

УДК 669.295:539.234:539.25

ТРИБОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТИТАНУ ПІСЛЯ КОМБІНОВАНОГО ОБРОБЛЕННЯ

*І. М. ПОГРЕЛЮК, М. М. СТУДЕНТ, Х. Р. ЗАДОРЖНА,
С. М. ЛАВРИСЬ, Т. М. КРАВЧИШИН, І. В. КОВАЛЬЧУК*

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

Досліджено комбіноване оброблення, яке охоплює термодифузійне насичення елементами втілення (киснем, азотом) та електроіскрове легування графітовим електродом. Встановлено вплив приповерхневого зміцнення та послідовності ланок комбінованого оброблення на фазовий склад, структуру, поверхневу мікротвердість покриттів та трибологічні характеристики технічно чистого титану в парі зі сталлю.

Ключові слова: *титан, електроіскрове легування, оксидування, азотування, комбіноване оброблення, твердість, коефіцієнт тертя.*

The combined treatment which includes thermodiffusion saturation with interstitial elements (oxygen and nitrogen) and electrospark alloying with a graphite electrode was studied. The effect of near-surface hardening and the sequence of combined treatment steps on the phase composition, structure, surface microhardness and tribological characteristics of coatings deposited on commercially pure titanium in tribo-pairs with steel was evaluated.

Keywords: *titanium, electrospark alloying, oxidation, nitriding, combined treatment, hardness, friction coefficient.*

Вступ. Структурно-фазові перетворення на поверхні титану під час електроіскрового легування (ЕІЛ) спричинені ерозією матеріалу анода під дією іскрового розряду та спрямованим перенесенням на титан утворених продуктів. ЕІЛ можна підвищити зносотривкість, твердість, жаро- і корозійну тривкість, знизити коефіцієнт тертя тощо [1–6]. Один із основних його недоліків – різкий перепад твердості між легованим шаром і матрицею матеріалу, що сприяє руйнуванню і лущенню легованого шару в часі експлуатації. Щоб поліпшити якість ЕІЛ, часто застосовують комбіноване оброблення [7–13].

Мета дослідження – вивчити вплив комбінованого термодифузійного насичення приповерхневих шарів елементами втілення (киснем, азотом) та ЕІЛ графітовим електродом на фізико-механічні та трибологічні характеристики поверхневих модифікованих шарів титану ВТ1-0.

Методика. Трибологічні характеристики титану після комбінованого оброблення визначали на зразках, застосовуючи схему тертя кулька–пластина ($a = 10$ mm, $b = 5$ mm, $h = 1$ mm) за зворотно-поступального руху сталевих (Х18Н10Т, 95Х18) кульок площиною зразків. Випробовували без мащення на шляху тертя 1600 mm за навантаження 10 N.

Для мікроструктурних досліджень використовували мікроскоп EPIQUANT, оснащений цифровою камерою-окуляром eTREK DCM520 зі штатним програмним забезпеченням, та сканувальний електронний EVO 40XVP зі системою мікроаналізу INCA Energy. Рентгенофазовий та рентгеноструктурний аналізи тита-

нових зразків виконували на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3.0 (монохроматичне $\text{CuK}\alpha$ -випромінювання з фокусуванням за схемою Бреґґа–Брентано). Мікротвердість вимірювали приладом ПМТ-3М за навантаження 0,49 N.

Результати та їх обговорення. Кисень і азот мають різні атомні радіуси, розчинність і дифузійну рухливість у титановій матриці, через що за відповідних температурно-часових параметрів насичення в контрольованому газовому середовищі (кисне- чи азотовмісному) формуються приповерхневі шари з різними мікротвердістю H^{surf} , глибиною зміцненої зони l_n та розподілом мікротвердості по її перетину $H = f(l)$ [14, 15]. Зокрема, окисдуванням у розрідженому кисневмісному середовищі (10^{-2} Pa) при 750°C , 3 h забезпечили твердорозчинне зміцнення киснем без утворення фазової оксидної плівки на поверхні (рис. 1a). Азотуванням у розрідженому до 1 Pa динамічному потоці азоту при 850°C , 5 h сформували поверхневу нітридну плівку ($\text{TiN} + \text{Ti}_2\text{N}$) (до 3 μm) [16] з підшаром твердого розчину азоту в α -титані (рис. 1b). У дифракційному спектрі, знятому з поверхні азотованого титану, фіксували субоксид Ti_2O (див. таблицю).

Результати рентгеноструктурного аналізу та мікротвердість поверхні $H_{0,49}^{\text{surf}}$ титану BT1-0 після оброблення

№ за/п	Оброблення; $H_{0,49}^{\text{surf}}$, GPa	Фаза	α -Ti	TiC	TiO	Ti ₂ N	TiN	Ti ₂ O
		ПГ *	P63/mmс	Fm-3m	Fm-3m	P42/mnm	Fm-3m	P-3m1
1	ЕІЛ; 4,3	%	49	27	24	–	–	–
		a, nm	0,2949	0,4325	0,4293			
		b, nm	0,2949	0,4325	0,4293			
		c, nm	0,4678	0,4325	0,4293			
2	Окисдування + + ЕІЛ; 9,0	%	67	14	19	–	–	–
		a, nm	0,2942	0,4316	0,4280			
		b, nm	0,2942	0,4316	0,4280			
		c, nm	0,4679	0,4316	0,4280			
3	Азотування + + ЕІЛ; 19,5	%	34	16	9	7	34	–
		a, nm	0,2948	0,4307	0,4261	0,4846	0,4204	
		b, nm	0,2948	0,4307	0,4261	0,4846	0,4204	
		c, nm	0,4703	0,4307	0,4261	0,2967	0,4204	
4	ЕІЛ + азоту- вання; 19,1	%	32	20	5	23	20	–
		a, nm	0,2955	0,4313	0,4247	0,4957	0,4282	
		b, nm	0,2955	0,4313	0,4247	0,4957	0,4282	
		c, nm	0,4736	0,4313	0,4247	0,3048	0,4282	
5	Азотування; 10,7	%	60	–	–	15	2	23
		a, nm	0,2961			0,4954	0,4232	0,3024
		b, nm	0,2961			0,4954	0,4232	0,3024
		c, nm	0,4746			0,3030	0,4232	0,4705

* ПГ – просторова ґратка.

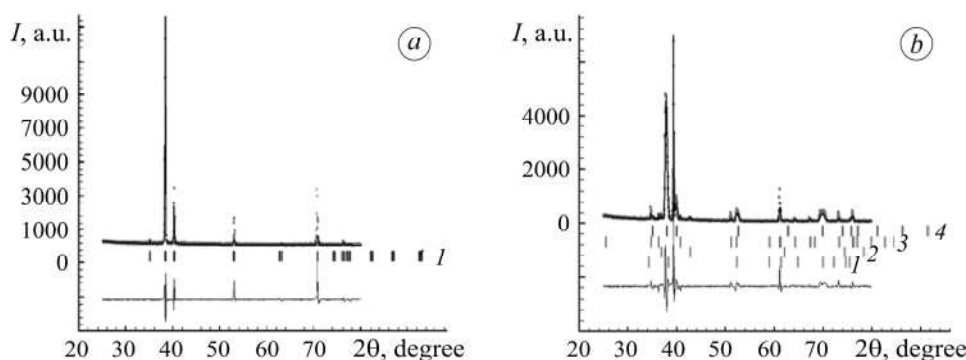


Рис. 1. Дифрактограми, зняті з поверхні технічно чистого титану BT1-0 після окисдування (а) та азотування (b): 1 – α -Ti; 2 – Ti_2N ; 3 – TiN; 4 – Ti_2O_3 .

Fig. 1. Diffraction patterns of the BT1-0 titanium surface after oxidation (a) and nitriding (b): 1 – α -Ti; 2 – Ti_2N ; 3 – TiN; 4 – Ti_2O_3 .

Нітридний шар на поверхні азотованого титану обумовлює у 1,7 раза вищу твердість, ніж окисдований (див. таблицю). При цьому твердість азотованої поверхні є нижчою, ніж 18...21 GPa [17], що свідчить про формування нестехіометричного нітриду ($a_{\text{TiN}_x} = 0,4232$ проти $0,424217$ nm) та градієнтного шару (TiN + Ti_2N), а також субоксидів (рис. 2b). Таким чином, насиченням з контрольованого азотовмісного газового середовища досягли максимального приповерхневого зміцнення. Виявили вплив окисдованої поверхні титану (кристалографічної орієнтації) на інтенсивність дифузійного проникнення кисню (рис. 2).

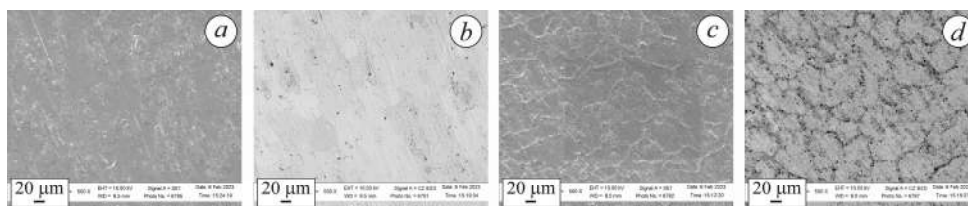


Рис. 2. СЕМ зображення поверхні окисдованого (a, b) та азотованого (c, d) титану BT1-0: a, c – у вторинних електронах; b, d – у відбитих.

Fig. 2. SEM images of oxidized (a, b) and nitrided (c, d) BT1-0 titanium surface: a, c – in secondary electrons; b, d – in backscattered ones.

ЕІЛ титану графітовим електродом реалізували в Інституті прикладної фізики академії наук Молдови на установці ЭФИ-10м [18]. Внаслідок ЕІЛ (див. таблицю) поверхнева мікротвердість титану збільшується у 1,5 раза (4,3 проти 2,9 GPa до оброблення), але при цьому вона нижча, ніж окисдованого та азотованого, у 1,4 та 2,5 раза, відповідно.

Під час попереднього окисдування фазовий склад поверхневих шарів не змінюється (див. таблицю). Натомість, після попереднього азотування, окрім рефлексів карбіду та оксиду титану, на рентгенограмах фіксували ще й рефлекси фаз δ -TiN_x та ϵ -Ti₂N – як результат збереженого нітридного шару під електроіскровим покриттям. При цьому дефектність δ -нітриду (відхилення від стехіометрії) порівняно з утворенням під час азотування суттєвіша ($a = 0,4204$ проти $0,4232$ nm), що, можливо, викликано формуванням після ЕІЛ поверхневої карбонітридної плівки.

Як під час окисдування, так і азотування перед ЕІЛ графітовим електродом кількість карбідної фази у покритті зменшується майже вдвічі, як і вуглецю у карбіді (див. таблицю). При цьому під час попереднього азотування зменшення

вмісту вуглецю у карбіді відчутніше. ЕІЛ вуглецем після окисдування підвищує твердість поверхні в 1,5 раза, а після азотування – у 1,8 раза. Суттєвішому поверхневому зміцненню після попереднього азотування сприяють сформовані твердіші фази у покритті (карбонітриди проти карбооксидів титану) [19, 20]. Слід зазначити, що морфологію поверхні після комбінованого оброблення визначає остання його ланка – ЕІЛ (рис. 3а–с) або термодифузійне насичення (рис. 2с, рис. 3д).

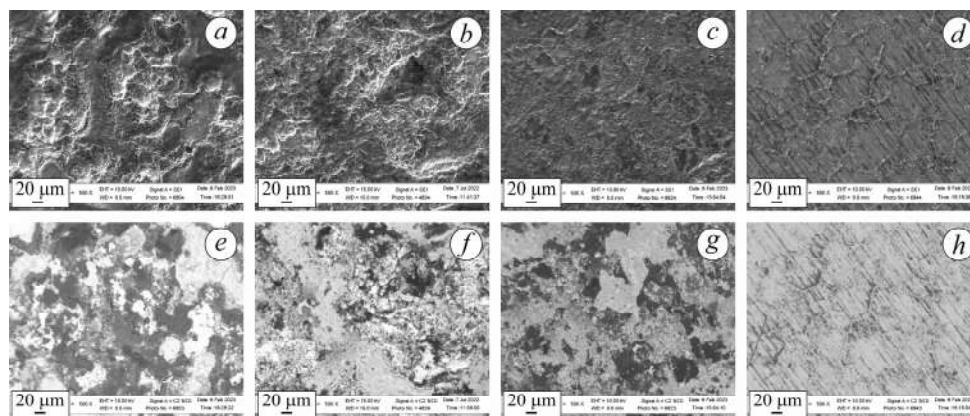


Рис. 3. SEM зображення поверхні титану BT1-0 після ЕІЛ графітовим електродом (а, е) та комбінованого оброблення: *b, f* – окисдування і ЕІЛ; *c, g* – азотування і ЕІЛ; *d, h* – ЕІЛ і азотування; *a–d* – у вторинних електронах; *e–h* – у відбитих.

Fig. 3. SEM image of the BT1-0 titanium surface after electrospark alloying (ESA) with a graphite electrode (*a, e*) and combined treatment: *b, f* – oxidation and ESA; *c, g* – nitriding and ESA; *d, h* – ESA and nitriding; *a–d* – in secondary electrons; *e–h* – in backscattered ones.

Зміна послідовності етапів комбінованого оброблення (азотування та ЕІЛ графітовим електродом) не впливає на фазовий склад модифікованих шарів (див. таблицю). Під час азотування після ЕІЛ, як і перед ним, він однаковий. Різняться лише співвідношення нітридних фаз у дифракційному спектрі: фаза з переважальним δ -нітридом TiN_x переходить у фазу з рівними частками як TiN_x , так і Ti_2N , що, очевидно, пов'язано зі зміною послідовності сформованих шарів (нітрид-карбід-матриця за азотування після ЕІЛ і карбід-нітрид-матриця – перед ним).

Це підтверджують і результати мікрорентгеноспектрального аналізу обробленої поверхні, що фіксують вуглець у поверхневому шарі (рис. 4а, б) та відсутність азоту (рис. 4с) (спектр 1: 28,13 mass% / 60,95 at.% C та 71,87 mass% / 39,05 at.% Ti) під час азотування перед ЕІЛ і азот та вуглець – після ЕІЛ (рис. 4д) (спектр 2: 7,48 mass% / 22,77 at.% C; 3,56 mass%/9,3 at.% N; 88,96 mass% / 67,95 at.% Ti), при цьому кількість вуглецю у першому випадку суттєво більша, ніж у другому. Незалежно від послідовності ланок комбінованого оброблення мікротвердість поверхні практично однакова (19,5 та 19,1 GPa, відповідно) і відповідає інтегральній твердості модифікованого шару.

Комбіноване оброблення інтенсифікує термодифузійне насичення приповерхневих шарів елементами втілення (киснем, азотом та вуглецем). Криві розподілу мікротвердості по перетину зміцнених шарів лежать в області вищих її значень, а їх глибина більша, ніж сформованих після ЕІЛ графітовим електродом чи лише азотування (рис. 5), причому після азотування перед ЕІЛ зміцнення по глибині відчутніше, що проявляється і в структурі шару (рис. 6), хоча глибина самого шару менша, ніж за азотування після ЕІЛ, коли зміцнення по глибині незначне, а глибина шару більша.

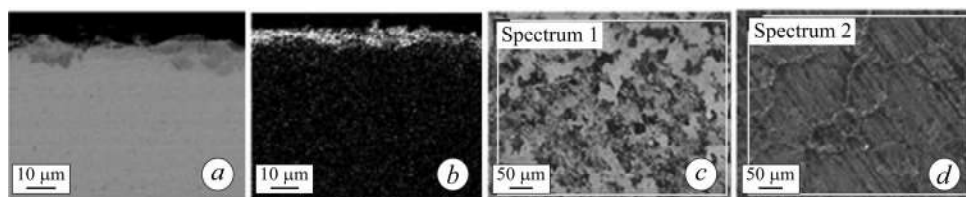


Рис. 4. Структура (а) та зображення в характеристичному $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні (b) приповерхневого шару азотованого титану після ЕІЛ графітовим електродом та відповідні ділянки мікрорентгеноспектрального аналізу його поверхні (c, d).

Fig. 4. Structure (a) and the image in the characteristic $\text{CuK}\alpha$ -radiation (b) of the near-surface layer of nitrided titanium after ESA with a graphite electrode and the corresponding areas of the micro-X-ray spectral analysis of its surface (c, d).



Рис. 5. Розподіл мікротвердості по перетину зміцненого шару та його глибина для титану BT1-0 після оброблення:
1 – ЕІЛ графітовим електродом;
2 – азотування;
3, 4 – азотування перед та після ЕІЛ.

Fig. 5. Cross-section distribution of microhardness and depth of hardened layer for BT1-0 titanium after treatment: 1 – ESA with a graphite electrode; 2 – nitriding; 3, 4 – nitriding before and after ESA.

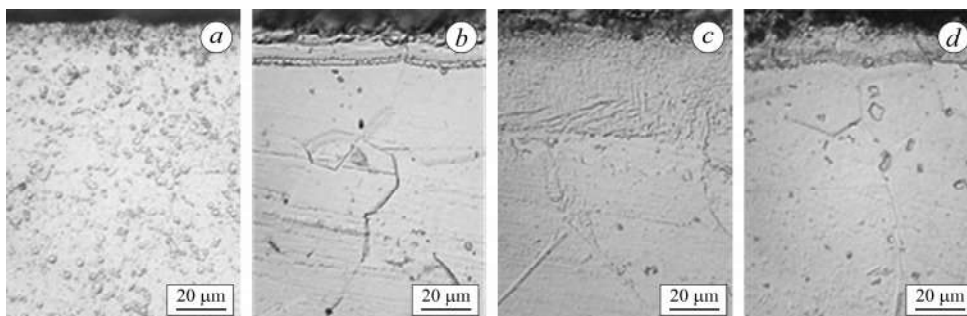


Рис. 6. Структура поверхневих шарів титану BT1-0 після ЕІЛ графітовим електродом (a), азотування (b), азотування та подальшого ЕІЛ (c) і ЕІЛ та подальшого азотування (d).

Fig. 6. Structure of the BT1-0 titanium surface layers after ESA with a graphite electrode (a), nitriding (b), nitriding and subsequent ESA (c) and ESA and subsequent nitriding (d).

Тріщиноутворення на поверхні титану, азотованого після ЕІЛ графітовим електродом, не виявили (рис. 7a), що, очевидно, пов'язано з релаксацією напружень внаслідок кристалізації та дифузійних явищ. Напружений стан сформованих покриттів за ЕІЛ азотованого зразка чи ЕІЛ без додаткового оброблення про- вокує розтріскування (рис. 7b, c).

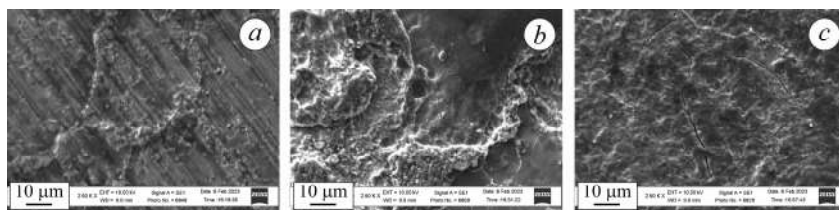


Рис. 7. Поверхня титану BT1-0 після ЕІЛ та подальшого азотування (а), ЕІЛ графітовим електродом (b) та азотування і подальшого ЕІЛ (с).

Fig. 7. BT1-0 titanium surface after ESA and subsequent nitriding (a), ESA with a graphite electrode (b) and nitriding and subsequent ESA (c).

В умовах тертя без мащення необробленого титану у парі зі сталлю коефіцієнт тертя $f = 0,4...0,5$ (рис. 8a). На кривих його зміни з часом випробування виявили ділянки схоплювання, а також чіткі ділянки припрацювання, коли значення f на початковому етапі (до 400 s) знижуються, а далі стабілізуються на певному рівні. Інтенсивність зниження залежить від трибопари. Найнижчу зносо-тривкість фіксували у парі зі сталлю X18H10T (рис. 8b), що відповідає найвищим значенням коефіцієнта f (рис. 8a).

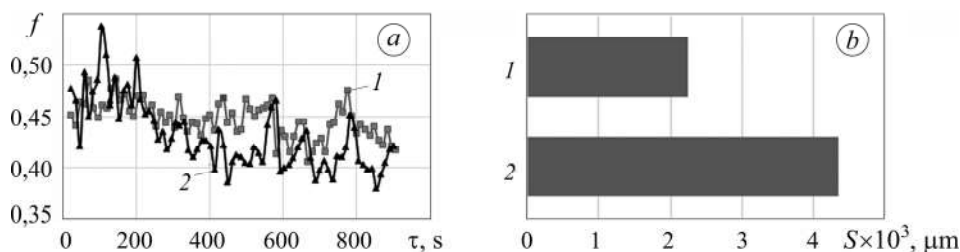


Рис. 8. Кінетика зміни коефіцієнта тертя f (a) та площа перетину сліду зношування S на поверхні титану BT1-0 (b) без поверхневого оброблення: 1, 2 – сталі X18H10T і 95X18.

Fig. 8. Kinetics of changes in the friction coefficient f (a) and the cross-sectional area of the wear trace S on the BT1-0 titanium surface (b) without surface treatment: 1, 2 – X18H10T and 95X18 steels.

Коефіцієнт тертя трибопар корелює з поверхневою мікротвердістю обробленого титану і з її підвищенням знижується (рис. 9). Тому ЕІЛ поверхні з вищим ступенем зміцнення (азотованої) підвищує твердість і зменшує коефіцієнт тертя у трибопарах зі сталлю. Загалом у трибопарі зі сталлю X18H10T він більший, але після попереднього азотування перед ЕІЛ знижується відчутніше (рис. 9).

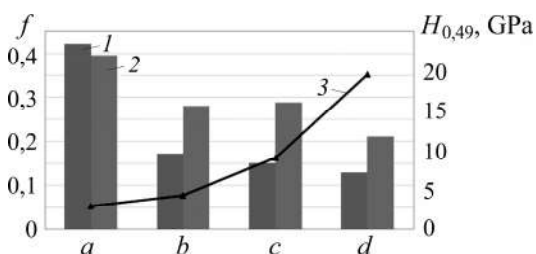


Рис. 9. Коефіцієнт тертя f титану у парі зі сталлями 95X18 (1) та X18H10T (2) та його поверхнева мікротвердість (крива) після оброблення: а – без оброблення; б – ЕІЛ графітовим електродом; с, d – ЕІЛ графітовим електродом оксидованого та азотованого титану, відповідно.

Fig. 9. Friction coefficient f of tribo-pairs of titanium with 95X18 (1) and X18H10T (2) steels and its surface microhardness (curve) after treatment: a – without treatment; b – ESA with a graphite electrode; c, d – ESA with a graphite electrode with subsequent oxidized and nitrided titanium, respectively.

Виявили, що за комбінованого оброблення (ЕІЛ графітовим електродом і газове азотування) перша ланка (ЕІЛ) процесу визначає фрикційну поведінку титану ВТ1-0 за тертя без мащення зі сталлю, а друга (азотування) практично не впливає на коефіцієнт тертя, а також не змінює його кінетики, як і ЕІЛ азотованого (рис. 10). При цьому нижчі значення коефіцієнта тертя під час ЕІЛ азотованого зразка проти азотованого після ЕІЛ, очевидно, пов'язані з нижчою шорсткістю обробленої поверхні ($R_a = 0,71$ проти $1,81 \mu\text{m}$), як і азотованого проти ЕІЛ графітовим електродом ($R_a = 0,49$ проти $1,65 \mu\text{m}$).

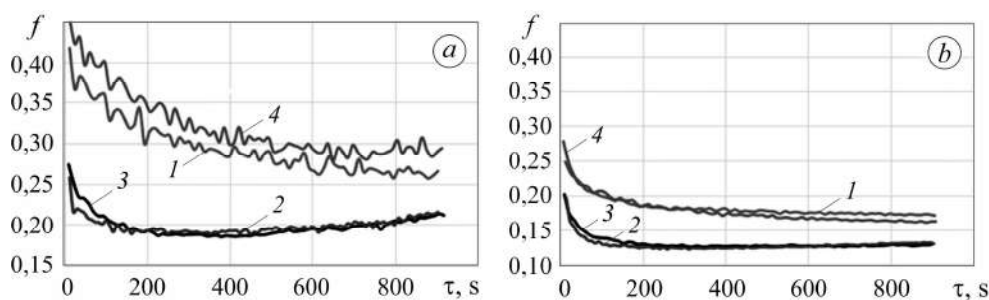


Рис. 10. Зміна в часі коефіцієнта тертя f титану у парі зі сталлями X18N10T (a) та 95X18 (b): 1 – титан ВТ1-0 після ЕІЛ графітовим електродом; 2 – після азотування; 3 – після азотування і подальшого ЕІЛ; 4 – після ЕІЛ та подальшого азотування.

Fig. 10. Time variation of friction coefficient f of titanium in a tribo-pair with X18N10T (a) and 95X18 steels (b): 1 – BT1-0 titanium after ESA with a graphite electrode; 2 – after nitriding; 3 – after nitriding and subsequent ESA; 4 – after ESA and subsequent nitriding.

ВИСНОВКИ

Приповерхневе зміцнення внаслідок термодифузійного насичення елементами втілення перед ЕІЛ графітовим електродом впливає на формування електроіскрового покриття. Кількість карбідної фази у покритті зменшується, як і вуглецю у карбіді, причому за азотування суттєвіше, ніж за оксидування. При цьому поверхнева мікротвердість зростає у 1,8 та 1,5 раза, відповідно, через формування карбонітридних та карбооксидних покриттів з вищою та нижчою твердістю, відповідно. Вища твердість зміцненої ЕІЛ поверхні забезпечує нижчий коефіцієнт тертя у трибопарах зі сталлю. Поверхнева мікротвердість титану практично не залежить від послідовності комбінованого оброблення. Під час поєднання ЕІЛ графітовим електродом і газове азотування перша ланка процесу визначає фрикційну поведінку титану за тертя зі сталлю без мащення: азотування після ЕІЛ графітовим електродом, як і ЕІЛ азотованого титану, практично не впливає на коефіцієнт тертя в парі зі сталлю, а також не змінює його кінетики. Нижчий коефіцієнт тертя забезпечує ЕІЛ графітовим електродом азотованого титану в парі зі сталлю 95X18.

1. Abrasive and erosive wear of Ti6Al4V alloy with electrospark deposited coatings of multi-component hard alloys materials based of WC and TiB₂ / T. Penyashki, G. Kostadinov, M. Kandeve, V. Kamburov, A. Nikolov, and R. Dimitrova // Coatings. – 2023. – **13**. – Article ID 215. <https://doi.org/10.3390/coatings13010215>
2. Electrospark alloying of titanium and its alloys: The physical, technological, and practical aspects. Part 1. The peculiarities of the mass transfer and the structural and phase transformations in the surface layers and their wear and heat resistance / V. V. Mikhailov, A. E. Gitlevich, A. D. Verkhuturov, A. I. Mikhaylyuk, A. V. Belyakov, and L. A. Konevtsov // Surf. Eng. Appl. Electrochem. – 2013. – **49**. – P. 373–395. <https://doi.org/10.3103/S1068375513050074>
3. Podchernyaeva I., Juga A. I., and Berezanskaya V. I. Properties of electrospark coatings on titanium alloy // Key Eng. Mater. – 1997. – **132–136**. – P. 1507–1510. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.132-136.1507>

4. Wang W. and Han Ch. Microstructure and wear resistance of Ti6Al4V coating fabricated by electro-spark deposition // *Metals*. – 2019. – **9**. – Article ID 23. <https://doi.org/10.3390/met9010023>
5. Development of metastable solidification structures using the electrospark deposition process / M. Brochu, J. G. Portillo, J. Milligan, and D. W. Heard // *Open Surf. Sci. J.* – 2011. – **3**. – P. 105–114. <https://doi.org/10.2174/1876531901103010105>
6. Use of the electrospark alloying method to increase the corrosion resistance of a titanium surface / L. P. Kornienko G. P. Chernova, V. V. Mihailov, and A. E. Gitlevich // *Surf. Eng. Appl. Electrochem.* – 2011. – **47**. – P. 9–17. <https://doi.org/10.3103/S106837551101011X>
7. Combined surface hardening of parts for friction pairs of gas turbine engines / D. S. M. Tatabai, A. G. Boytsov, V. V. Kuritsyna, and S. A. Kazantsev // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* – 2019. – **868**. – Article ID 012003. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/868/1/012003>
8. Novel method to fabricate Ti–Al intermetallic compound coatings on Ti–6Al–4V alloy by combined ultrasonic impact treatment and electrospark deposition / Y. Liu, D. Wang, C. Deng, L. Huo, L. Wang, and R. Fang // *J. Alloys Compd.* – 2015. – **628**. – P. 208–212. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.12.144>
9. Feasibility study on preparation of coatings on Ti–6Al–4V by combined ultrasonic impact treatment and electrospark deposition / Y. Liu, D. Wang, C. Deng, H. Lixing, L. Wang, and S. Cao // *Mater. Des.* – 2014. – **63**. – P. 488–492. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.06.061>
10. Surface hardening of metallic alloys by electrospark deposition followed by plasma nitriding / M. A. Béjar, W. Schnake, W. Saavedra, and J. P. Vildósola // *J. Mater. Process. Technol.* – 2006. – **176**. – P. 210–213. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.03.162>
11. Combined treatment of steel, including electrospark doping and subsequent irradiation with a high-intensity electron beam / V. D. Klopotov, Yu. A. Denisova, A. D. Teresov, E. A. Petrikova, V. V. Shugurov, M. A. Seksenalina, Yu. F. Ivanov, and A. A. Klopotov // *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* – 2016. – **124**. – Article ID 012125. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/124/1/012125>
12. Effects of nitrogen flux on microstructure and tribological properties of in-situ TiN coatings deposited on TC11 titanium alloy by electrospark deposition / X. Hong, Y. Tan, X. Wang, Hua Tan, and T. Xu // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2015. – **25**. – P. 3329–3338. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(15\)63990-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(15)63990-5)
13. Microstructure and tribological properties of Zr-based amorphous-nanocrystalline coatings deposited on the surface of titanium alloys by electrospark deposition / X. Hong, Y. Tan, C. Zhou, T. Xu, and Z. Zhang // *Appl. Surf. Sci.* – 2015. – **356**. – P. 1244–1251. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.08.233>
14. Topography, hardness, elastic modulus and wear resistance of nitride coatings on titanium / I. M. Pohrelyuk, J. Padgurskas, S. M. Lavrys, A. G. Luk'yanenko, V. S. Trush, and R. Kreivaitis // *9th Int. Sci. Conf. BALTRIB'2017 – Dedicated to 100th Anniversary of Restitution of Lithuania*. – 2018. – P. 41–46. <https://doi.org/10.15544/baltrib.2017.09>
15. Pretreatment influence on titanium surface properties after gas nitriding / I. M. Pohrelyuk, S. M. Lavrys, O. M. Sakharuk, I. V. Stasyshyn, and O. V. Penkovyi // *J. of Mater. Eng. and Perform.* – 2017. – **26**. – P. 5072–5078. <https://doi.org/10.1007/s11665-017-2934-x>
16. Influence of the phase-structural state of the surface layers on the mechanical properties of VT1-0 titanium alloy / A. T. Pichuhin, O. I. Yas'kiv, O. H. Luk'yanenko, and I. M. Pohrelyuk // *Materials Science*. – 2012. – **47**, № 5. – P. 670–676. <https://doi.org/10.1007/s11003-012-9442-9>
17. Pierson H. O. Handbook of refractory carbides and nitrides: properties, characteristics, processing and applications. – Westwood: Noyes publication, 1996. – 362 p.
18. Mikhailyuk A. I. and Gitlevich A. E. Application of graphite in electrospark technologies // *Surf. Engin. Appl. Electrochem.* – 2010. – **46**. – P. 424–430. <https://doi.org/10.3103/S1068375510050054>
19. Fedirko V. M., Pohrelyuk I. M., and Yas'kiv O. I. Formation of functional coatings based on interstitial compounds on titanium under the conditions of thermodiffusion saturation // *Materials Science*. – 2006. – **42**. – P. 299–308. <https://doi.org/10.1007/s11003-006-0083-8>
20. Pohrelyuk I., Yaskiv O., and Fedirko V. Forming carbonitride coatings on titanium by thermochemical treatment with C–N–O-containing media // *JOM*. – 2007. – **59**. – P. 32–37. <https://doi.org/10.1007/s11837-007-0075-7>

Одержано 27.04.2023