, S.A. Barnett, J. Appl. Phys. 77, 4403 (1995) (<https://doi.org/10.1063/1.359467>).
- [14] Y.Z. Tsai, J.G. Duh, Thin Solid Films 518, 7523 (2010) (<https://doi.org/10.1016/j.tsf.2010.05.038>).
- [15] Q. Luo, Wear 271, 2058 (2011) (<https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.01.054>).
- [16] Y. Qiu, S. Zhang, J.W. Lee, B. Li, Y. Wang, D. Zhao, Appl. Surf. Sci. 279, 189 (2013) (<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.04.068>).
- [17] S. Zhang, D. Sun, Y. Fu, H. Du, Surf. Coatings Technol. 167, 113 (2003) ([https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(02\)00903-9](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00903-9)).
- [18] J. Patscheider, MRS Bull. 2, 180 (2003) (<https://doi.org/10.1557/mrs2003.59>).
- [19] E. Liu, J. Pu, Z. Zeng, Y. Wang, W. Zhao, Surf. Eng. 33, 633 (2017) (<https://doi.org/10.1080/02670844.2017.1292704>).
- [20] O.V. Sobol', O.A. Shovkoplyas, Technical Physics Letters 39(6), 536 (2013) (<https://doi.org/10.1134/S1063785013060126>).

- [21] <http://www.icdd.com>.
- [22] L.S. Palatnik, M.Ya. Fuks, V.M. Kosevich, Mekhanizm obrazovaniya i substruktura kondensirovannykh plenok (Nauka, Moscow, 1972).
- [23] O.V. Sobol, A.A. Andreev, V.F. Gorban, A.A. Meylekhov, H.O. Postelnyk, V.A. Stolbovoy, Nano- and Electronic Physics 8(1), 01042 (2016) ([https://doi.org/10.21272/jnep.8\(1\).01042](https://doi.org/10.21272/jnep.8(1).01042)).
- [24] O.V. Sobol, A.A. Postelnyk, A.A. Meylekhov, A.A. Andreev, V.A. Stolbovoy, V.F. Gorban, Journal of nano- & electronic physics 9(3), 03003 (2017) ([https://doi.org/10.21272/jnep.9\(3\).03003](https://doi.org/10.21272/jnep.9(3).03003)).
- [25] O.V. Sobol, A.A. Andreev, V.A. Stolbovoi, V.E. Fil'chikov, Technical physics letters 38(2), 168 (2012). (<https://doi.org/10.1134/S1063785012020307>).
- [26] R. Hahn, M. Bartosik, R. Soler, Scripta Materialia 124, 67 (2016) (<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.06.030>).
- [27] P. Eh. Hovsepian, D.B. Lewis, Q. Luo, A. Farinotti, Thin Solid Films 488(1-2), 1 (2005) (<https://doi.org/10.1016/j.tsf.2005.03.016>).
- [28] Chang-Lin Liang, Guo-An Cheng, Rui-Ting Zheng, Hua-Ping Liu, Thin Solid Films 520, 813 (2011) (<https://doi.org/10.1016/j.tsf.2011.04.159>).
- [29] Yu X. Xu, Li Chen, Zi Q. Liu, Fei Pei, Yong Du, Surface and Coatings Technology 321, 180 (2017) (<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.04.057>).
- [30] M. Stueber, H. Holleck, H. Leiste, K. Seemann, S. Ulrich, C. Ziebert, Journal of Alloys and Compounds 483(1-2), 321 (2009) (<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.08.133>).

O.V. Sobol'¹, H.O. Postelnyk¹, N.V. Pinchuk¹, A.A. Meylekhov¹, M.A. Zhadko¹,
A.A. Andreev², V.A. Stolbovoy²

Influence of Bias Potential Magnitude on Structural Engineering of ZrN-Based Vacuum-Arc Coatings

¹National Technical University "Kharkiv Polytechnic Institute", Kharkiv, Ukraine, sool@kpi.kharkov.ua

²National Science Center "Kharkiv Institute of Physics and Technology", Kharkiv, Ukraine, stolbovoy@kipt.kharkov.ua

The creation of the scientific foundations for the structural engineering of ultrathin nanolayers in multilayer nanocomposites is the basis of modern technologies for the formation of materials with unique functional properties. It is shown that an increase in the negative bias potential (from -70 to -220 V) during the formation of vacuum-arc nanocomposites based on ZrN makes it possible not only to control the preferred orientation of crystallites and substructural characteristics, but also changes the conditions for conjugation of crystal lattices in ultrafine (about 8 nm) nanolayers.

Key words: vacuum arc, zirconium nitride, multilayer nanocomposites, X-ray structural analysis, nanostructure, interlayer conjugation, texture, substructure.