

УДК 539.4015:666.3

ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ МАХ ФАЗ Ti_2AlC І $(Ti_{1-x}Nb_x)_2AlC$ ПРИ $20^\circ C$ І $500^\circ C$

В. Я. ПОДГУРСЬКА¹, О. С. КУПРИН², Р. В. ЧЕПІЛЬ¹, О. П. ОСТАШ¹,
Т. О. ПРИХНА³, В. Б. СВЕРДУН³, М. О. БОРТНИЦЬКА²

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

² Національний науковий центр "Харківський фізико-технічний інститут" НАН України;

³ Інститут надтвердих матеріалів ім. М. В. Бакуля НАН України, Київ

Досліджено фізико-механічні характеристики, зокрема зносостійкість при $20^\circ C$ і $500^\circ C$ та опір фретинг-втоми при $20^\circ C$ сталі 15X16K5H2MBФАБ-Ш без і з покриттями, отриманими методом вакуумно-дугового осадження за використання мішеней на основі МАХ фаз Ti_2AlC і $(Ti_{1-x}Nb_x)_2AlC$, де $x = 0,1$ і $0,2$. Встановлено, що при $20^\circ C$ коефіцієнт тертя і питома швидкість зношування усіх покриттів більші, ніж досліджуваної сталі у контакті з кулькою зі сталі ШХ15 за навантаження 2 N. При цьому не зафіксовано однозначного зв'язку між мікротвердістю і трибологічними характеристиками матеріалів. Водночас фретингостійкість зразків з покриттям на основі Ti_2AlC у контакті з нікелевим сплавом 58НХВКТБЮ-ВИ за багатоциклової втоми ($N > 10^5$ cycles) суттєво більша, ніж зразків без покриття. За випробувань при $500^\circ C$ трибологічні характеристики всіх матеріалів знижуються, але найменше для зразків з покриттям на основі Ti_2AlC . Не виявлено позитивного впливу легування ніобієм на зносо- і фретингостійкість цих покриттів.

Ключові слова: високолегована сталь, покриття, висока температура, МАХ фази титану, мікротвердість, трибологічні характеристики, фретинг-втома.

Physicomechanical characteristics, in particular wear resistance at $20^\circ C$ and $500^\circ C$ and resistance to fretting fatigue at $20^\circ C$ of the steel (0.15C–16Cr–5Co–2Ni–0.7V–0.6Mo–0.3Nb–0.4N) without and with coatings obtained by the method of vacuum-arc deposition using targets based on the MAX phases of Ti_2AlC and $(Ti_{1-x}Nb_x)_2AlC$, where $x = 0.1$ and 0.2 , are investigated. It is established that at $20^\circ C$ the friction coefficient and the wear specific rate of all coatings are greater than that of the studied steel in contact with a ball made of the steel (1.0C–1.5Cr–0.3Ni–0.3Mn–0.3Si–0.25Cu) under a load of 2 N. No unambiguous relationship between microhardness and tribological characteristics of materials is recorded. At the same time, the resistance to fretting fatigue of the samples with Ti_2AlC -based coating in contact with the Ni-alloy (17Cr–12W–11Fe–6Co–3Ti–1.5Nb–1.6Al) in high-cycle region ($N > 10^5$ cycles) is significantly higher than that of uncoated samples. At $500^\circ C$ the tribological characteristics of all materials decrease, but the least for samples with Ti_2AlC based coating. No positive influence of niobium doping on the wear and fretting fatigue resistance of these coatings is found.

Keywords: high alloyed steel, coating, high temperature, titanium MAX phases, microhardness, tribological characteristics, fretting fatigue.

Вступ. Підвищення довговічності трибоспрями авіадвигунів, виготовлених із жаротривких складнолегованих сталей і нікелевих сплавів, які працюють без мащення за впливу високої температури і фретинг-втоми, є актуальне завдання. Для цього використовують покриття на основі комплексних нітридів [1–3],

Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: fmidp17@gmail.com

але їх ефективність знижується за високих температур, оскільки зростає коефіцієнт тертя: $\mu = 1...1,2$ [3].

Тут перспективним є застосування МАХ фаз, де М – перехідний метал, зокрема Ti, Cr, Ta тощо, А = Al, Si; X = C, N. Композитні матеріали на основі цих фаз мають унікальну комбінацію властивостей металів і керамік: високі міцність, жаро- і корозійну тривкість, теплопровідність та ін. Їм властивий також низький коефіцієнт тертя, зокрема за високих температур, зумовлений шаруватою наноламінатною структурою. При цьому найуживанішими є МАХ фази Ti_3AlC_2 , Ti_2AlC і Ti_3SiC_2 [4–8].

Показано [9–11], що ефективними є також покриття на основі МАХ фаз, яким властивий ефект самозмашування. Низька питома швидкість зношування матеріалів і покриттів на основі МАХ фаз системи Ti–Al–C пов’язана з формуванням у зоні тертя специфічних оксидних шарів, насамперед Al_2O_3 [12, 13].

Встановлено [14–17], що за зносостійкістю при 20°C перевагу має композит на основі Ti_3AlC_2 , але за жаротривкістю при 600°C переважає фаза Ti_2AlC і покриття на її основі. При цьому виявлено позитивний вплив ніобію на ці характеристики МАХ фази системи (Ti, Nb)–Al–C. Формування і руйнування оксидних плівок пов’язано із жаротривкістю матеріалів, і це є важливим чинником впливу на їх трибологічні характеристики за високих температур [18].

Мета роботи – дослідити фізико-механічні властивості, зокрема зносо- і фретингостійкість високоміцної складнолегованої, зокрема азотом, сталі з покриттям на основі МАХ фаз систем Ti–Al–C і (Ti, Nb)–Al–C з урахуванням впливу високої температури.

Матеріал та методика. Досліджували зразки зі сталі 15X16K5H2MBФAB-Ш без (варіант 1) і з покриттями, отриманими за використання мішеней з композитів на основі Ti_2AlC (варіант 2), $(Ti_{0,9}Nb_{0,1})_2AlC$ (варіант 3) і $(Ti_{0,8}Nb_{0,2})_2AlC$ (варіант 4). Мішені виготовлено гарячим пресуванням порошків гідриду титану і графіту та алюмінієвої пудри при 1350°C і 30 МПа впродовж 30 min. Покриття з цих мішеней отримано методом вакуумно-дугового (cathodic arc plasma) осадження на поліровану поверхню зразків при $I = 110$ А, $U = -100$ V, $P(Ar) = 2$ Pa впродовж 35 min.

Товщину покриттів встановлювали за стандартом ISO 26423, стираючи їх кулькою [19]. Їх адгезію з основою визначали за стандартом ISO 26443 вдавленням індентора з алмазним конусним наконечником зусиллям 1500 N, використовуючи твердомір ТК-14. Адгезію покриття оцінювали за шкалою [20] від HF1 (відсутні ознаки відшарування) до HF6 (повне відшарування покриття від основи). Твердість за Віккерсом (HV) покриттів вимірювали на мікротвердомірі ПМТ-3М за навантаження 0,5 N.

Випробовували на зношування на установці, яка працює за схемою зворотно-поступального руху між парою “пластина 20×36×3 mm–кулька \varnothing 10 mm” (рис. 1a). Матеріал пластини – сталь 15X16K5H2MBФAB-Ш з нанесеним покриттям варіантів 2–4, а кульки – сталь ШХ15 з твердістю 64 HRC. Визначали часову залежність коефіцієнта тертя $\mu = F_T / F$, де $F = 2$ N – сила притиску кульки I до зразка 2, який кріпиться на столику 3, F_T – сила тертя, яка вимірюється тензодавачем з похибкою $\pm 0,05$ N на шляху $L = 2l \cdot f \cdot t$, де $l = 10$ mm – довжина доріжки тертя, $f = 0,9$ Hz – частота циклу переміщення столика, $t = 15$ min – тривалість випробування. Досліджували при 20°C і 500 ± 5 °C у повітрі, використовуючи термостат 4 з нагрівом ніхромовою спіраллю.

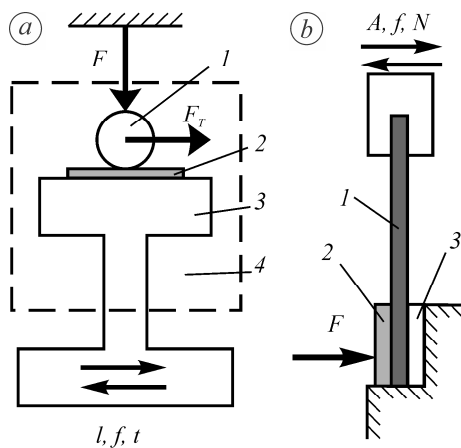


Рис. 1. Схеми випробувань для оцінювання трибологічних характеристик покриттів на пластинах при 20°C і 500°C (а: 1 – кулька (контртіло); 2 – зразок; 3 – рухомий столик; 4 – термостат) та опору фретинг-втомі пластини з покриттям при 20°C (b: 1 – зразок; 2 – пластина-контртіло; 3 – пластина з антифрикційного матеріалу).

Fig. 1. Test schemes for evaluating tribological characteristics of plates with coatings at 20°C and 500°C (a: 1 – ball (counterbody); 2 – sample; 3 – movable table; 4 – thermostat) and fretting fatigue resistance of coated plates at 20°C (b: 1 – sample; 2 – counterbody plate; 3 – plate made of anti-friction material).

Опір зношуванню покриття оцінювали за площею S профілю доріжки зношування [21], який встановлювали профілографом-профілометром “Калибр С-265”, за формулою

$$S = \int_0^b f(h)dh, \text{ mm}^2, \quad (1)$$

де b – ширина, h – змінна уздовж профілю глибина доріжки, а також за питомою швидкістю зносу

$$W = \frac{\bar{S} \cdot l}{F \cdot L}, \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m}), \quad (2)$$

де \bar{S} – середня по довжині доріжки площа її профілю.

Випробовували на фретинг-втому зразки-пластини зі сталі 15X16K5H2MBФАБ-Ш з покриттям варіантів 2–4 на машині жорсткого циклічного навантаження згином (рис. 1b). Нижню частину пластини 1 розміром 14×50×3 mm з боку покриття притискали до контртіла-пластини 2 з нікелевого сплаву 58НХВКТБЮ-ВИ, а з іншого боку – до пластини 3 з антифрикційного матеріалу розміром 14×15×3 mm зусиллям $F = 14 \text{ kg} \cdot \text{m}$ за допомогою динамометричного ключа з похибкою $\pm 0,2 \text{ kg} \cdot \text{m}$. Пара “сталь 15X16K5H2MBФАБ-Ш–нікелевий сплав 58НХВКТБЮ-ВИ” моделює трибопару авіаційного двигуна. До верхньої частини зразка прикладали циклічне навантаження за заданих амплітуди $A = 0,9 \text{ mm}$, яку вимірюють давачем лінійних переміщень з похибкою $\pm 0,05 \text{ mm}$, і частоти $f = 13 \text{ Hz}$. Значення A і F вибрали так, щоб забезпечити кількість циклів до руйнування зразка без покриття $N \geq 10^5$, тобто в діапазоні максимального прояву фретинг-ефекту [22].

Результати та їх обговорення. За вибраного технологічного режиму товщина отриманих покриттів становила 11,4...13,3 μm за їх високої адгезії до основи: після вдавлювання індентора тут практично відсутні відшарування і тріщини (рис. 2), тобто якість відповідає параметрам HF1 і HF2 (див. таблицю). Мікротвердість покриттів у 2,5–4 рази вища, ніж основи, при цьому за легування МАХ фази ніобієм значення HV помітно зменшується.

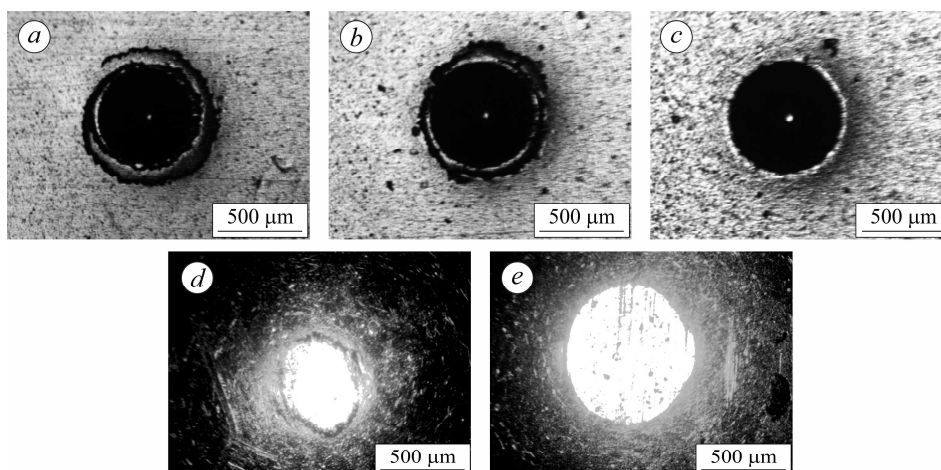


Рис. 2. Зображення відбитків після індування покриттів варіантів 2 (а), 3 (b) і 4 (с), а також поверхні кульки після випробування варіанта 2 при 20°C (d) і 500°C (e).
Номер варіанта відповідно до таблиці.

Fig. 2. Images of indenter mark on the coatings of variant 2 (a), 3 (b) and 4 (c), as well as the ball surface after testing of variant 2 at 20°C (d) and 500°C (e).
Variant number is according to the Table.

Характеристики досліджуваних матеріалів

№ варіанта	Товщина покриття, μm	Параметр адгезії	Мікротвердість HV, GPa	Коефіцієнт тертя μ на початковій стадії випробування		Питома швидкість зношування покриття W, mm ³ /(N·m)		К-ть циклів до руйнування при 20°C N, cycles
				20°C	500°C	20°C	500°C	
1	–	–	3,9	0,16	0,42	3,9·10 ⁻⁵	2,3·10 ⁻³	67 000
2	13,3	HF2	15,8	0,30	0,42	2,5·10 ⁻⁴	1,3·10 ⁻³	324 000
3	11,4	HF2	9,6	0,25	0,50	3,0·10 ⁻⁴	2,9·10 ⁻³	133 000
4	12,3	HF1	10,3	0,20	0,53	1,3·10 ⁻⁴	3,3·10 ⁻³	86 000

Примітка: показано усереднені результати випробувань не менше трьох зразків.

Не зафіксовано однозначного зв'язку між мікротвердістю і трибологічними характеристиками матеріалів. Дослідження зміни коефіцієнта тертя μ трибопари від тривалості випробування τ при 20°C показало (рис. 3), що на початковій стадії найменше значення μ = 0,16 властиве для зразка без покриття, яке майже незмінне в часі (див. таблицю і рис. 3a). Очевидно, так проявляється позитивний вплив комплексних карбонітридів цієї складнолегованої сталі на її опір зношуванню. Для зразків з покриттями коефіцієнт μ помітно більший на початковій стадії (μ = 0,2...0,3), незважаючи на їх вищу мікротвердість, і зростає в часі, менше для варіанта 2 і більше для варіантів 3 і 4 (див. таблицю і рис. 3c, e, g). Це зростання можна пов'язати, насамперед, зі зношуванням контртіла-кульки (рис. 2d), оскільки у всіх випадках покриття не зношується повністю: за його товщини 11,4...13,3 μm глибина доріжки зносу в межах 0,25...5,0 μm (рис. 4).

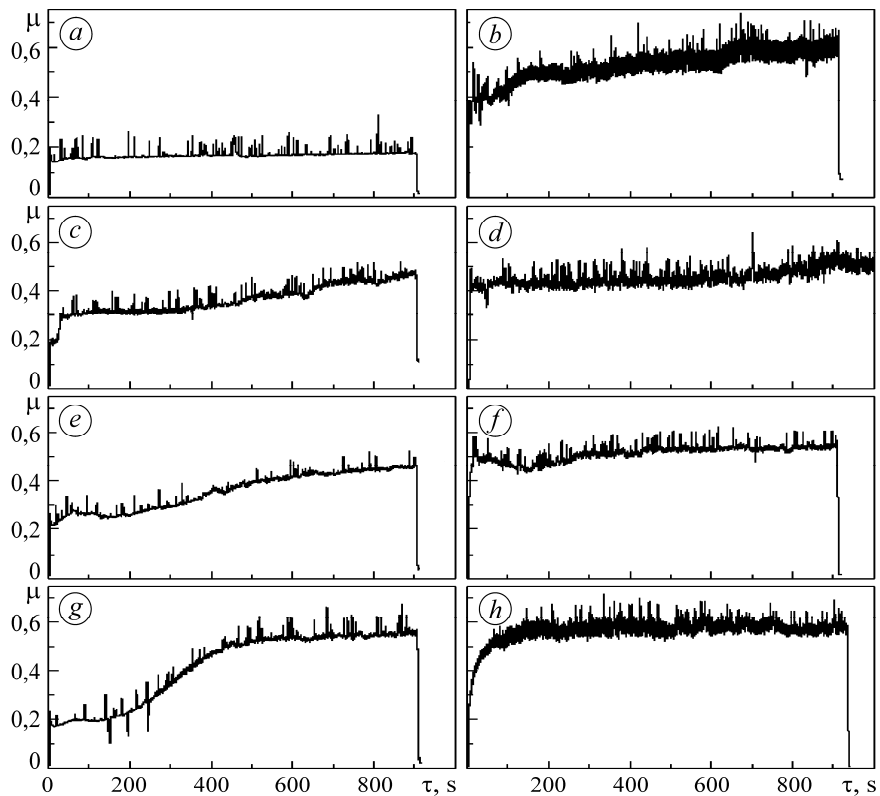


Рис. 3. Часові залежності коефіцієнта μ : *a, b* – сталь без покриття (варіант 1); *c, d* – покриття варіанта 2; *e, f* – варіант 3; *g, h* – варіант 4; при 20°C (*a, c, e, g*) і 500°C (*b, d, f, h*). Номер варіанта відповідно до таблиці.

Fig. 3. Dependences of the coefficient μ vs time τ : *a, b* – uncoated steel (variant 1); *c, d* – coating of variant 2; *e, f* – variant 3; *g, h* – variant 4; at 20°C (*a, c, e, g*) and 500°C (*b, d, f, h*). Variant number is according to the Table.

Аналіз профілю доріжки зносу покриттів показує (рис. 4), що найкращий результат, особливо за глибиною зношування, маємо для варіанта 2 (рис. 4*c*) проти 3 і 4 (рис. 4*e, g*). За параметром W зносостійкість досліджених покриттів при 20°C майже однакова, але гірша порівняно зі зразком без покриття (див. таблицю).

Однозначні результати отримано за випробувань на фретинг-втому за кімнатної температури. Тут опір руйнуванню зразків з покриттям варіантів 2–4 вищий, ніж зразка без покриття, особливо варіанта 2, коли кількість циклів до руйнування зростає у ~ 5 разів (див. таблицю). Зауважимо, що в праці [23] за використання покриття Cr/CrN порівняно зі зразком без покриття отримали зростання довговічності у $\sim 2,5$ рази за багатоциклової ($N \geq 10^5$) фретинг-втому при 25°C. Таким чином, за результатами випробувань за кімнатної температури оптимальним можна вважати покриття варіанта 2.

Випробування при 500°C виявили (див. таблицю і рис. 3, 4) чітку перевагу зразків з покриттям варіанта 2. За високої температури коефіцієнт тертя на початковій стадії тут підвищується до однакового зі зразком без покриття значення $\mu = 0,42$, проте для зразка без покриття він зростає в часі (рис. 3*b*), а для зразка з покриттям варіанта 2 він стабільний (рис. 3*d*). Суттєву відмінність маємо у профілю доріжок тертя: в зразку з покриттям варіанта 2 при глибині доріжки $h \approx 3 \mu\text{m}$ він доволі однорідний (рис. 4*d*); в зразку без покриття при $h \approx 7 \mu\text{m}$

спостерігаємо локальні вищербини (рис. 4b). В результаті параметр W для зразків без покриття майже у 2 рази більший (див. таблицю). Це може свідчити про термічну нестабільність вихідних комплексних карбонітридів досліджуваної сталі при 500°C , які забезпечували низькі коефіцієнт μ і параметр W при 20°C .

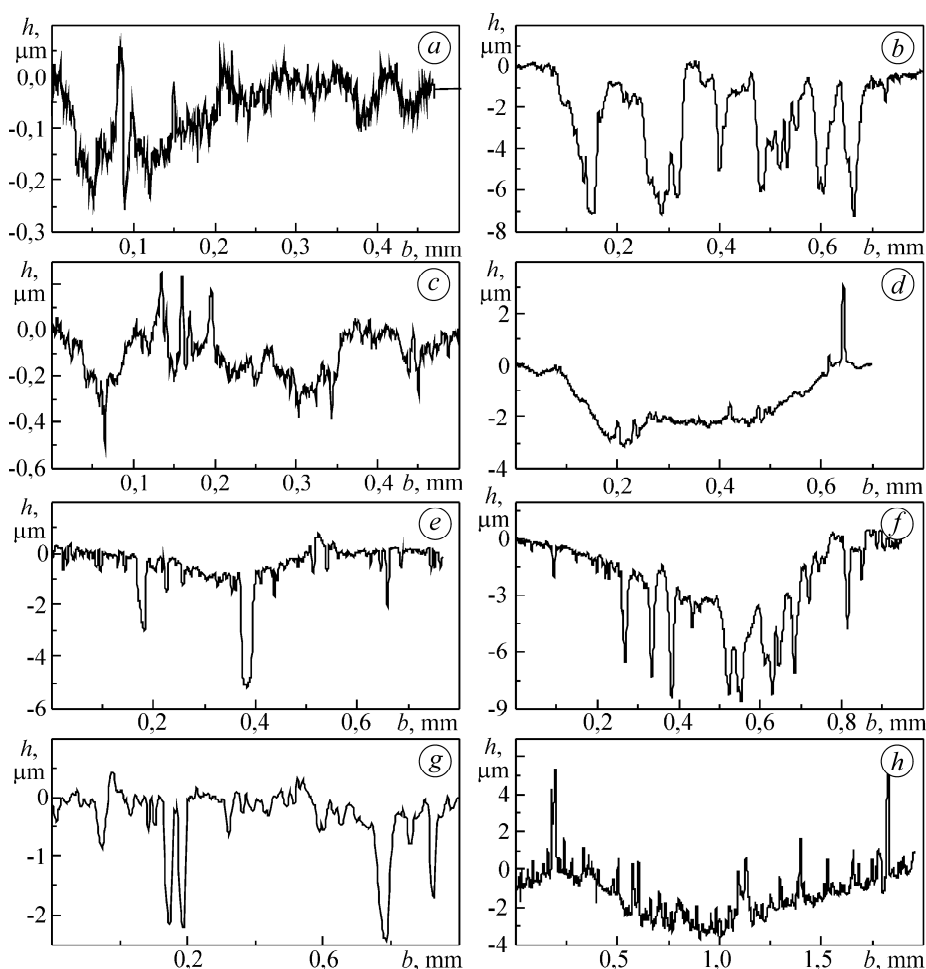


Рис. 4. Профілі доріжок тертя: a, b – сталь без покриття (варіант 1); c, d – покриття варіанта 2; e, f – варіант 3; g, h – варіант 4; при 20°C (a, c, e, g) і 500°C (b, d, f, h). Номер варіанта відповідно до таблиці.

Fig. 4. Profiles of friction tracks: a, b – uncoated steel (variant 1); c, d – coating of variant 2; e, f – variant 3; g, h – variant 4; at 20°C (a, c, e, g) and 500°C (b, d, f, h). Variant number is according to the Table.

Високотемпературні трибологічні характеристики покриттів варіантів 3 і 4 гірші, ніж варіанта 2 (див. таблицю та рис. 3f, h і 4f, h), що свідчить про недоцільність легування МАХ фаз ніобієм для створення ефективних покриттів, які працюють при 500°C .

Результати при 500°C для покриття варіанта 2 на основі Ti_2AlC співставні з відомими в літературі: для композита на основі Ti_2AlC при 550°C отримали $\mu = 0,52$ і $W = 1 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$ [5], а для композита на основі Ti_3AlC_2 в інтервалі $400 \dots 600^{\circ}\text{C}$ – $\mu = 0,66 \dots 0,75$ і $W = (3 \dots 3,5) \cdot 10^{-3} \text{ mm}^3 / (\text{N} \cdot \text{m})$ [6]. Проте слід зазначити, що в дослідженнях [5, 6] контртіло керамічне і не зношується, а тут

воно зі сталі ШХ15. Під час випробувань при 500°C поверхня сталеві кульки помітно руйнується (див. рис. 2e) і, як наслідок, збільшується площа її контакту з покриттям. В результаті зростає ширина b доріжки тертя (рис. 4b, d, f, h) і параметр W відповідно до залежностей (1) і (2).

ВИСНОВКИ

За кімнатної температури випробування найнижчі значення коефіцієнта тертя μ і питомої швидкості зношування W у контакті з кулькою зі сталі ШХ15 зафіксували для пластини зі сталі 15X16K5H2MBФAB-Ш без покриття, що можна пов'язати з позитивним впливом комплексних карбонітридів цієї сталі. Трибологічні характеристики покриттів на основі MAX фаз Ti_2AlC і $(Ti_{1-x}Nb_x)_2AlC$, де $x = 0,1$ і $0,2$, гірші за коефіцієнтом μ (в 1,2–1,9 рази) і суттєвіше (~ на порядок) за параметром W . Проте опір фретинг-втомі зразків з покриттям на основі MAX фази Ti_2AlC у 4,8 рази більший, ніж зразка без покриття. За випробувань при 500°C трибологічні характеристики всіх матеріалів знижуються, особливо сталі без покриття, коли коефіцієнт μ зростає у 2,6 рази, а параметр W – майже на 2 порядки. Тут перевагу має покриття на основі Ti_2AlC , де коефіцієнт μ зростає лише в 1,4 рази, а параметр W – у ~ 5 разів. При цьому позитивного впливу легування MAX фаз ніобієм на зносо- і фретингостійкість зразків з покриттям не виявлено. Не зафіксовано також однозначного зв'язку між мікротвердістю і трибологічними характеристиками матеріалів.

1. *Multilayer coatings for tribology: A mini review* / Y. Liu, S. Yu, Q. Shi, X. Ge, and W. Wang // *Nanomaterials*. – 2022. – **12**, № 9. DOI: 10.3390/nano12091388
2. *High-temperature tribological performance of hard multilayer TiN–AlTiN/AlCo–CrN/AlCrN–AlCrO–AlTiCrN coating deposited on WC–Co substrate* / A. Alamgir, M. Yashin, A. Bogatov, M. Viljus, R. Traksmaa, J. Sandor, A. Lumkemann, F. Sergejev, and V. Podgursky // *Coatings*. – 2020. – **10**. DOI: 103390/coatings10090909
3. *Determination of tribological properties of multilayer coatings based on nitrides* / J. Brezina, J. Hasul, J. Brezina, P. Marushchak, and J. Vinas // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2022. – **58**, № 5. – С. 68–73.
4. *Gupta S. and Barsoum M. W. On the tribology of the MAX phases and their composites during dry sliding: A review* // *Wear*. – 2011. – **271**. – P. 1878–1894. DOI:10.1016/j.wear.2011.01.043
5. *Tribological behavior of select MAX phases against Al_2O_3 at elevated temperatures* / S. Gupta, D. Filimonov, T. Palanisamy, and M. W. Barsoum // *Wear*. – 2008. – **265**. – P. 560–565. DOI:10.1016/j.wear.2007.11.018
6. *High temperature tribological properties of Ti_3AlC_2 ceramics against SiC under different atmospheres* / Sh. Wang, J. Ma, Sh. Zhu, J. Cheng, Zh. Qiao, J. Yang, and W. Liu // *Mater. Des.* – 2015. – **67**. – P. 188–196. DOI:10.1016/j.matdes.2014.11.043
7. *Magnus C. Sliding wear of MAX phase composites Ti_3SiC_2 –TiC and Ti_3AlC_2 – Ti_2AlC at 400°C and the influence of counterface material (steel, Al_2O_3 and Si_3N_4) on wear behavior* // *Wear*. – 2022. DOI:10.1016/j.wear.2022.204588
8. *Ordered metal substitution in Ti_3AlC_2 and the effect on tribological behaviors in a wide temperature range* / Y. Xue, Ch. Wang, Q. Zeng, J. Wang, H. Jing, Z. Wang, and Ch.-F. Du // *Tribol. International*. – 2023. – **178A**. DOI: 10.1016/j.triboint.2022.108009
9. *Design of nanocomposite low-friction coatings* / O. Wilhelmson, M. Rasander, M. Carlsson, E. Lewin, B. Sanyal, U. Wiklund, O. Eriksson, and U. Jansson // *Adv. Funct. Mater.* – 2007. – **17**. – P. 1611–1616. DOI:10.1002/adfm.200600724
10. *The $M_{n+1}AX_n$ phases: materials science and thin-film processing* / P. Eklund, M. Beckers, U. Jansson, H. Hogberg, and L. Hultman // *Thin Solid Films*. – 2010. – **518**. – P. 1851–1878.
11. *Tribological behavior of selected $M_{n+1}AX_n$ phases thin films on silicon substrates* / M. Hopfeld, R. Grieseler, A. Vogel, H. Romanus, and P. Schaaf // *Surf. Coat. Technol.* – 2014. – **257**. – P. 286–294. DOI:10.1016/j.surfcoat.2014.08.034

12. *Tribological* behavior of Ti_3AlC_2 against SiC at ambient and elevated temperatures / J. Q. Ma, F. Li, J. Cheng, L. C. Fu, Z. H. Qiao, W. M. Lie, and J. Yang // *Tribol. Lett.* – 2013. – **50**. – P. 323–330. DOI:10.1007/s11249-013-0126-x
13. *Tribological* behavior of $Ti_3AlC_2/(WC-10Co)$ composites prepared by spark plasma sintering / X. L. Shi, M. Wang, Z. S. Xu, W. Z. Zhai, and Q. X. Zhang // *Mater. Des.* – 2013. – **45**. – P. 365–376.
14. *Oxidation* resistance of materials based on Ti_3AlC_2 nanolaminate at 600°C in air / A. Ivasyshyn, O. Ostash, T. Prikhna, V. Podhurska, and T. Basyuk // *Nanoscale Res. Lett.* – 2016. – **11**. DOI:10.1186/s11671-016-1571-x
15. *Behavior* of solid oxide fuel cell materials in technological environments / V. Podhurska, B. Vasylyv, A. Ivasyshyn, O. Ostash, O. Vasylev, T. Prikhna, V. Sverdun, and Y. Brodnikovsky // *French-Ukrainian J. Chemistry.* – 2018. – **6**, № 1. – P. 115–127.
16. *Influence* of the technology of production of composites based on the MAX phases of titanium on the process of wear in contact with copper. Part I. Two-stage technology / T. O. Prikhna, V. Ya. Podhurs'ka, O. P. Ostash, B. D. Vasylyv, V. B. Sverdun, M. V. Karpets, and T. B. Serbeniuk // *Materials Science.* – 2019. – **54**, № 4. – P. 589–595. DOI:10.1007/s11003-019-00222-1
17. *Light* interconnects for medium-temperature (550–650°C) solid-oxide fuel cells / O. P. Ostash, T. O. Prikhna, V. Ya. Podhurska, O. S. Kuprin, M. V. Karpets, V. B. Sverdun, B. D. Vasylyv, and T. B. Serbeniuk // *Materials Science.* – 2021. – **57**, № 2. – P. 215–220. DOI:10.1007/s11003-021-00534-1
18. *Erdemir A.* A crystal-chemical approach to lubrication by solid oxides // *Tribol. Lett.* – 2000. – **8**. – P. 97–102.
19. *Domanowski P. and Betiuk M.* Recatest – a technique for qualitative and quantitative assessment of deformed and degraded PVD coatings and CVD layers in the deformed area in the scratch test // *Materials.* – 2021. – **14**, № 10. – P. 2625–2630. DOI:10.3390/ma14102625
20. *Vidakis N., Antoniadis A., and Bilalis N.* The VDI 3198 indentation test evaluation of a reliable qualitative control for layered compounds // *J. Mater. Process. Technol.* – 2003. – **143–144**. – P. 481–485.
21. *The properties* of oxide-ceramic layers with Cu and Ni inclusions synthesizing by PEO method on top of the gas-spraying coatings on aluminium alloys / V. Hutsaylyuk, M. Student, V. Posuvailo, O. Student, Ya. Sirak, V. Hvozdet's'kyi, P. Maruschak, and H. Veselivska // *Vacuum.* – 2020. – **179**. DOI:10.1016/j.vacuum.2020.109514
22. *Waterhouse R. B.* *Fretting Corrosion.* – Oxford: Pergamon Press, 1972.
23. *Asgaribakhtiari H., Majzoobi G. H., and Elmkhah H.* On the effect of Cr/CrN nanolayered coating deposited by Arc-PVD method on axial fretting fatigue behavior of Al7075-T6 alloy // *Surf. Coat. Technol.* – 2023. – **454**. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2022.129176

Одержано 29.11.2022