

УДК 544.023:620.178

СТРУКТУРА І ТРИБОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВАКУУМНО-ДУГОВИХ ПОКРИТТІВ MoN

*І. О. КЛИМЕНКО¹, В. А. БІЛОУС¹, В. Я. ПОДГУРСЬКА², М. М. ШВЕД²,
Г. М. ТОЛМАЧОВА¹, І. В. КОЛОДІЙ¹, В. Д. ОВЧАРЕНКО¹,
М. Г. ІЩЕНКО³, І. М. БАБАЄВ³, О. С. КУПРІН¹*

¹ Національний науковий центр "Харківський фізико-технічний інститут";

² Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

³ АТ "Українські енергетичні машини", Харків

Досліджено вплив режиму осадження і умов випробування на структуру і трибологічні властивості вакуумно-дугових покриттів MoN. Встановлено, що за напруги зміщення в діапазоні $-30...-70$ V на підкладці зі сталі 15X12ВНМФ формуються покриття товщиною $10\text{ }\mu\text{m}$ на основі гексагонального нітриду молибдену $\delta\text{-MoN}$ з високими нанотвердістю (до $34,7\text{ GPa}$) і модулем пружності (до 471 GPa). Випробування трибопар "пластина з покриттям-кулька" за використання керамічних (Al_2O_3) і сталевих (ShKh15) кульок $\varnothing 10\text{ mm}$ без і з покриттями CrN, TiN і MoN товщиною $10\text{ }\mu\text{m}$ засвідчили, що покриття, осаджене за напруги зміщення -70 V , має найкращі властивості, а за трибологічними характеристиками при 20°C оптимальною є пара "пластина з покриттям MoN-кулька з покриттям TiN". При 500°C опір зношуванню покриття MoN стрімко знижується, що пов'язано з його термічною нестабільністю і перетворенням за впливу контактних напружень в оксид молибдену.

Ключові слова: покриття MoN, вакуумно-дугове осадження, напруга зміщення, структура, опір зношуванню, температура випробування, матеріал контртіла.

The influence of the deposition mode and test conditions on the structure and tribological properties of vacuum-arc MoN coatings was investigated. It was found that at bias voltages in the range of $-30...-70\text{ V}$, coatings with a thickness of $10\text{ }\mu\text{m}$ based on hexagonal molybdenum nitride $\delta\text{-MoN}$ with high nanohardness (up to 34.7 GPa) and elastic modulus (up to 471 GPa) are formed on a substrate made of 15Kh12VNMF steel. Tests of "coated plate-ball" tribopairs using ceramic (Al_2O_3) and steel (ShKh15) balls $\varnothing 10\text{ mm}$ without and with CrN, TiN and MoN coatings with a thickness of $10\text{ }\mu\text{m}$ show that the coating deposited at a bias voltage of -70 V has the best properties, and by the tribological characteristics at 20°C the "plate with MoN coating-ball with TiN coating" pair is optimal. At 500°C the wear resistance of the MoN coating decreases rapidly, which is associated with its thermal instability and transformation under the influence of contact stresses into molybdenum oxide.

Keywords: MoN coating, vacuum arc deposition, bias voltage, structure, wear resistance, test temperature, counterbody material.

Вступ. Паротурбінне обладнання теплових і атомних електростанцій має тривалий термін служби: на ТЕС досягає 30 і більше років, а на АЕС – 50 років [1]. Турбіна оснащена одним запірним і чотирма регулювальними клапанами високого тиску, а також двома блоками запірно-регулювальної арматури на вході в циліндри високого і середнього тиску. Шток, вали, втулки, сидла і клапани цього обладнання виготовлені зі сталі 15X12ВНМФ. Відомі часті випадки їх пошко-

Контактна особа: О. С. КУПРІН, e-mail: alexkuprin1983@gmail.com

дження внаслідок попадання металевих частин у зону контакту і загальної ерозії поверхонь, що труться.

Іонно-плазмовим обробленням та нанесенням захисних покриттів можна подовжити термін служби різних типів деталей [2, 3]. Наприклад, йонно-плазмове азотування з подальшим осадженням покриття Mo_2N успішно застосовували, щоб відновити деталі парових турбін зі сталі 25CrMoV [4]. Таке покриття, нанесене вакуумно-дуговим методом, почали використовувати ще в 1970 р. для захисту деталей машин від зношування [5]. Поверхня поршня дизельного двигуна, покрита нітридом молібдену MoN методом дугового осадження, також продемонструвала високу зносотривкість [6].

Вакуумно-дуговим методом можна осаджувати нітрид молібдену з різними стехіометрією та кристалічною структурою: кубічною ($\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$) і гексагональною ($\delta\text{-MoN}$) [7]. За тиску азоту вище 1,2 Па утворюється багата азотом фаза $\delta\text{-MoN}$; нижче 1,2 Па – суміш фаз $\delta\text{-MoN}$ і $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$. Зі зниженням його тиску до 0,4 Па збільшується вміст кубічної фази в покритті, а нижче 0,4 Па осаджується лише фаза $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ [8]. Подібні зміни в структурі покриттів системи Mo–N залежно від тиску азоту спостерігали раніше [9]. Відомо, що енергія йонів визначає структуру і властивості покриттів, а напруга зміщення на підкладці U_b – енергію осаджених йонів [10]. Тому залежно від значення U_b у покриттях також можуть утворюватися різні фази [11]. Підвищена напруга зміщення підкладки ініціює розпилення покриття, що спричиняє зменшення кількості атомів азоту та появу в покритті кубічної фази $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ [9]. Згідно з результатами праці [9] фаза $\gamma\text{-Mo}_2\text{N}$ формується, якщо $U_b = -70$ V, а за результатами праці [12] для цього необхідно -150 V і вище. Цей технологічний параметр також суттєво впливає на залишкові напруження в покриттях. У покритті MoN, осадженому при $U_b = -150$ V, вони вдвічі більші, ніж у покритті Mo_2N , нанесеному при -250 V [13].

Подвійна система Mo–N ефективна для поліпшення трибологічних властивостей твердих покриттів, оскільки здатна за підвищених температур утворювати т. зв. мастильні оксиди (часто їх також називають фазами Магнелі) [14]. Температура початку окиснення покриттів Mo_2N становить від 350 до 400°C [15]. Відомо також [16], що внаслідок трибоокиснення триоксид молібдену (MoO_3) формується при 250°C і цей процес триває до 400°C. Встановлено, що коефіцієнт тертя пари “оксид MoO_3 –керамічна кулька” становить 0,3...0,7 [14, 16, 17], але у парі зі сталеву кулькою він вищий [14]. Вважають, що захисні властивості покриттів системи Mo–N обмежені температурою 500°C, оскільки фаза Магнелі типу MoO_3 легка і починає випаровувати вище 550°C [18].

Виявлено, що питома швидкість зношування покриття системи Mo–N у парі з керамічною кулькою є в діапазоні $1 \cdot 10^{-7} \dots 2,1 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ [9], що краще, ніж для покриттів TiN [8] та TiAlN і TiCN [14]. Зауважено також конкурентоздатність покриттів цієї системи порівняно з покриттями CrN і TaC [19], а також необхідність встановити закономірності зміни їх властивостей залежно від технології отримання і умов експлуатації [20].

Мета дослідження – вивчити структуру і трибологічні властивості покриттів системи Mo–N залежно від напруги зміщення на сталевій підкладці під час їх осадження вакуумно-дуговим методом, а також від матеріалу контртіла і температури випробування.

Матеріал і методика. Серію покриттів системи Mo–N осаджували методом нефільтрованого катодно-дугового випаровування в системі “Булат-6” з молібденовим катодом діаметром 60 mm (99,99%) і джерелом плазми з магнетною стабілізацією катодної плями [21]. Пластини розміром 36×20×3 mm, виготовлені зі сталі 15X12ВНМФ (wt%: 0,15 C, 12 Cr, 0,7 Mo, 0,9 W, 0,4 Si, 0,6 Mn, 0,5 Ni, 0,2 V, 0,2 Ti, 0,2 Cu, 0,02 P, 0,025 S, Fe – решта), використовували як матеріал підклад-

ки. Їх шліфували абразивним папером з карбіду кремнію та полірували алмазною пастою (1 μm) для досягнення шорсткості $Ra \sim 0,02 \mu\text{m}$. Підкладки піддавали хімічному знежиренню та ультразвуковій обробці в гарячій лужній ванні впродовж 10 min, сушили у теплому повітрі і встановлювали на тримачі зі швидкістю обертання $\sim 9 \text{ rot/min}$.

Початковий тиск у вакуумній камері $2 \cdot 10^{-3} \text{ Pa}$, а струм катодного дугового розряду 110 А. Перед осадженням покриття поверхню зразка обробляли йонами катодного матеріалу за негативної напруги зміщення 1,2 kV. Для посилення адгезії нітридних шарів на поверхню зразків у вакуумі $5 \cdot 10^{-3} \text{ Pa}$ також наносили підшар молібдену товщиною 0,1 μm . Покриття MoN осаджували за тиску азоту 0,3 Pa та негативної напруги зміщення на зразках-підкладках -30 ; -50 і -70 V . Температура зразків не перевищувала 450°C , а товщина покриттів $\sim 10 \mu\text{m}$. За цією ж технологією наносили покриття TiN, CrN і MoN товщиною $\sim 10 \mu\text{m}$ на кульки зі сталі ShKh15.

Фазовий склад і кристалічну структуру матеріалу покриттів визначали за допомогою рентгенівського дифрактометра ДРОН-УМ1 методом Rietveld, використовуючи CuK_α -випромінювання і фокусування способом Bragg–Brentano в діапазоні кутів $2\theta = 8 \dots 90^\circ$ з кроком $0,05^\circ$, а також програмне забезпечення Powder Cell 2.4 для аналізу дифрактограм. За відносною інтенсивністю дифракційних піків оцінювали текстуру і структурні параметри матеріалу покриттів [22]. Їх механічні властивості досліджували методом наноіндентування на приладі Nanoindenter G200 з модулем CSM та індентором Берковича, глибина індентування не перевищувала 300 nm [23].

На зносотривкість при 20 і 500°C трибопари “пластина з покриттям–кулька” випробовували за методикою, описаною раніше [24], впродовж 30 min (довжина доріжки 74 m) за сили притиску кульки до зразка 2 N. Застосовували керамічні (Al_2O_3) та сталеві (ShKh15) кульки $\varnothing 10 \text{ mm}$ без і з покриттями CrN, TiN і MoN. Зношування покриттів оцінювали профілографом-профілометром Калібр С-265, вимірюючи профіль доріжки зношування. Визначали коефіцієнт тертя трибопари μ , питому швидкість зношування покриття W , знос кульки W_b .

Локальний хімічний склад матеріалу на поверхні зношування встановлювали за допомогою сканівного електронного мікроскопа EVO-40XVP зі системою мікроаналізу INCA Energy 350.

Результати та їх обговорення. У всіх покриттях, осаджених на сталевих пластинах за напруги зсуву на підкладці -30 ; -50 і -70 V , виявили гексагональний нітрид молібдену $\delta\text{-MoN}$ (рис. 1) з параметрами ґратки $a = 5,816 \text{ \AA}$; $c = 5,73 \text{ \AA}$ (табл. 1). У дослідженому діапазоні кута θ (рис. 1) зафіксували один інтенсивний дифракційний пік нітриду молібдену, що свідчить про сильну текстуру $\{220\}$ у покриттях. При цьому інтенсивність дифракційного піка (220) падає зі зниженням напруги зсуву. Оскільки на дифрактограмах присутній лише один пік, то оцінювали (за формулою Шеррера) тільки розмір кристалітів (зон когерентного розсіювання). Встановили, що зі зниженням напруги зсуву U_b розмір D кристалітів зменшується вдвічі (табл. 1).

Таблиця 1. Фазовий склад, структурні параметри і механічні властивості покриттів залежно від режиму їх осадження

$U_b, \text{ V}$	Фаза	Параметри ґратки, $\text{\AA}$	$D, \text{ nm}$	$H, \text{ GPa}$	$E, \text{ GPa}$
-70	$\delta\text{-MoN}$	$a = 5,816; c = 5,73$	14,5	$34,7 \pm 4$	437 ± 34
-50		$a = 5,819; c = 5,73$	10,5	$35,0 \pm 2$	450 ± 25
-30		$a = 5,816; c = 5,73$	7,1	$34,1 \pm 3$	471 ± 36

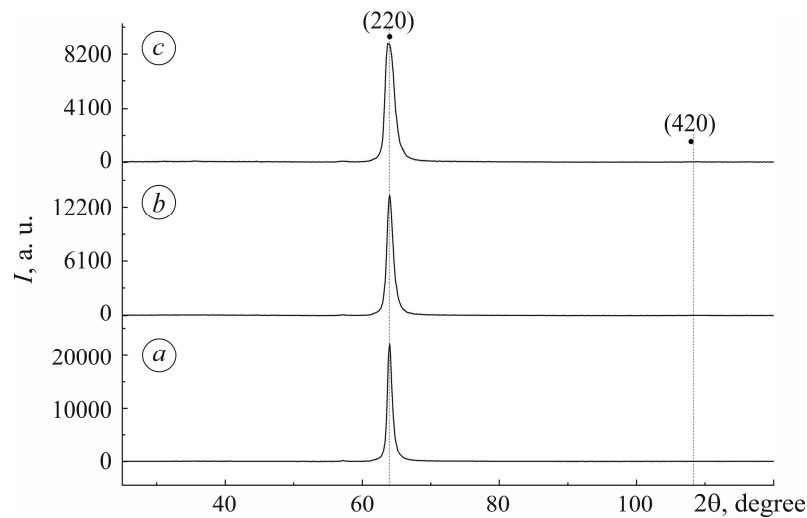


Рис. 1. Дифрактограми покриттів, осаджених при $U_b = -70$ В (а); -50 В (б) і -30 В (с) (● – δ -MoN).

Fig. 1. Diffraction patterns of coatings deposited at $U_b = -70$ V (a); -50 V (b) and -30 V (c) (● – δ -MoN).

Нанотвердість покриттів, осаджених при $U_b = -30$ В, становить 34,7 ГПа, а модуль Юнга 437 ГПа (табл. 1). Зі збільшенням напруги U_b нанотвердість покриттів зменшується до 34,1 ГПа, а модуль пружності підвищується до 471 ГПа, що можна пояснити зростанням розміру D кристалітів у покриттях (табл. 1). Значення цих характеристик для покриттів MoN дещо перевищують встановлені іншими дослідниками [22, 23]. Наприклад, у праці [22] твердість подібних покриттів становить 23...24 ГПа, а в праці [23] дорівнює 30...32 ГПа, що можна пояснити їх різним структурним типом: у вказаних працях – це γ -Mo₂N, а в даному випадку – δ -MoN.

Для визначення оптимальної напруги зміщення U_b під час осадження покриття MoN виконували трибологічні випробування серії покриттів на сталевій підкладці у контакті з керамічною кулькою Al₂O₃ при 20 і 500°C.

Таблиця 2. Вплив режиму осадження покриття і температури випробування на трибологічні характеристики пари “пластина з покриттям MoN–керамічна кулька”

U_b , В	μ		W , mm ³ /(N·m)		W_b , mm ³	
	20°C	500°C	20°C	500°C	20°C	500°C
-30	0,58	0,60	$2,4 \cdot 10^{-5}$	$1,8 \cdot 10^{-4}$	$4,4 \cdot 10^{-4}$	$5,9 \cdot 10^{-3}$
-50	0,61	0,61	$2,1 \cdot 10^{-5}$	$2,1 \cdot 10^{-4}$	$4,5 \cdot 10^{-4}$	$6,5 \cdot 10^{-3}$
-70	0,62	0,58	$1,6 \cdot 10^{-5}$	$2,2 \cdot 10^{-4}$	$4,1 \cdot 10^{-4}$	$5,4 \cdot 10^{-3}$

Виявили (табл. 2), що такому покриттю властива низька питома швидкість зношування ($W = (1,6...2,4) \cdot 10^{-5}$ mm³/(N·m)) при кімнатній температурі випробування. З її підвищенням до 500°C суттєво (на порядок) знижується опір зношуванню ($W = (1,8...2,2) \cdot 10^{-4}$ mm³/(N·m)), що пов'язано з низькою стійкістю нітриду MoN до окиснення за цієї температури. За цих умов він розпадається з утворенням оксиду MoO₃ шаруватої структури зі слабкими ван-дер-ваальсовими

зв'язками, що може спричинити швидку деградацію покриття під навантаженням [22].

Покриття MoN, осаджене при $U_b = -70$ V, має відносно вищі трибологічні характеристики (табл. 2), зокрема, стабільні у часі коефіцієнти тертя при 20 і 500°C (рис. 2a) та неглибоку і вузьку доріжку зношування (рис. 2b). Тому надалі вивчали покриття, осаджені за цієї напруги.

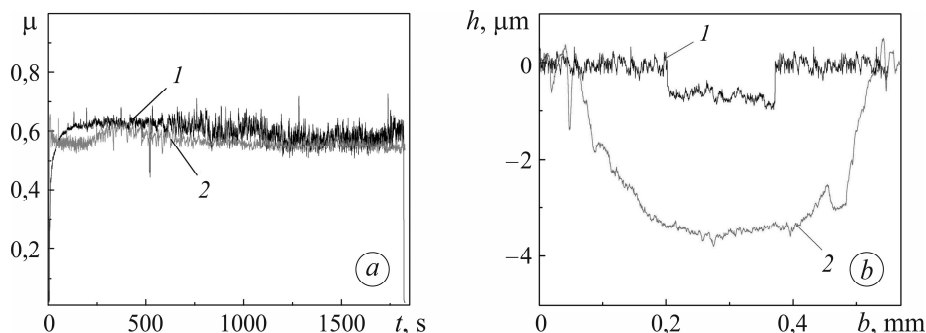


Рис. 2. Часова залежність коефіцієнта тертя (a) та профіль доріжки зношування (b) при 20 (крива 1) та 500°C (крива 2) для покриття MoN, осадженого при $U_b = -70$ V, у контактi з керамічною кулькою.

Fig. 2. Time dependence of the friction coefficient (a) and wear track profile (b) at temperatures of 20 (curve 1) and 500°C (curve 2) for the MoN coating deposited at $U_b = -70$ V in contact with a ceramic ball.

Результати дослідження впливу матеріалу контртіла на трибологічні характеристики пари “пластина з покриттям MoN–сталева кулька без і з покриттям” засвідчили (табл. 3), що характеристики μ , W і W_b найгірші за використання кульки з покриттям CrN, можливо, через його відносно низьку твердість (~ 20 GPa). Найкращі їх значення при 20°C зафіксували, коли кулька має покриття TiN. Проте за підвищення температури випробування до 500°C властивості цієї трибопари стрімко погіршуються: коефіцієнт тертя μ зростає з 0,37 до 0,6, а питома швидкість зношування W – майже на чотири порядки (табл. 3).

Таблиця 3. Вплив матеріалу контртіла і температури випробування на трибологічні характеристики пари “пластина з покриттям MoN–сталева кулька”

Контртіло (кулька)		μ		W , $\text{mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$		W_b , mm^3	
Матеріал	H , GPa	20°C	500°C	20°C	500°C	20°C	500°C
Сталь ShKh15	3	0,51	0,61	$1\cdot 10^{-7}$	$9,3\cdot 10^{-4}$	$9,7\cdot 10^{-5}$	$2,5\cdot 10^{-4}$
Покриття CrN	20	0,72	–	$1\cdot 10^{-6}$	–	$6,1\cdot 10^{-5}$	–
Покриття TiN	30	0,37	0,60	$1\cdot 10^{-7}$	$8,7\cdot 10^{-4}$	$1,0\cdot 10^{-4}$	$4,4\cdot 10^{-4}$
Покриття MoN	34	0,53	–	$5\cdot 10^{-6}$	–	$2,8\cdot 10^{-5}$	–

Аналіз хімічного складу матеріалу на поверхні доріжок зносу виявив, що за температури випробування 20°C у зоні контакту “покриття MoN–керамічна кулька” утворюється оксид молібдену, але вихідне покриття MoN зберігається (рис. 3a). Це забезпечує відносно високі трибологічні характеристики (табл. 2). Покриття MoN на пластині деградує у контактi з кулькою з покриттям CrN:

у зоні контакту формуються оксиди хрому і молібдену (рис. 3b), що спричиняє суттєве зниження характеристик μ , W і W_b (табл. 3). У парі “покриття MoN–кулька з покриттям MoN” воно зберігається (рис. 3c), особливо на кульці, адже вона незначно зношується: характеристика $W_b = 2,8 \cdot 10^{-5} \text{ mm}^3$ (табл. 3). Але через формування в зоні контакту оксиду молібдену питома швидкість зношування покриття на пластині суттєво більша, ніж трибопари, де кулька з покриттям TiN: $W = 5 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ проти $1 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ (табл. 3). В останньому випадку покриття зберігає стійкість до окиснення і в зоні контакту оксид молібдену не формується (рис. 3d). Зовсім інша ситуація для трибопари “пластина з покриттям MoN–кулька з покриттям TiN” при 500°C (рис. 3e). Тут покриття MoN повністю деградує, а оксид молібдену спричиняє різке падіння його опору зношуванню на чотири порядки (табл. 3). Зауважимо, що за вибраних тривалості (30 min) і шляху (74 m) випробування досліджували властивості саме покриттів, оскільки на поверхні доріжок зношування легувальні елементи матеріалів підкладки і кульок не зафіксували (рис. 3).

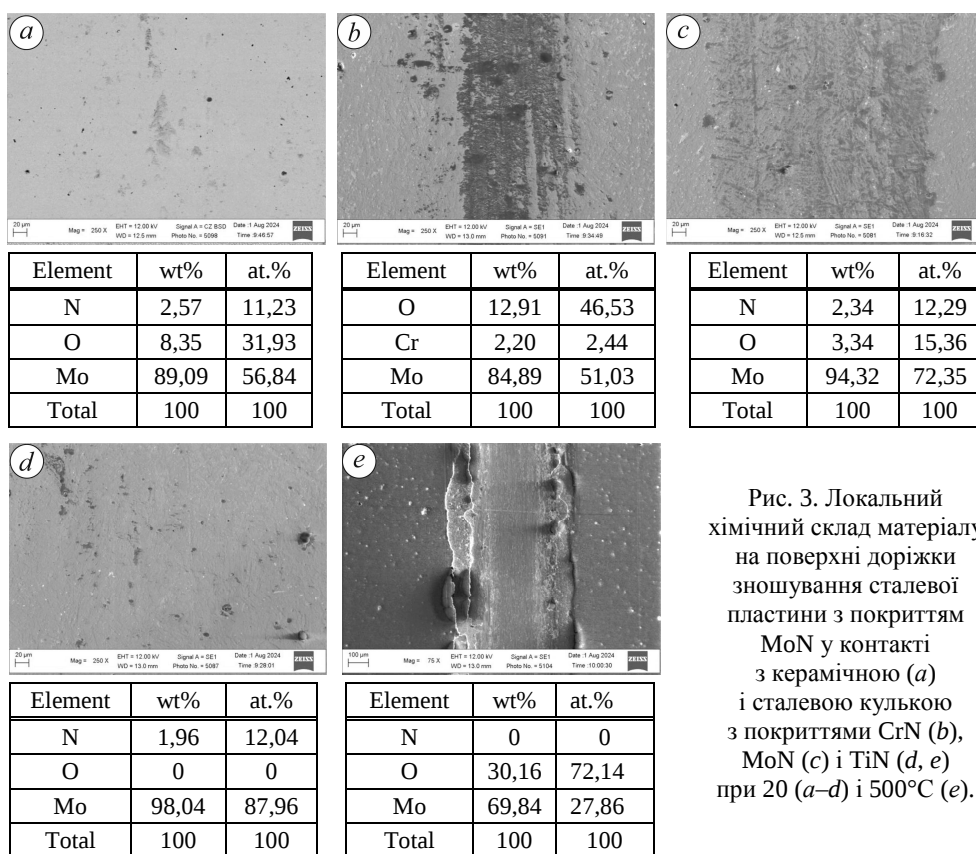


Рис. 3. Локальний хімічний склад матеріалу на поверхні доріжки зношування сталевій пластині з покриттям MoN у контакті з керамічною (a) і сталевією кулькою з покриттями CrN (b), MoN (c) і TiN (d, e) при 20 (a–d) і 500°C (e).

Fig. 3. Local chemical composition of the material on the surface of the wear track of a MoN-coated steel plate in contact with a ceramic (a) and a steel ball coated with CrN (b), MoN (c), and TiN (d, e) at 20 (a–d) and 500°C (e).

Таким чином, виявили низьку зносотривкість оксиду молібдену MoO_3 [22], який формується внаслідок термічної нестабільності у повітрі нітриду молібдену $\delta\text{-MoN}$ за дії контактних механічних напружень.

ВИСНОВКИ

Методом вакуумно-дугового осадження на сталеву підкладку одержано покриття системи Mo–N структурної модифікації $\delta\text{-MoN}$ на відміну від традиційно

отримуваної модифікації δ - Mo_2N . Встановлено, що поліпшені властивості покриття MoN забезпечує режим осадження за напруги зміщення на підкладці $U_b = -70$ V. Пара “покриття MoN–покриття TiN” демонструє високі трибологічні характеристики при 20°C, зокрема, для покриття MoN питома швидкість зношування $W = 1 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$. Проте слід підвищити його опір до високотемпературного окиснення, оскільки (аналогічно до покриття Mo_2N) при 500°C воно деградує з утворенням оксиду MoO_3 , що спричиняє стрімке падіння опору зношуванню.

Робота виконана за фінансової підтримки НАН України (проект № 6.4/24-П програми “Підтримка розвитку основних напрямів наукових досліджень” (КПКВК 6541230)).

1. *Working blades development for the last stages of steam turbine low pressure cylinder* / R. Sherfedinov, M. Ishchenko, L. Slaston, and S. Alyokhina // *Academic J. of Manufacturing Eng.* – 2023. – **21**, № 1. – P. 126–131. https://ajme.ro/PDF_AJME_2023_1/L16.pdf
2. *An analysis of the effect of hard coatings on near-surface rolling contact fatigue initiation induced by surface roughness* / I. A. Polonsky, T. P. Chang, L. M. Keer, and W. D. Sproul // *Wear.* – 1997. – **208**, № 1–2. – P. 204–219. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07479-0](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07479-0)
3. *Determination of tribological properties of multilayer coatings based on nitrides* / J. Brezina, J. Hasul', J. Brezina, P. O. Maruschak, and J. Vinas // *Materials Science.* – 2023. – **58**, № 5. – P. 629–635. <https://doi.org/10.1007/s11003-023-00709-y>
4. *Combined vacuum-arc hardening of frictional unit components* / V. A. Belous, I. G. Yermolenko, Yu. A. Zadneprovsky, and N. S. Lomino // *Problems of Atomic Sci. and Techn.* – 2016. – **104**, № 4. – P. 93–99. https://vant.kipt.kharkov.ua/ARTICLE/VANT_2016_4/article_2016_4_93.pdf
5. *Vacuum-arc equipment and coating technologies in KIPT* / I. I. Aksenov, V. A. Belous, V. E. Strel'nitskij, and D. S. Aksyonov // *Problems of Atomic Sci. and Techn.* – 2016. – **104**, № 4. – P. 58–71. https://vant.kipt.kharkov.ua/ARTICLE/VANT_2016_4/article_2016_4_58.pdf
6. *Hazar H. Characterization of MoN coatings for pistons in a diesel engine* // *Materials and Design.* – 2010. – **31**. – P. 624–627. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.06.006>
7. *Crystal structure of molybdenum nitride films made by reactive cathodic arc evaporation* / A. J. Perry, A. W. Baouchi, J. H. Petersen, and S. D. Pozder // *Surf. and Coatings Techn.* – 1992. – **54/55**. – P. 261–265. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(09\)90060-3](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(09)90060-3)
8. *Characterization of molybdenum nitride coatings produced by arc-PVD technique* / M. Urgen, O. L. Eryllmaz, A. F. Cakir, E. S. Kayali, B. Nilufer, and Y. Isik // *Surf. and Coatings Techn.* – 1997. – **94/95**. – P. 501–506. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(97\)00432-5](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(97)00432-5)
9. *Gilewicz A., Warcholinski B., and Murzynski D. The properties of molybdenum nitride coatings obtained by cathodic arc evaporation* // *Surf. and Coatings Techn.* – 2013. – **236**. – P. 149–158. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.09.005>
10. *Anders A. A structure zone diagram including plasma-based deposition and ion etching* // *Thin Solid Films.* – 2010. – **518**, № 15. – P. 4087–4090. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.10.145>
11. *Effect of nitrogen pressure and substrate bias voltage on structure and mechanical properties of vacuum arc deposited VN coatings* / A. S. Kuprin, A. Gilewicz, G. N. Tolmachova, R. L. Vasilenko, and B. Warcholinski // *Metallurgical and Mat. Trans. A: Physical Metallurgy and Mat. Sci.* – 2023. – **54**, № 11. – P. 4438–4455. <https://doi.org/10.1007/s11661-023-07177-8>
12. *Kazmanli M. K., Urgen M., and Cakir A. F. Effect of nitrogen pressure, bias voltage and substrate temperature on the phase structure of Mo–N coatings produced by cathodic arc PVD* // *Surf. and Coatings Techn.* – 2003. – **167**. – P. 77–82. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(02\)00866-6](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(02)00866-6)
13. *Measurement of residual stresses by X-ray diffraction techniques in MoN and Mo_2N coatings deposited by arc PVD on high-speed steel substrate* / C. Sarioglu, U. Demirler, M. K. Kaz-

- manli, and M. Urgan // Surf. and Coatings Techn. – 2005. – **190**, № 2–3. – P. 238–243. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.08.184>
14. *Magnéli* phase formation of PVD Mo–N and W–N coatings / G. Gassner, P. H. Mayrhofer, K. Kutschej, C. Mitterer, and M. Kathrein // Surf. and Coatings Techn. – 2006. – **201**. – P. 3335–3341. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.07.067>
 15. Oxidation behavior of molybdenum nitride coatings / N. Solak, F. Ustel, M. Urgan, S. Aydin, and A. F. Cakir // Surf. and Coatings Techn. – 2003. – **174–175**. – P. 713–719. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(03\)00702-3](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(03)00702-3)
 16. Suszko T., Gulbiński W., and Jagielski J. The role of surface oxidation in friction processes on molybdenum nitride thin films // Surf. and Coatings Techn. – 2005. – **194**, № 2–3. – P. 319–324. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2004.07.119>
 17. Erdemir A. A crystal chemical approach to the formulation of self-lubricating nanocomposite coatings // Surf. and Coatings Techn. – 2005. – **200**, № 5–6. – P. 1792–1796. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2005.08.054>
 18. Binary and ternary lubricious oxides for high temperature tribological applications: A review / A. Roy, P. Patel, N. Sharifi, R. R. Chromik, P. Stoyanov, and C. Moreau // Results in Surf. and Interfaces. – 2023. – **11**. – Article number 100117. <https://doi.org/10.1016/j.rsufi.2023.100117>
 19. Comparison of arc evaporated Mo-based coatings versus Cr₁N₁ and Ta–C coatings by reciprocating wear test / F. Seibert, M. Dobeli, D. M. Fopp-Spori, K. Glaentz, H. Rudigier, N. Schwarzer, B. Widrig, and J. Ramm // Wear. – 2013. – **298–299**. – P. 14–22. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2012.11.085>
 20. A critical review on physical vapor deposition coatings applied on different engine components / Q. M. Mehran, M. A. Fazal, A. R. Bushroa, and Saeed Rubaiee // Critical Reviews in Solid State and Mat. Sci. – 2018. – **43**, № 2. – P. 158–175. <https://doi.org/10.1080/10408436.2017.1320648>
 21. Deposition of TiN-based coatings using vacuum arc plasma in increased negative substrate bias voltage / A. S. Kuprin, S. A. Leonov, V. D. Ovcharenko, E. N. Reshetnyak, V. A. Belous, R. L. Vasilenko, G. N. Tolmachova, V. I. Kovalenko, and I. O. Klimenko // Problems of Atomic Sci. and Techn. – 2019. – **123**, № 5. – P. 154–160. https://vant.kipt.kharkov.ua/ARTICLE/VANT_2019_5/article_2019_5_154.pdf
 22. Harris G. B. Quantitative measurement of preferred orientation in rolled uranium bars // Phil. Mag. – 1951. – **43**. – P. 113–123. <https://doi.org/10.1080/14786440108520972>
 23. Procedure of the multiple indentations for determination of the hardness parameters of structurally heterogeneous materials / V. I. Kushch, S. N. Dub, R. S. Shmegeera, Y. V. Sirota, and G. N. Tolmacheva // J. of Superhard Mat. – 2015. – **37**, № 3. – P. 173–181. <https://doi.org/10.3103/S1063457615030041>
 24. Physicomechanical properties of coatings based on max Ti₂AlC and (Ti, Nb)₂AlC phases at 20°C and 500°C / V. Y. Podhurska, O. S. Kuprin, R. V. Chepil, O. P. Ostash, T. O. Prikhna, V. B. Sverdun, and M. O. Bortnytska // Materials Science. – 2023. – **59**, № 1. – P. 10–17. <https://doi.org/10.1007/s11003-023-00737-8>

Одержано 02.09.2024