

ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ БАГАТОШАРОВИХ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ TiN-Mo₂N-ПОКРИТТІВ

Сердюк І. В.¹, Столбовий В. О.^{1,2}, Андрєсв А. О.¹, Бушля В. М.³, Кривошапка Р. В.¹

¹Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут»

²Харківський національний автомобільно-дорожній університет

³Лундський університет, Лунд, Швеція

Анотація. У сучасному машинобудуванні критично важливим є збільшення терміну служби різального інструмента. Оскільки надійність інструмента є ключем до зниження собівартості та підвищення конкурентоспроможності, ця робота була присвячена пошуку способів покращення його властивостей. Проаналізовано структуру й властивості багатошарових TiN-MoN-покривів, нанесених методом вакуумно-дугового осадження для суттєвого підвищення їх стійкості до утворення й поширення тріщин унаслідок різання.

Ключові слова: вакуумно-дугові покриття, морфологія, структурний стан, фізико-механічні властивості, мікротвердість, модуль пружності.

Вступ

Покриття TiN-Mo₂N найчастіше застосовуються для збільшення стійкості різальних інструментів у процесі оброблення сталей аустенітного класу, хромонікелевих і титанових сплавів, тобто важкооброблюваних матеріалів, в умовах різання яких покриття TiN малоефективні.

Покриття TiN-Mo₂N можуть успішно застосовуватися в обробленні малолегованих і конструкційних сталей і зазвичай удвічі-втричі збільшують стійкість інструментів під час роботи з такими матеріалами, якщо порівнювати з покриттями з нітриду титану. Відомо, що твердість і зносостійкість закономірно збільшується зі зменшенням розміру зерен до певної межі, яка визначається емпірично для кожного конкретного наноматеріалу.

Отже, у процесі управління дисперсністю зерен у кожному конкретному покритті можна керувати і його твердістю та міцністю.

Ефективним способом управління розміром кристалітів у напрямках, як у перпендикулярному, так і в площині покриття, виявився метод отримання багатошарових двофазних наноструктур.

У цьому разі в структурі наноматеріалу збільшується частка міжфазних поверхонь розділу щодо загального обсягу меж розділу, які суттєво впливають на властивості багатошарового покриття.

До матеріалів покриттів із високими функціональними властивостями (стійкість до окислення, корозії, коефіцієнт тертя тощо) належать такі сполуки, як V-N, Cr-N або Mo-N. Якщо брати найбільш перспективну за

механічними властивостями систему Mo-N з цього класу сполук, то з огляду на термодинаміку формування нітридів можна очікувати, що за відносно невисокого тиску азоту в процесі осадження термодинамічно більш вигідним є формування Mo₂N-фази порівняно з δ-MoN-фазою.

Наведені в роботі [1] результати демонструють, що за відносно невисокого загального тиску 50 % Ar + 50 % N₂ = 0,4 Па і потенціалу підкладки -50 В низький парціальний тиск азоту й висока швидкість осадження призводить до формування твердого розчину азоту в молібдені з ОЦК кристалічною ґраткою з упорядкованими в міжвузлах атомами азоту. У разі досягнення тиску азоту 0,08 Па і вище формується рівноважна β-Mo₂N-фаза з гексагональною кристалічною ґраткою. Формування γ-Mo₂N-фази з кубічною (структурний тип NaCl) ґраткою відбувається тільки за умови надлишку азоту й спостерігається, якщо тиск становить понад 0,15 Па.

Оскільки термостабільність Mo-N відносно невисока, то це робить їх досить нестійкими до розпаду за високих температур (понад 1000 K). Методом стабілізації властивостей у цьому разі можуть бути багатошарові системи з чергуванням шарів нітридів з більш високою термостабільністю, наприклад TiN.

Оскільки результати останніх досліджень [2] показують, що такі багатокомпонентні й багатошарові покриття перевершують за властивостями покриття TiN, які традиційно вже стали еталоном для порівняння, то набули актуальності питання, пов'язані з виявленням закономірностей структуроутворення

в багатокомпонентних і багатошарових вакуумно-дугових покриттях, що містять фази першого й другого класу TiN-Mo₂N [3, 4].

Аналіз публікацій

Аналіз публікацій і досвід попередніх досліджень продемонстрував, що нанощари нітриду титану з чергуванням нанощарів нітриду молібдену створюють композиційну систему TiN-Mo₂N, що підвищує рівень пластичності у покритті та може гальмувати розвиток тріщин в площині такого покриття. Багатошарові TiN-Mo₂N-покриття мають покращений опір руйнуванню порівняно з одношаровими покриттями, які містять композиційна система TiN і MoN. Проведені в цьому напрямі дослідження показали, що у вакуумно-дугових багатошарових покриттях найбільшу тріщиностійкість за умови збереження великої твердості й за механічних навантажень можна отримати в багатошарових покриттях із періодом шарів від 20 нм до 60 нм [5–7].

У цьому разі багатошаровий стан впливає на релаксацію напружень у шарах за малих періодів шарів від 10 до 30 нм. Однак у процесі приграничного перемішування твердість таких багатошарових систем може зменшуватись, що призведе до зниження механічних властивостей під час різання.

Мета й постановка завдання

Метою є дослідження структурного стану й фізико-механічних властивостей вакуумно-дугових багатошарових TiN-Mo₂N-покриттів.

Для досягнення поставленої мети необхідно проаналізувати вплив режимів осадження на структуру, напружено-деформований стан і фізико-механічні властивості багатошарового TiN-Mo₂N-покриття.

Методика

Багатошарові наноструктурні TiN-Mo₂N-покриття отримано методом вакуумно-дугового осадження на модернізованій установці типу «Булат-6». Для нанесення використовували два катоди – молібден (МЧВП) і титан (BT1-0), між якими здійснювалося періодичне перемикавання для формування багатошарової структури. Осадження виконували в азотвмісному середовищі за контрольованого тиску.

Матеріали й підготовка зразків

Як підкладки використовували:

- різальні твердосплавні пластини SECO;
- різальні пластини зі швидкорізальної сталі Р6М5;

- зразки-свідки зі сталі Х18Н10Т (20×20×3 мм).

Вакуумну камеру попередньо відкачували до $P = 0,3 \cdot 10^{-3}$ Па. Перед осадженням зразки очищували в ультразвуковій ванні та знежирювали органічним розчинником. Остаточне очищення та активацію поверхні здійснювали іонним бомбардуванням у газовому дуговому розряді, що забезпечувало поліпшення адгезії покриття.

Умови осадження

Осадження TiN-Mo₂N здійснювали, коли тиск азоту становив 0,4 Па, а струми дуги:

для Ti – 85 А;

для Mo – 110 А.

Шари формували поперемінним увімкненням випарників відповідно до програмного циклу, керованого командо-контролером. Тривалість осадження одного шару становила 5–20 с, що забезпечувало формування періодів 10–40 нм залежно від режиму. У процесі нанесення підкладки задавали негативний потенціал –40 В або –230 В, що давало змогу змінювати енергію іонів і ступінь подрібнення кристалітів.

Загальна тривалість осадження становила 60 хв, а товщина отриманих покриттів коливалася в межах 5–7 мкм, що є оптимальним значенням для інструментальних застосувань.

Методи дослідження

Рентгенівську дифракцію (XRD) впроваджено для визначення фазового складу, текстури й напружено-деформованого стану покриттів.

SEM застосовано для аналізу морфології поверхні, будови поперечного перерізу й візуалізації нанощарової структури.

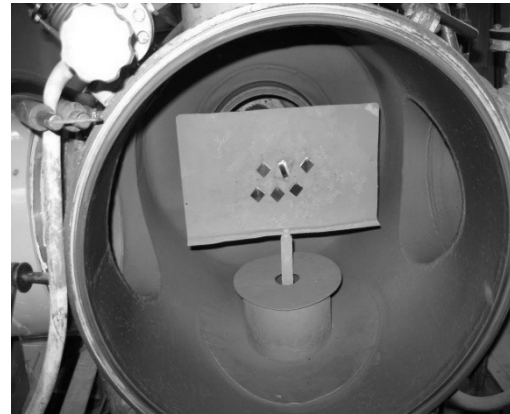
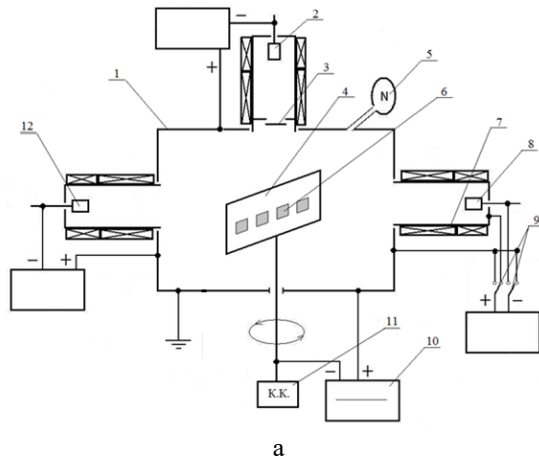
Мікротвердість і модуль пружності визначено методом інструментального індентування за стандартною методикою.

Елементний склад проаналізовано рентгенофлуорисцентним методом (XRF).

Для оцінювання експлуатаційних властивостей проведено виробничі випробування різальних пластин в умовах точіння сталі 45.

Для забезпечення достовірності отриманих показників усі кількісні властивості покриттів – мікротвердість, модуль пружності, параметри кристалічної ґратки та інтенсивності дифракційних піків – статистично оброблено.

Мікротвердість вимірювали методом інструментального індентування. Для кожного зразка було проведено не менше $n = 10$ інденцій на різних ділянках поверхні.

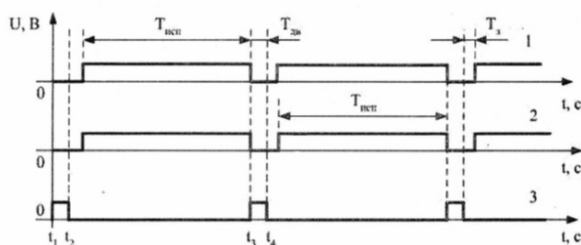


- 1 – вакуумна камера; 2 – вакуумно-дуговий випарник; 3 – металевий екран, який не пропускає іони металу, що випаровується; 4 – екран-тримач зразків; 5 – натікач азоту; 6 – зразки; 7 – корпус вакуумно-дугового випарника – анод для газового розряду; 8 – катод першого матеріалу; 9 – реле перемикачів; 10 – джерело постійної напруги; 11 – командо-контролер; 12 – катод другого матеріалу

Рис. 1. Принципова схема вакуумно-дугової установки типу «БУЛАТ-6» для нанесення нітридних покриттів з попереднім очищенням у газовому розряді (а), фотографія розташування зразків на підклад-котримачі (б)

Таблиця 1 – Параметри отримання TiN-Mo₂N-покриттів та їх властивості

Параметр	1	2	3	4	5	6
U _{пл} , В	-230	-230	-230	-40	-40	-40
Час осадження шарів, с	5	10	20	5	10	20
H, ГПа (вих.)	47	26	39	31	42	40
H, ГПа (відпал)	38	24	31	24	30	37
E, ГПа (вих.)	470	370	440	380	430	480
E, ГПа (відпал)	370	355	380	370	430	480
Співвідношення TiN-Mo ₂ N, об. %	90/10	60/40	80/20	TiN-100	60/40	60/40
Текстура	(111)	(111)	(111)	(200)	(200)	(200)
σ _{TiN} (σ _{Mo₂N}), ГПа	-3,9	-6,9	-2,63	-1,5	-5,7 (-3,9)	-13
a ₀ , нм	0,42618	0,42378	0,42517	0,4248	0,4242 γ-Mo ₂ N- 0,4169	0,4251



- 1 – перший випарник; 2 – другий випарник;
3 – електродвигуни обертання підкладки

Рис. 2. Режим роботи випарників та обертання підкладки електродвигуном [8]

Відтворюваність результатів залишалася високою: стандартне відхилення для мікротвердості становило 3–6 %.

Модуль пружності визначено тим самим методом, у цьому разі середнє значення E подано в табл. 1; статистичний розкид значень становив $\pm 8\text{--}12$ ГПа для більшості зразків.

Для кожного дифракційного піка оброблено:

- позицію піка (2θ),
- ширину на піввисоті (FWHM),
- інтегральну інтенсивність.

Похибка визначення періоду кристалічної ґратки становила:

$$\Delta a = \pm(1.0\text{--}1.5) \times 10^{-4} \text{ нм};$$

$$\Delta a = \pm(1.0\text{--}1.5) \times 10^{-4} \text{ нм}.$$

Похибка визначення об'ємної частки фаз становила $\pm 3\text{--}5$ об.%, що відповідає сучасним можливостям рентгеноструктурного

аналізу для багатофазних систем із близькими ґратковими параметрами.

Для XRF-вимірювань було взято до уваги поглинання й фонові поправки.

Похибка визначення масової частки елементів становила:

± 1.5 ат.% для Ti;

± 1.0 ат.% для Mo.

Це відповідає відтворюваності показників між незалежними серіями.

Результати дослідження

Отримано та досліджено TiN-Mo₂N-покриття завтовшки 5...7 мкм. Ця товщина є оптимальною для експлуатації на різальних інструментах.

Рентгенофлуорисцентний аналіз отриманих покриттів показав, що склад маси Ti- та Mo-атомів, що потрапляють у покриття, перебуває в інтервалі 51...56 ваг.% Mo і 49...44 ваг.% Ti. Це відповідає атомному співвідношенню Ti/Mo для зразків з малою та середньою товщиною шарів 2...10 нм Ti/Mo $\approx$ 60/40. Для більшого часу нанесення шарів ($\tau = 20$ с), якщо товщина шарів приблизно 20 нм, це співвідношення зміщується до Ti/Mo $\approx$ 70/30.

У табл. 1 наведено перелік досліджених зразків і вихідні фазово-структурні властивості й напружений стан за результатами рентгеноструктурного випробування (температура відпалу 800 °C у вакуумі).

Багатошарові вакуумно-дугові TiN-Mo₂N-покриття із шарами завтовшки 10 нм.

Для цієї серії за потенціалу підкладки $U_{\text{п}} = -40$ В осаджуються багатошарові покриття, що мають одну фазу з кубічною ґЦК-ґраткою (структурний тип NaCl) (рис. 3).

У цьому разі чергування металевих Ti- та Mo-випарників у процесі нанесення в азотному середовищі призводить до пошарового формування TiN- і Mo₂N-шарів у покритті зі співвідношенням товщини, близьким до атомного співвідношення металевих атомів, якому за результатами елементного аналізу відповідає співвідношення Ti/Mo, що дорівнює 60/40.

Період кубічної ґратки Mo₂N становить 0,419 нм, тобто менший, ніж у разі TiN. Це сприяє епітаксійному зростанню напружень стиску в TiN-шарах і супроводжується зменшенням періоду в ненапруженому перетині до 0,4248 нм.

За потенціалу підкладки -230 В осаджуються двофазні покриття з кристалічною ґЦК-ґраткою. Причиною появи двофазного

стану в цьому разі є інтенсивне іонне бомбардування, що сприяє подрібненню зерен і початку утворення границь.

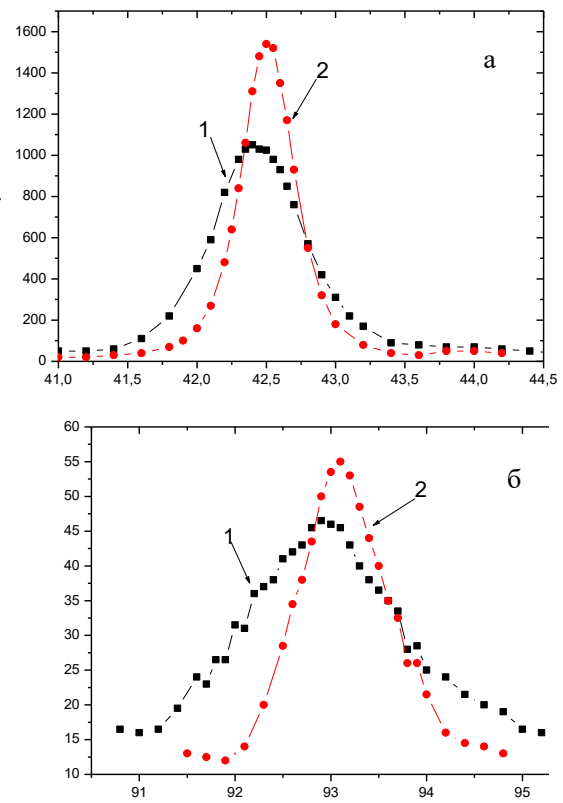


Рис. 3. Порівняльні спектри дифракційних піків для двох порядків відображення від площини текстури (200) (а) та (400) (б) до (крива 1) і після (крива 2) відпалювання

Виникнення окремих шарів Mo₂N з кубічною ґраткою і, відповідно, утворення границі призводить до зростання напруження в TiN-фазі та збільшення періоду в ненапруженому перетині.

Дослідження мікроструктури покриттів продемонструвало, що осередки на поверхні покриттів виражені більш рельєфно, якщо потенціал -230 В (рис. 4).

На рис. 5 зображено поперечний переріз наноструктурного покриття й видно нанорозмірні шари: TiN – темні ділянки, що чергуються, і MoN – світлі ділянки, добре помітні в разі збільшення.

Для багатошарових вакуумно-дугових TiN-Mo₂N-покриттів із шарами завтовшки 40 нм властиве формування двофазного структурного стану із середнім вмістом TiN і γ -Mo₂N кубічних фаз 60 об.% – 40 об.%, що близько до результатів рентгенофлуорисцентного елементного аналізу атомних відсотків, що становлять металеві атоми.

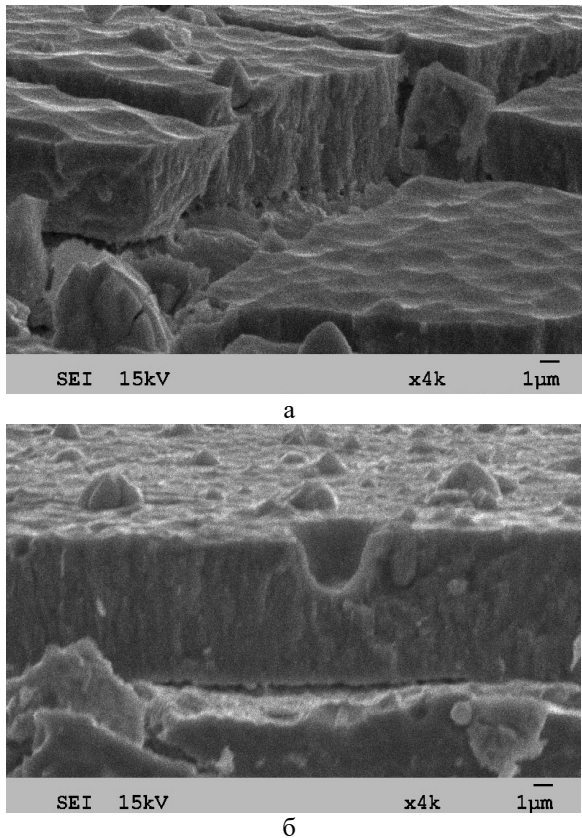


Рис. 4. SEM-зображення бокової поверхні зламів багатшарового покриття $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$ за умови потенціалів підкладки -230 В (а) і -40 В (б)

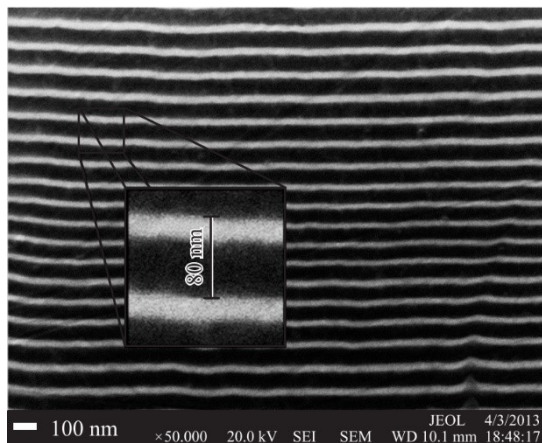


Рис. 5. SEM-зображення фрагмента перерізу багатшарового наноструктурного $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$ -покриття з періодом 80 нм

Багатшарові вакуумно-дугові $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$ -покриття з шарами завтовшки 40 нм .

Такі покриття з шарами TiN , що чергуються з шарами Mo_2N , виявляються двофазними (рис. 6). Об'ємний вміст фази нітриду молібдену до відпалювання 20% . Водночас після відпалювання об'ємний вміст фаз досить точно відповідає очікуваному за результатами елементного аналізу $70\% \text{ TiN} - 30\% \text{ Mo}_2\text{N}$.

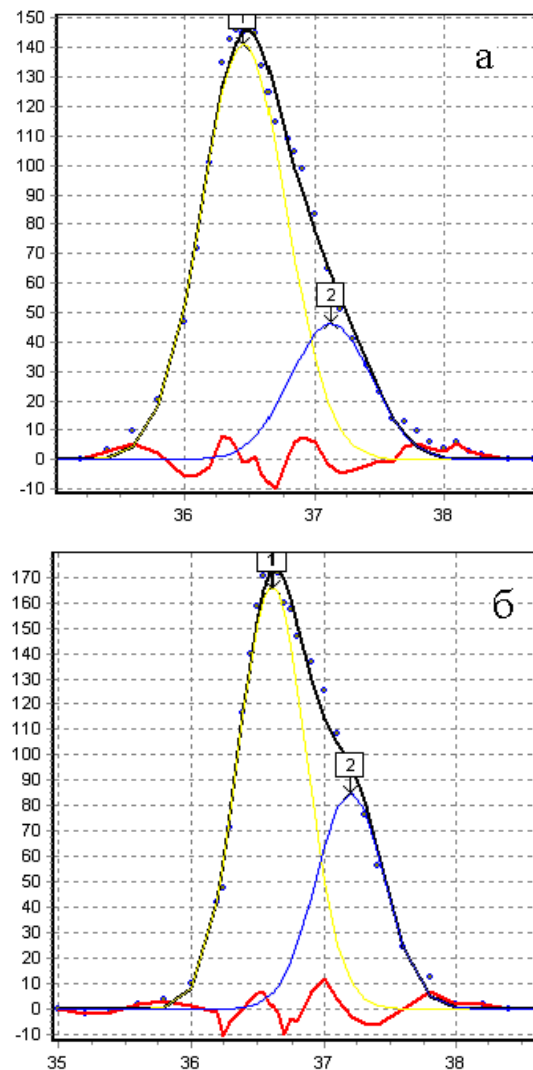


Рис. 6. Розподіл дифракційних спектрів на складові піки від двох фаз $(111) \text{ TiN}$ і $(111) \gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ до відпалювання (а) й після (б)

Такий факт можна пояснити появою в покриттях більшої розмитості міжфазних границь, що підсилює внесок у дифракційний ефект фази з великим об'ємним вмістом, у цьому разі фази нітриду титану. Через розмиту границю фазовий склад відповідає елементному після відпалювання, коли значно зменшується питомий внесок міжфазних границь унаслідок переходу матеріалу приграничних ділянок з аморфноподібного в кристалічний стан.

На рис. 7 наведені рентгенодифракційні спектри від багатшарових покриттів $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$, отриманих за умови потенціалу на підкладці -230 В , як за відсутності, так і в разі додаткового використання високовольтного височастотного імпульсного потенціалу.

Видно, що для всіх режимів властиве формування переважної орієнтації кристалітів з

площиною (111), паралельною поверхні зростання.

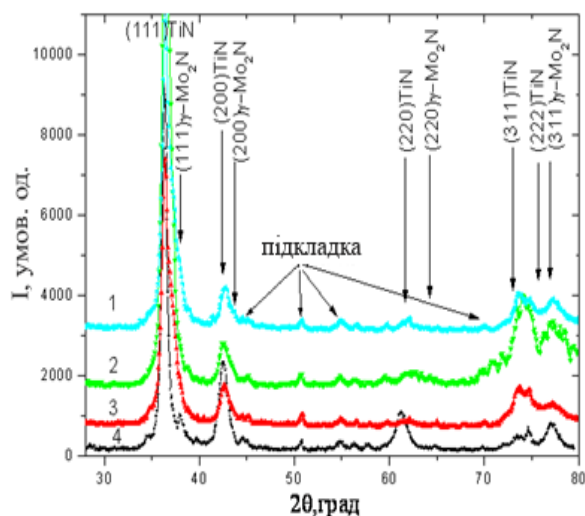


Рис. 7. Ділянки дифракційних спектрів багатошарових TiN-Mo₂N-покриттів, отриманих у процесі подання постійного потенціалу -230 В: кожний шар завтовшки 20 нм (криві 1 і 3), 40 нм (крива 2) і 4 нм (крива 4)

Мінімізація повної енергії в плівці досягається внаслідок «вибудовування» таких площин перпендикулярно напрямку зростання системи загалом. Зі збільшенням товщини шарів ступінь текстурування, що визначається за відносної інтенсивності дифракційного піку (111), збільшується.

Формування текстури (111) в TiN-шарах супроводжується утворенням переважної орієнтації (311) в шарах нітриду молібдену. Зменшення постійного потенціалу, що подається на підкладку за умови нанесення від $U_n = -230$ В до -40 В призводить до утворення іншого типу текстури з площиною (200), паралельною поверхні зростання, що відповідає мінімізації для цього типу кристалічної ґратки вільної поверхневої енергії (рис. 7). Зі збільшенням товщини шарів відбувається явне виділення двофазності багатошарового покриття. У цьому разі характер зсуву дифракційних піків свідчить про високу деформацію стиску в TiN-шарах і значно меншу деформацію в шарах γ -Mo₂N.

Поява значного питомого обсягу міжфазних границь через високий вміст другої γ -Mo₂N-фази супроводжується розвитком високих стискаючих напружень у нітриді титану та досягненням твердості 32 ГПа (рис. 8, а). Для зразків з покриттями TiN-Mo₂N за умови шару завтовшки приблизно 20 нм об'ємний вміст фаз відповідає 70 ат.% TiN і 30 ат.% Mo₂N. Збільшення товщини

шару до 40 нм призводить до зростання об'ємної частки Mo₂N до 40 %, якщо твердість становить 26 ГПа і модуль пружності – 392 ГПа (рис. 8, б).

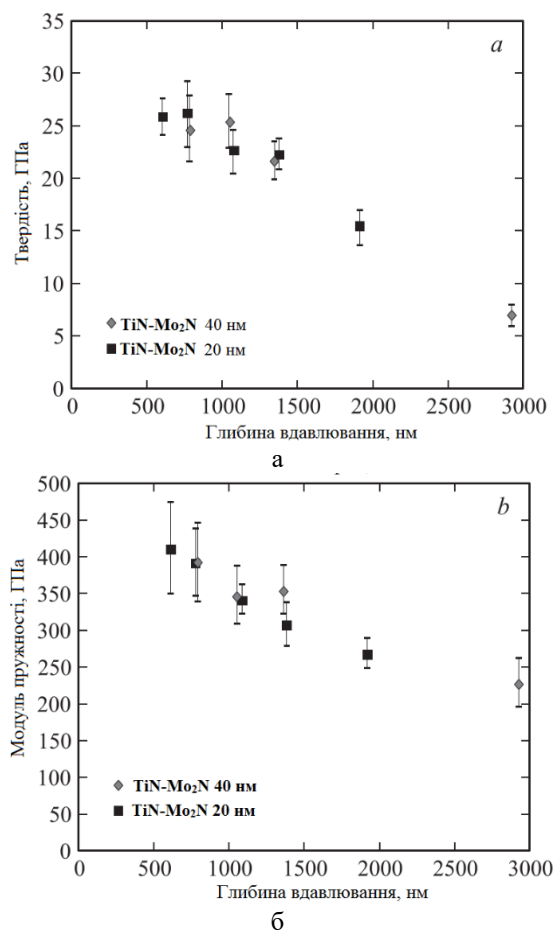


Рис. 8. Залежність мікротвердості H (а) та модуля пружності E (б) TiN-Mo₂N-покриття за умови товщини шару 20 нм та 40 нм глибини вдавлювання індентора

Для дослідження стійкості різальних пластин із швидкорізальної сталі Р6М5 з покриттями TiN-Mo₂N було проведено виробничі випробування способом точіння сталі 45. Випробуванням піддавалися пластини без покриття та з покриттям TiN-Mo₂N, що були нанесені на передню поверхню різців. Результати випробувань подано на рис. 9.

Дослідження продемонстрували збільшення ресурсу роботи різальної пластини з покриттям TiN-Mo₂N. Як видно з рис. 9, за меншої швидкості різання та більшого подання працездатність різця з покриттям TiN/Mo₂N учетверо більша, ніж різця без покриття. Знос для непокритої пластини мав катастрофічний характер, утворення задирів і виривів, а для пластини з TiN-Mo₂N – рівномірний абразивно-адгезійний знос без руйнування різальної кромки.

На основі SEM-фотографій різальних крайок було визначено домінуючі типи зносу. Адгезійний знос спостерігався у вигляді локальних прикипань і перенесення матеріалу заготовки на передню поверхню. У непокритих пластин адгезійний знос був основним і призводив до швидкого руйнування різальної кромки.

У покриттях TiN-Mo₂N адгезійні явища значно зменшувалися завдяки низькому коефіцієнту тертя Mo₂N, стабільності γ-Mo₂N за високих температур та зниженню схильності TiN до реакційного зварювання.

Абразивний знос спостерігався у вигляді борозен і подряпин уздовж напрямку різання: у покритих пластин – рівномірний, контрольований, без різкого поглиблення; у непокритих – інтенсивний через вищу пластичність Р6М5 під час нагрівання.

На пластинках без покриття спостерігалось утворення оксидної плівки за температур понад 500 °С, що спричиняло розшарування матеріалу. Тоді як TiN-Mo₂N-покриття утворювали стабільну TiO₂-плівку та тонкий шар MoO₃, що уповільнювало термоокиснювальний знос.

Для непокритих пластин мав місце значний кратерний знос, спричинений дифузійним перенесенням Fe і Co.

Для покриттів TiN-Mo₂N кратерний знос мінімальний, що пов'язано зі стабільністю кубічної γ-Mo₂N та відсутністю активної дифузії за робочих температур.

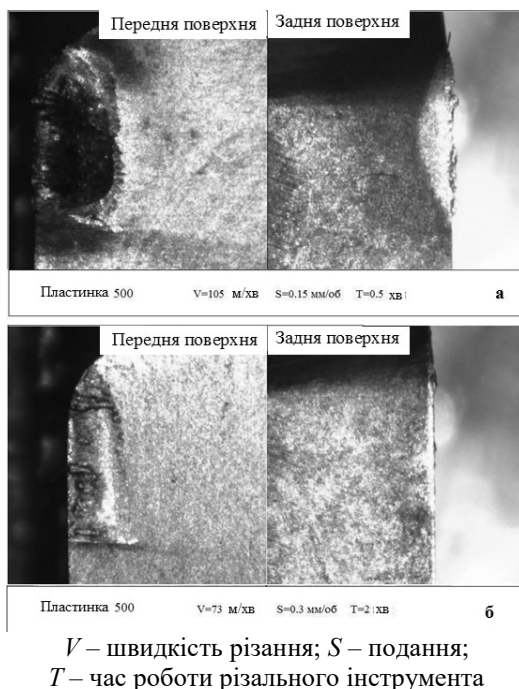


Рис. 9. Фотографії різця без покриття (а) та з покриттям TiN-Mo₂N (б)

На рис. 10 подано фото різальної твердосплавної пластини, що встановлена на верстаті. Різальну кромку можна розділити на дві частини: передню сторону, яка контактує зі стружкою та відгинає її від заготовки, і бокову сторону, що контактує лише із заготовкою.

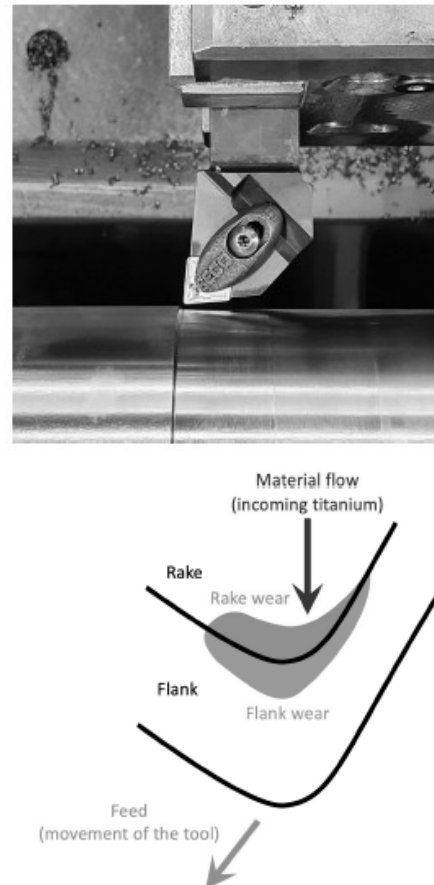


Рис. 10. Розміщення різального твердосплавного інструмента під час оброблення титанового сплаву (вгорі), визначення передньої та бокової сторони зі стрілками, що показують потік матеріалу й подання (внизу)

На рис. 11 подано фотографії різальної кромки інструмента з багатошаровим TiN-Mo₂N-покриттям до й після випробувань. Встановлено довжину зносу передньої та бокової сторони різальної пластини.

Встановлено, що відбувається досить плавне зношення покриття в процесі різання. Це передбачає продуктивність інструмента й збільшення ресурсу роботи інструмента, що контролює кінцевий стан поверхні матеріалу, який піддається обробленню (рис. 12).

Використання інструмента з багатошаровим TiN-Mo₂N-покриттям призводить до збільшення ресурсу роботи інструмента, а саме: кратер зростає в довжину й глибину, а боковий знос буде ставати все глибшим і довшим (але залишатиметься плоским).

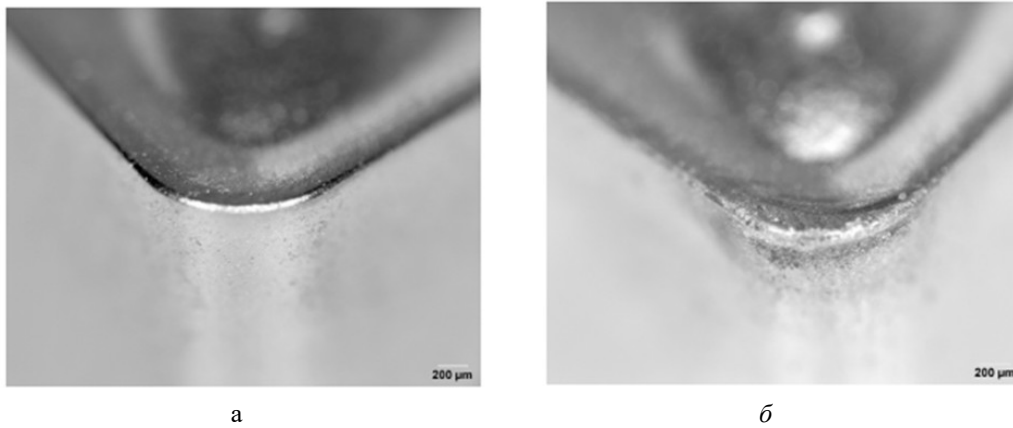


Рис. 11. Фотографія різальної кромки твердосплавного інструмента з багат шаровим $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$: до випробувань (а), після різання (б)

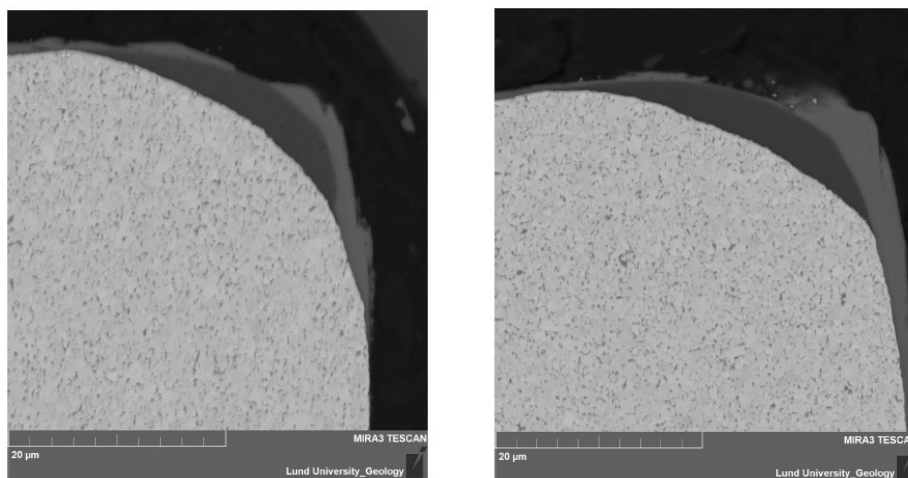


Рис. 12. Плавне зношення різальної кромки інструмента з багат шаровим $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$ -покриттям: форма покриття збігається з підкладкою (а); форма покриття не збігається з підкладкою (б)

Це означає, що інструмент поступово й безперервно зношується до кінця терміну служби, що дає змогу встановити й використовувати критерій зносу.

Для оцінювання ефективності цієї системи результати порівняно із властивостями інших покриттів з аналогічним структурним принципом – $\text{CrN-Mo}_2\text{N}$ та $\text{TiAlN-Mo}_2\text{N}$.

Відомо, що додавання Mo_2N у структуру CrN сприяє зниженню коефіцієнта тертя, покращенню ударної стійкості та зменшенню напружень у приповерхневій зоні. Для систем $\text{CrN-Mo}_2\text{N}$ приріст стійкості різального інструмента під час точіння конструкційних сталей зазвичай становить 3–4 рази, що відповідає результатам, отриманим для $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$. На відміну від $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$, система $\text{CrN-Mo}_2\text{N}$ забезпечує кращу корозійну стійкість і стабільність у вологих середовищах, однак поступається за максимальною твердістю та високотемпературною стабільністю [9].

Якщо порівнювати з $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$, система $\text{TiAlN-Mo}_2\text{N}$ забезпечує кращу термічну стабільність, але вища жорсткість може спричинити мікротріщини внаслідок ударних навантажень, і система вимагає більш точного контролю параметрів осадження для формування регулярної наночислової структури [10].

Отже, система $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$ демонструє експлуатаційні характеристики, що відповідають рівню найбільш ефективних сучасних багат шарових покриттів. Доцільність $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$ аналогічна до $\text{CrN-Mo}_2\text{N}$ і наближається до системи $\text{TiAlN-Mo}_2\text{N}$, яка є однією з найбільш термостійких серед PVD-покриттів.

Отриманий приріст стійкості вчетверо підтверджує високу перспективність застосування $\text{TiN-Mo}_2\text{N}$ для різального інструмента із швидкорізальних сталей у процесі оброблення середньовуглецевих сталей.

Висновки

1. Унаслідок проведення наукових досліджень і промислових випробувань розв'язано питання з виявлення закономірностей формування зміцнювальних багатопшарових наноструктурних вакуумно-дугових TiN-Mo₂N-покриттів для поліпшення функціональних властивостей різального інструмента й підвищення його надійності.

2. Установлено, що багатопшарові покриття TiN-Mo₂N поряд з фазою TiN містять кубічну фазу γ -Mo₂N, у цьому разі мікротвердість може досягати 47 ГПа за найменшої товщини шару 10 нм, що дає змогу підвищити працездатність різального інструмента з покриттям TiN-Mo₂N учетверо, якщо порівнювати з різальним інструментом без покриття.

3. Продемонстровано, що мала товщина шарів (близько 10 нм) приводить до епітаксійного зростання ізоструктурних кубічних модифікацій нітриду титану й нітриду молібдену без утворення двофазного стану, а в разі збільшення товщини до 20 нм приводить до формування двофазного матеріалу, де другою фазою є ізоструктурний до нітриду титану нітрид молібдену.

4. Збільшення товщини шарів від 10 до 20 нм підвищує термічну стабільність TiN-Mo₂N-покриттів до відпалювання за температури 800 °C. Для всього інтервалу товщини шарів 10...20 нм високотемпературне відпалювання не змінює фазовий склад покриттів, залишаючи нітрид молібдену в метастабільному γ -Mo₂N-стані з кубічною ґраткою.

Висловлення подяки

Автори висловлюють подяку кафедрі матеріалознавства Національного технічного університету «Харківський політехнічний інститут» за проведення рентгеноструктурних досліджень.

Література

1. Yu. Xiang et al. Investigation of Ti/TiN multilayered films in a reactive mid-frequency dual-magnetron sputtering. *Applied Surf. Science*. 2007, v. 253, p. 3705–3711. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2006.08.002>
2. Juergen M. Lackner. Industrially-scaled room-temperature pulsed laser deposition of Ti-TiN multilayer coatings. *Journal of Physics: Conference Series*. 2007, v. 59, p. 16–21. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/59/1/004>
3. Lin G. et al. Factors Affecting Microhardness of Ti/TiN Multilayer Films Deposited by Pulsed Bias Arc Ion Plating. *Plasma Process Polym.* 2007, v. 4, p. S120–S123. <https://doi.org/10.1002/ppap.200730502>

4. Сердюк І. В., Столбовий В. О., Доломанов А. В., Домнич В. М. Модернізація технології вакуумно-дугового нанесення багатопшарових наноструктурних покриттів. *Металофізика та новітні технології*, т. 44, № 4, pp. 547–563, (2022). <https://doi.org/10.15407/mfint.44.04.0547>
5. Sisoiev Iu., Serdiuk I., Dolomanov A., Kovteba D. Generator of gas mixtures for ion-plasma technologies. *Problems of atomic science and technology. Series: Physics of Radiation Effect and Radiation Materials Science*. 2017, № 2 (109), pp. 178–183.
6. Veprek S., Veprek-Heijman M. G. J., Karvankova P., Prochazka J. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites. *Thin Solid Films*. 2005, v. 476, p. 1–29. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2004.10.053>
7. Koshy R. A., Graham M. E., Marks L. D. Synthesis and characterization of CrN/Mo₂N multilayers and phases of Molybdenum nitride. *Surf. Coat. Tech.* 2007, 202, p. 1123–1128.
8. Руденко В. П., Столбовий В. О., Сердюк І. В., Карتماзов К. Г. Система управління нанесенням надтвердих нанопшарових вакуумно-дугових покриттів. *Східно-Європейський журнал передових технологій*. 2010, № 6/1 (48), с.66–69.
9. Beltrami M., Mavrič A., Dal Zilio S., Fanetti M., Kapun G., Lazzarino M., Sbaizero O., Čekada M. A Comparative Study of Nanolaminate CrN/Mo₂N and CrN/W₂N as Hard and Corrosion Resistant Coatings. *SSRN*. 2022. No. 1; 35 p.
10. Tomaszewski Ł., Gulbiński W., Urbanowicz A., Suszko T., Lewandowski A. TiAlN based wear resistant coatings modified by molybdenum addition. *Vacuum*. 2015; 121:223–229.

References

1. Yu. Xiang et al. Investigation of Ti/TiN multilayered films in a reactive mid-frequency dual-magnetron sputtering. *Applied Surf. Science*. 2007, v. 253, p. 3705–3711. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2006.08.002>
2. Juergen M. Lackner. Industrially-scaled room-temperature pulsed laser deposition of Ti-TiN multilayer coatings. *Journal of Physics: Conference Series*. 2007, v. 59, p. 16–21. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/59/1/004>
3. Lin G. et al. Factors Affecting Microhardness of Ti/TiN Multilayer Films Deposited by Pulsed Bias Arc Ion Plating. *Plasma Process Polym.* 2007, v. 4, p. S120–S123. <https://doi.org/10.1002/ppap.200730502>
4. Сердюк І. В., Столбовий В. О., Доломанов А. В., Домнич В. М. Модернізація технології вакуумно-дугового нанесення багатопшарових наноструктурних покриттів. *Металофізика та новітні технології*, т. 44, № 4, pp. 547–563, (2022). <https://doi.org/10.15407/mfint.44.04.0547>
5. Sisoiev Iu., Serdiuk I., Dolomanov A., Kovteba D. Generator of gas mixtures for ion-plasma

- technologies. *Problems of atomic science and technology. Series: Physics of Radiation Effect and Radiation Materials Science*. 2017, № 2 (109), pp. 178–183.
6. Veprek S., Veprek-Heijman M. G. J., Karvan-kova P., Prochazka J. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites. *Thin Solid Films*. 2005, v. 476, p. 1–29. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2004.10.053>
 7. Koshy R. A., Graham M. E., Marks L. D. Synthesis and characterization of CrN/Mo₂N multilayers and phases of Molybdenum nitride. *Surf. Coat. Tech.* 2007, 202, p. 1123–1128.
 8. Руденко В. П., Столбовий В. О., Сердюк І. В., Карتماзов К. Г. Система управління нанесенням надтвердих наношарових вакуумно-дугових покриттів. *Східно-Європейський журнал передових технологій*. 2010, № 6/1 (48), с.66–69.
 9. Beltrami M., Mavrič A., Dal Zilio S., Fanetti M., Kapun G., Lazzarini M., Sbaizero O., Čekada M. A Comparative Study of Nanolaminate CrN/Mo₂N and CrN/W₂N as Hard and Corrosion Resistant Coatings. *SSRN*. 2022. No. 1; 35 p.
 10. Tomaszewski Ł., Gulbiński W., Urbanowicz A., Suszko T., Lewandowski A. TiAlN based wear resistant coatings modified by molybdenum addition. *Vacuum*. 2015; 121:223–229.

Сердюк Ірина Віталіївна¹, канд. техн. наук, ст. наук. співроб. відділу інтенсивних вакуумно-плазмових технологій, тел. +38 095 603-10-69, iraserduk@kipt.kharkov.ua;

Столбовий В'ячеслав Олександрович^{1,2}, д-р техн. наук, професор кафедри технології металів і матеріалознавства імені О. М. Петриченка, тел. +38 063 573-18-96, stolbovoy@kipt.kharkov.ua;

Андрєєв Анатолій Опанасович¹, д-р техн. наук, пров. наук. співроб. відділу інтенсивних вакуумно-плазмових технологій, тел. +38 066 023-84-41, aandreev@kipt.kharkov.ua;

Бушля Володимир Миколайович³, канд. техн. наук, ст. наук. співроб. кафедри машинобудівних наук, тел. +46703611-804, volodymyr.bushlya@iprod.lth.se;

Кривошапка Руслан Васильович¹, аспірант, тел. +38 093 201-90-35, kryvoshapkarv@gmail.com.

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

²Харківський національний автомобільно-дорожній університет, 25, вул. Ярослава Мудрого, м. Харків, 61002, Україна.

³Лундський університет, вул. Сангтан, 3, Лунд, S-22100, Швеція.

Physical and mechanical properties of multilayer vacuum-arc TiN-Mo₂N coatings

Abstract. Problem. One of the critical challenges in modern mechanical engineering is to enhance the operational durability and reliability of cutting tools under conditions of high mechanical and thermal loads. Traditional single-layer coatings such as TiN, despite their widespread use, often fail to provide sufficient wear and oxidation resistance during the machining of hard-to-cut materials. The search for advanced protective coatings has therefore shifted toward multilayer nanostructured systems, in which alternating layers of nitrides with different physical and thermodynamic properties can provide a synergistic strengthening effect. This research addresses the problem of determining the formation regularities, structural evolution, and mechanical performance of vacuum-arc multilayer TiN-Mo₂N coatings aimed at improving tool performance and extending service life. **Goal.** The purpose of this study is to establish the relationship between deposition parameters, layer thickness, and resulting phase composition and mechanical behavior of multilayer TiN-Mo₂N coatings. The goal is to enhance their hardness, thermal stability, and resistance to fracture propagation to ensure improved functionality and reliability of coated cutting tools. **Methodology.** The coatings were produced using vacuum-arc deposition with controlled nitrogen atmosphere. Structural characterization was performed using X-ray diffraction and electron microscopy, while microhardness was determined by indentation testing. The evolution of phase composition was analyzed as a function of bilayer period (10–20 nm). Thermal stability was evaluated after annealing up to 800 °C. The analysis focused on the mechanisms of epitaxial growth, phase stabilization, and the role of layer thickness in maintaining the metastable cubic γ -Mo₂N phase. **Results.** The study established that multilayer TiN-Mo₂N coatings consist of alternating TiN and cubic γ -Mo₂N phases. When the individual layer thickness is about 10 nm, epitaxial growth occurs between isostructural cubic modifications of titanium and molybdenum nitrides, forming a single-phase nanostructure without distinct interfaces. Increasing the bilayer period to 20 nm leads to the formation of a two-phase composite material, where γ -Mo₂N remains isostructural to TiN. The coatings exhibit a high microhardness of up to 47 GPa at a 10 nm layer thickness, which significantly exceeds that of conventional TiN coatings. The cutting tool coated with TiN-Mo₂N demonstrated a fourfold improvement in operational life compared with uncoated tools. Furthermore, increasing the layer thickness from 10 nm to 20 nm enhances thermal stability up to 800 °C, without altering the phase composition. Throughout this temperature range, the Mo₂N phase retains its metastable cubic γ -structure, confirming high thermal resistance and phase stability. **Originality.** The novelty of this research lies in revealing the fundamental mechanisms of epitaxial growth and phase stabilization in multilayer TiN-Mo₂N nanostructures ob-

tained by vacuum-arc deposition. It was shown for the first time that controlled modulation of layer thickness in the 10–20 nm range allows tailoring of hardness, phase composition, and thermal stability through precise control of interface interactions between isostructural nitrides. **Practical Value.** The developed multilayer TiN-Mo₂N coatings are highly promising for application in cutting tools operating under severe mechanical and thermal conditions. Their exceptional hardness, enhanced oxidation resistance, and structural stability at elevated temperatures provide a fourfold increase in tool life. These findings contribute to the development of advanced protective coating technologies, enabling higher productivity and cost efficiency in metal-cutting industries.

Keywords: vacuum arc coatings, morphology, structural state, physical and mechanical properties, microhardness, elastic modulus.

Serdiuk Iryna Vitaliivna¹, PhD, Senior Researcher of Department of Intense Vacuum Plasma Technologies, tel.+38 095 603-10-69, iraserduk@kipt.kharkov.ua;

Stolbovyi Viacheslav Oleksandrovich², Doctor of Science, Professor of Department of Metal Technology and Materials Science named after O. M. Petrichenko, tel.+38 063 573-18-96, stolbovoy@kipt.kharkov.ua;

Andreev Anatolij Opanasovich¹, Doctor of Science, Leading Researcher of Department of Intense Vacuum Plasma Technologies, tel.+38 066 023-84-41, aandreev@kipt.kharkov.ua;

Bushlya Volodymyr Mykolayovych³, PhD, Senior Researcher of Department of Mechanical Engineering Sciences, tel.+46 703 611-804, volodymyr.bushlya@iprod.lth.se;

Kryvoshapka Ruslan Vasyl'ovych¹, PhD Student, tel.+38 093 201-90-35, kryvoshapkarv@gmail.com.

¹NSC KIPT, 1, Akademicheskaya str., Kharkiv, 61108, Ukraine.

²Kharkiv National Automobile and Highway University, 25, Yaroslava Mudrogo str., Kharkiv, 61002, Ukraine.

³Lund University, Sandgatan, 3, Lund, S-22100, Sweden.
