

СТРУКТУРНІ ОСОБЛИВОСТІ ТА ЗНОСОТРИВКІСТЬ ПОКРИТТЯ TiAlN НА СПЛАВІ Ti–6Al–4V, СФОРМОВАНОГО ПОЄДНАННЯМ МЕТОДІВ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО НАПИЛЮВАННЯ ТА АЗОТУВАННЯ З ГАЗОВОЇ ФАЗИ

О. В. ТКАЧУК, В. М. ГВОЗДЕЦЬКИЙ, М. М. СТУДЕНТ, Х. Р. ЗАДОРЖНА,
І. В. КОВАЛЬЧУК, І. М. ПОГРЕЛЮК

Досліджено формування покриття TiAlN на сплаві Ti–6Al–4V шляхом поєднання методів електродугового напилення та газового азотування. Встановлено, що фаза TiAlN утворюється у покритті під час газового азотування сплаву зі заздалегідь напиленим шаром алюмінію та титану. З підвищенням температури азотування від 650 до 850°C її вміст зменшується. Виявлено, що покриття TiAlN суттєво збільшує поверхню твердість сплаву (до 12...15 GPa), а у трибопарі з Al₂O₃ забезпечує значно вищу зносотривкість порівняно з покриттям TiN, а також необробленим сплавом.

Ключові слова: електродугове напилення, газове азотування, зносотривкість.

The formation of the TiAlN coating on Ti–6Al–4V alloy by combination of the arc spraying and gas nitriding methods was investigated. It was established that the TiAlN phase is formed in the coating during gas nitriding of the titanium alloy with a pre-sprayed layer of aluminum and titanium. By increasing nitriding temperature from 650 to 850°C, the content of the TiAlN phase decreased. The TiAlN coating significantly increases the surface hardness of the alloy (up to 12...15 GPa), and in a tribo-pair with Al₂O₃ provides significantly higher wear resistance compared to the TiN coating and untreated alloy.

Keywords: arc spraying, gas nitriding, wear resistance.

Вступ. Потрійні сполуки системи Ti–X–N (X – Al, Si, Mo, Cr) використовують як зносотривкі, антикорозійні та декоративні покриття, а також як дифузійні бар'єри в мікроелектроніці [1–6]. Їм властиві вища твердість, краща зносо- та жаротривкість проти нітридів і карбідів (TiN, CrN, TiC) [7–9]. Покриття TiAlN, в основному, формують методами йонного та катодного дугового осадження, а також магнетронного напилення [2, 7, 10, 11]. Відомо, що сполука TiAlN утворюється внаслідок заміщення атомів титану атомами алюмінію в кристалічній ґратці нітриду титану TiN [12, 13].

Для підвищення зносотривкості конструкційних сплавів часто застосовують комбіновані методи нанесення покриттів [14–17]. Тому мета цього дослідження – сформувати покриття TiAlN на сплаві Ti–6Al–4V, поєднуючи методи електродугового напилення (ЕДН) та газового азотування (ГА), і оцінити його зносотривкість.

Матеріали та методика досліджень. Випробовували циліндричні зразки діаметром 10 mm та товщиною 2 mm зі сплаву Ti–6Al–4V, які заздалегідь шліфували та полірували алмазними пастами до досягнення шорсткості поверхні $R_a = 0,2 \mu\text{m}$. Після полірування їх промивали у спирті в ультразвуковій ванні та висушували. Покриття з Al та Al+40 mass% Ti одержували методом ЕДН з електродних алюмінієвих та титанових дротів. Перед напиленням поверхню зразків обробляли корундом. Електродугові покриття наносили пошарово за шість проходів за

напруги на дузі $U = 32 \text{ V}$, струму дуги $I = 150 \text{ A}$, тиску надзвукового повітряного струменя $P = 1 \text{ МПа}$, дистанції напилення $L = 150 \text{ mm}$.

ГА сплаву з напиленими шарами алюмінію чи алюмінію з титаном здійснювали в середовищі молекулярного азоту за парціального тиску газу 10^5 Pa . Температури азотування 650; 750 та 850°C , а тривалість насичення 4 h. Використовували технічно чистий азот, який очищали, щоб кисню і води було $\leq 0,01\%$, пропускаючи крізь капсулу зі силікагелем і нагріту на $\sim 50^\circ\text{C}$ вище температури азотування титанову стружку. Нагрівали та охолоджували в азоті.

Фазовий склад поверхневих шарів сплаву визначали на дифрактометрі ДРОН-3.0 у $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні з фокусуванням за схемою Бреґга-Брентано. Напруга на аноді рентгенівської трубки становила 30 kV, а струм 20 mA. Вміст фаз у шарі встановлювали за рентгенівськими дифрактограмами повнопрофільним методом Рітвельда, застосовуючи програму FullProf.

Мікроструктурні дослідження здійснювали на сканувальному електронному мікроскопі EVO 40XVP зі системою мікроаналізу INCA Energy 350. Шорсткість поверхні (R_a) оцінювали профілометром типу 170621. Поверхневу мікротвердість покриттів визначали приладом ПМТ-3М за навантаження на індентор 0,981 N. Зносотривкість покриття TiAlN , сформованого на поверхні сплаву після ЕДН алюмінію та титану та подальшого ГА при 850°C – під час зворотно-поступального руху керамічної (Al_2O_3) кульки по поверхні титанового зразка впродовж 900 s за умов тертя без мащення під контактним навантаженням 9,8; 14,7 та 19,6 N. Порівнювали як з необробленим сплавом, так і з азотованим (із покриттям TiN).

Результати та їх обговорення. Після ЕДН алюмінієвих дротів на поверхні сплаву формується покриття з характерною ламельною структурою (рис. 1a). Через високу швидкість охолодження крапель розплавленого напилюваного матеріалу (алюмінію) на поверхні титану утворюються перенасичені тверді розчини, в яких через релаксацію залишкових напружень можуть формуватися мікротріщини, перпендикулярні ламелям. На поверхні напиленого покриття виявили типову поруватість (рис. 1a).

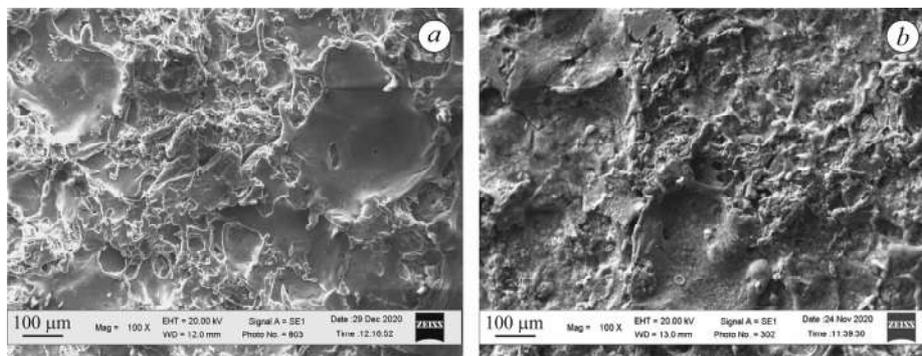


Рис. 1. Морфологія поверхні сплаву Ti-6Al-4V після ЕДН алюмінію (a) та подальшого ГА (b).

Fig. 1. Surface morphology of Ti-6Al-4V alloy after arc spraying (AS) of aluminum (a) and subsequent gas nitriding (GN) (b).

Згідно з результатами рентгенівського фазового аналізу (рис. 2a; табл. 1), на поверхні сплаву після ЕДН алюмінію присутні його основні високоінтенсивні рефлекси та слабкі α -Ti, що узгоджується з даними мікрорентгеноспектрального аналізу (табл. 2). Окрім цього, на поверхні зафіксували незначну кількість кисню внаслідок формування оксидів алюмінію під час транспортування диспергованого розплаву з електродних матеріалів (порошкових алюмінієвих дротів). Краплини малих розмірів можуть повністю окиснюватися і осідати на титановій підкладці, зштовхуючись з її поверхнею.

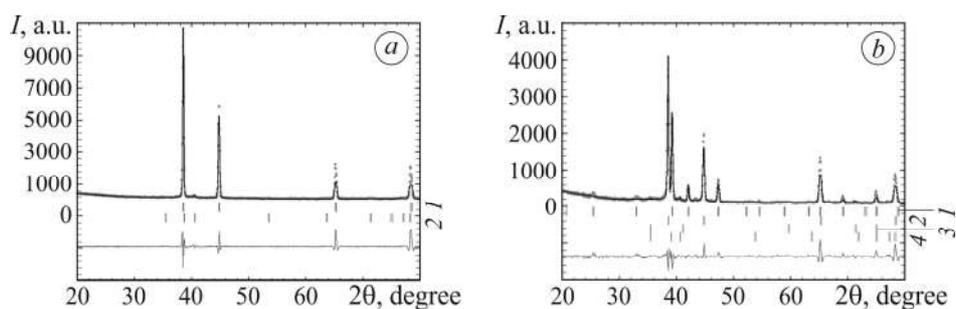


Рис. 2. Дифрактограми, зняті з поверхні сплаву Ti-6Al-4V після ЕДН алюмінію (а: 1 – Al; 2 – α -Ti) та подальшого ГА (b: 1 – TiAl₃; 2 – Al; 3 – AlN; 4 – α -Ti).

Fig. 2. Diffraction patterns of surface of Ti-6Al-4V alloy after AS of aluminum (a: 1 – Al; 2 – α -Ti) and subsequent GN (b: 1 – TiAl₃; 2 – Al; 3 – AlN; 4 – α -Ti).

Таблиця 1. Фази, сформовані на поверхні сплаву Ti-6Al-4V після ЕДН та подальшого ГА

Оброблення	Фаза	Al	α -Ti	TiAl ₃	AlN	α' -Ti	Ti ₂ O	TiO	TiAl ₃	TiAlN	Ti ₃ AlN
	Просторова група	Fm-3m	R63/mmc	I4/mmm	Fm-3m	Im3m	P-3m1	Fm-3m	Pm-3m	Fm-3m	Pm-3m
ЕДН (Al)	% a, Å c, Å	97,45 4,0447 -	2,55 2,9261 4,6488	-	-	-	-	-	-	-	-
ЕДН (Al)+ +ГА (650°C)	% a, Å c, Å	62,02 4,0477 -	1,44 2,9256 4,6127	35,62 3,8424 8,5898	0,91 4,3873 -	-	-	-	-	-	-
ЕДН (Al+Ti)	% a, Å c, Å	2,79 4,0416 -	12,79 2,9232 4,6574	-	-	1,12 3,2462 -	5,80 2,9767 4,6027	50,92 4,2061 -	26,58 4,0419 -	-	-
ЕДН (Al+Ti)+ +ГА (650°C)	% a, Å c, Å	1,20 4,0462 -	36,84 2,9286 4,6938	5,73 3,8498 8,6086	-	4,43 3,2494 -	2,94 2,9755 4,6092	-	7,83 4,0493 -	41,03 4,2159 -	-
ЕДН (Al+Ti)+ +ГА (750°C)	% a, Å c, Å	-	37,48 2,9771 4,5770	27,00 3,8436 8,5946	0,21 4,4117 -	-	-	-	1,49 3,9778 -	31,75 4,2124 -	2,06 4,1043 -
ЕДН (Al+Ti)+ +ГА (850°C)	% a, Å c, Å	-	31,00 2,9831 4,5364	42,79 3,8472 8,6033	-	-	-	-	4,99 3,9806 -	20,84 4,2161 -	0,39 4,1250 -

Після ГА (при 650°C) сплаву зі задалегідь напиленим шаром алюмінію на поверхні також виявили і тріщини, і пори (рис. 1b). На дифракційному спектрі (рис. 2b) зафіксували зменшення кількості та інтенсивності рефлексів алюмінію. Під дією температури він взаємодіє з титаном, утворюючи сполуку TiAl₃ з тетрагональною структурою. Окрім цього, формується незначна кількість фази AlN (табл. 1).

Таблиця 2. Хімічний склад (at.%) покриттів, сформованих на поверхні сплаву Ti-6Al-4V після ЕДН та подальшого ГА

Оброблення	Ti	Al	V	N	O
ЕДН (Al)	0,08	96,16	–	–	3,76
ЕДН (Al)+ГА (650°C)	26,32	73,54	0,18	–	–
ЕДН (Al+Ti)	40,52	33,83	–	–	25,65
ЕДН (Al+Ti)+ГА (650°C)	38,55	34,69	0,19	26,57	–
ЕДН (Al+Ti)+ГА (750°C)	44,33	39,89	0,12	15,66	–
ЕДН (Al+Ti)+ГА (850°C)	39,16	50,39	0,11	10,34	–

Поверхня сплаву після ЕДН алюмінієвими та титановими дротами гладша (рис. 3а), ніж після ЕДН алюмінієвими дротами (див. рис. 1а), що підтверджує нижчу шорсткість (1,7 проти 3,7 μm). Згідно з результатами мікрорентгеноспектрального аналізу, на поверхні майже у 7 разів більший вміст кисню (табл. 2), ніж під час напилювання лише алюмінію. Це узгоджується з результатами рентгенофазового аналізу, який зафіксував субоксиди Ti_2O і TiO (рис. 4). Окрім рефлексів титану та алюмінію, що вказує на формування макрочастинок на поверхні під час ЕДН, у дифракційному спектрі присутні рефлекси фази TiAl_3 з кубічною структурою (рис. 4а; табл. 1).

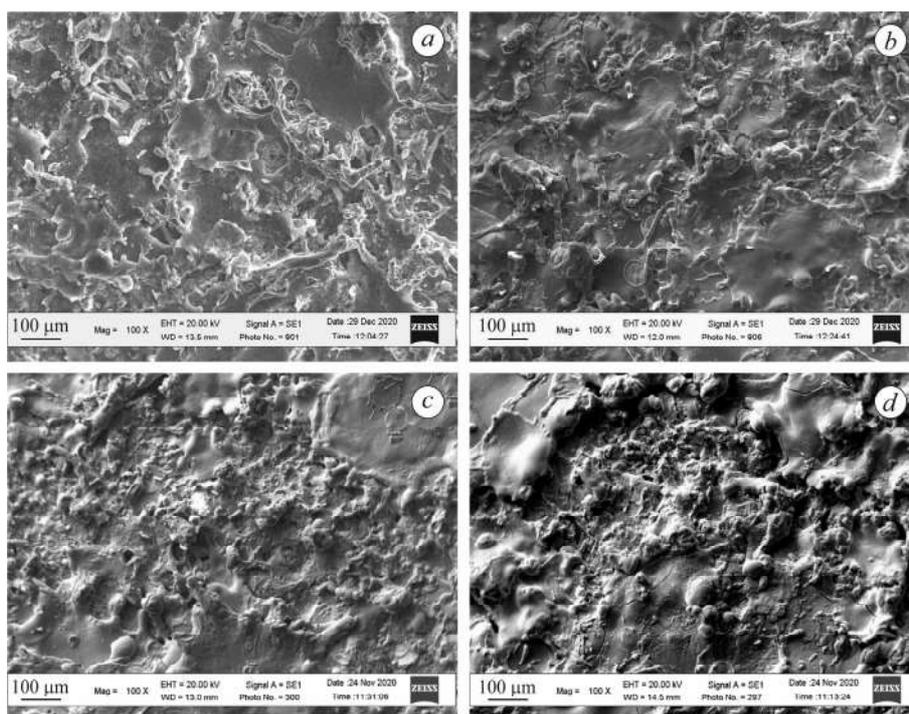


Рис. 3. Морфологія поверхні сплаву Ti-6Al-4V після ЕДН алюмінію та титану (а) та подальшого ГА: b – 650°C; c – 750; d – 850.

Fig. 3. Surface morphology of Ti-6Al-4V alloy after AS of aluminum and titanium (a) and subsequent GN: b – 650°C; c – 750; d – 850.

Після ГА (при 650°C) сплаву фазу TiO (рис. 4b), яка присутня у великій кількості після попереднього ЕДН алюмінію та титану (рис. 4а), не фіксували. Проте збільшується вдвічі вміст фази Ti_2O (табл. 1). Очевидно, фаза TiO нестехіомет-

ричного складу під дією температури частково розкладається до Ti_2O , тому за цих умов її вміст більший. Решта кисню дифундує вглиб підкладки.

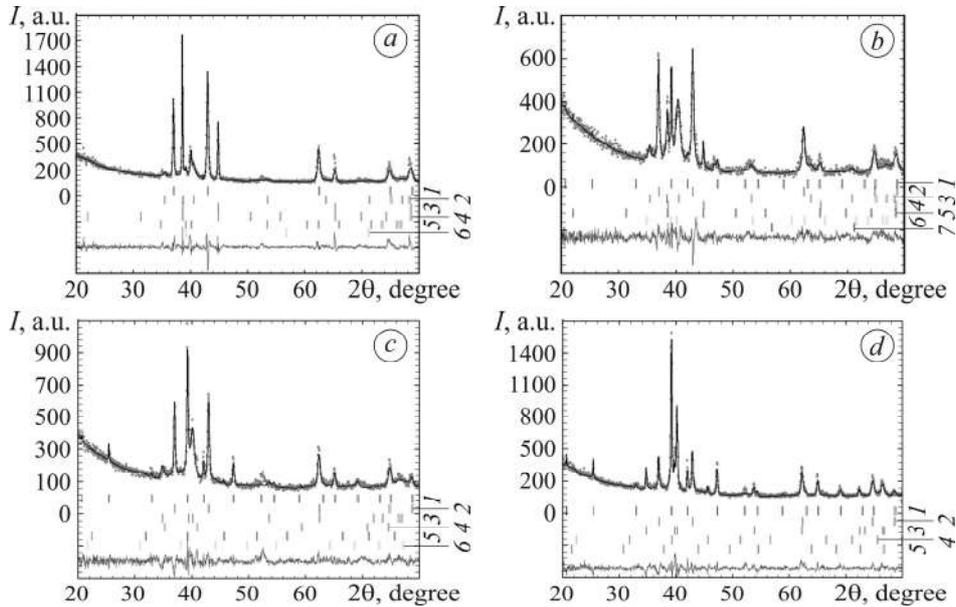


Рис. 4. Дифрактограми, зняті з поверхні сплаву Ti-6Al-4V після ЕДН алюмінію та титану (а: 1 – TiO ; 2 – α -Ti; 3 – Al; 4 – $TiAl_3$; 5 – Ti_2O ; 6 – α' -Ti) та подальшого ГА при $650^\circ C$ (b: 1 – $TiAl_3$; 2 – $TiAlN$; 3 – α -Ti; 4 – Al; 5 – $TiAl_3$; 6 – Ti_2O ; 7 – α' -Ti); при $750^\circ C$ (c: 1 – $TiAl_3$; 2 – $TiAlN$; 3 – α -Ti; 4 – AlN; 5 – $TiAl_3$; 6 – Ti_3AlN) та при $850^\circ C$ (d: 1 – $TiAl_3$; 2 – $TiAlN$; 3 – α -Ti; 4 – $TiAl_3$; 5 – Ti_3AlN).

Fig. 4. Diffraction patterns of the Ti-6Al-4V alloy surface after AS of aluminum and titanium (a: 1 – TiO ; 2 – α -Ti; 3 – Al; 4 – $TiAl_3$; 5 – Ti_2O ; 6 – α' -Ti) and subsequent GN at $650^\circ C$ (b: 1 – $TiAl_3$; 2 – $TiAlN$; 3 – α -Ti; 4 – Al; 5 – $TiAl_3$; 6 – Ti_2O ; 7 – α' -Ti); at $750^\circ C$ (c: 1 – $TiAl_3$; 2 – $TiAlN$; 3 – α -Ti; 4 – AlN; 5 – $TiAl_3$; 6 – Ti_3AlN) and at $850^\circ C$ (d: 1 – $TiAl_3$; 2 – $TiAlN$; 3 – α -Ti; 4 – $TiAl_3$; 5 – Ti_3AlN).

Оскільки в системі Ti-Al-N енергія формування сполуки TiN ($-305,6$ kJ/mol) нижча, ніж AlN ($-241,6$ kJ/mol), тому переважає взаємодія азоту з титаном із утворенням фази TiN, а атоми алюмінію частково в ній заміщують атоми титану [12, 13]. Сполука $TiAlN$ зберігає кристалічну структуру TiN, подібну до структури NaCl, проте параметр її ґратки a зменшується від $4,240$ до $4,216$ Å. Згідно з результатами рентенофазового аналізу (рис. 4b), вміст фази $TiAlN$ у покритті найбільший (табл. 1). Окрім цього, у дифракційному спектрі присутня фаза $TiAl_3$ як з тетрагональною, так і кубічною структурами (табл. 1).

З підвищенням температури ГА від 650 до $750^\circ C$, згідно з результатами мікрорентгеноспектрального аналізу, вміст азоту на поверхні зменшується (табл. 2), що узгоджується з даними рентенофазового аналізу (рис. 4c; табл. 1). Водночас формуються фази Ti_3AlN і AlN. Збільшується також кількість фази $TiAl_3$ з тетрагональною структурою та зменшується вміст фази $TiAl_3$ з кубічною. З подальшим ростом температури до $850^\circ C$ тенденція зберігається: вміст фаз $TiAlN$ і Ti_3AlN зменшується, а фази $TiAl_3$ збільшується (табл. 1).

Виявили (табл. 3), що суттєво підвищує твердість поверхні ГА сплаву зі задалегідь напиленим шаром алюмінію та титану через формування сполуки $TiAlN$, чого не зафіксували під час ГА сплаву з напиленим шаром алюмінію. Порівняно з традиційним ГА приріст поверхневої мікротвердості з підвищенням температури процесу під час комбінованого оброблення зменшується (з $6,0$ до $1,8$ GPa).

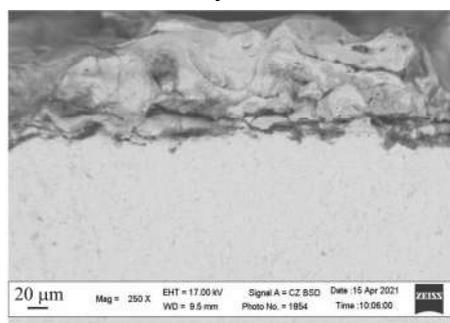
Таблиця 3. Поверхнева мікротвердість покриттів, сформованих на поверхні сплаву Ti-6Al-4V після ЕДН та подальшого ГА

Оброблення	$H_{0,981}$, GPa
ЕДН (Al)	0,24
ЕДН (Al)+ГА, 650°C	0,36
ЕДН (Al+Ti)	0,55
ЕДН (Al+Ti)+ГА, 650°C	14,5
ЕДН (Al+Ti)+ГА, 750°C	12,1
ЕДН (Al+Ti)+ГА, 850°C	12,8
ГА, 650°C	8,5
ГА, 750°C	10,2
ГА, 850°C	11,0

На рис. 5 подано поперечний переріз покриття товщиною 100...120 μm , сформованого на поверхні сплаву після ЕДН алюмінію та титану та подальшого ГА.

Рис. 5. Поперечний переріз покриття, сформованого на поверхні сплаву Ti-6Al-4V після ЕДН алюмінію та титану та подальшого ГА при 850°C.

Fig. 5. Cross-section of the coating formed on the surface of Ti-6Al-4V alloy after AS of aluminum and titanium, and subsequent GN at 850°C.



Побудовано (рис. 6) залежність коефіцієнта тертя f від часу τ для покриттів TiAlN та TiN на поверхні сплаву після ЕДН та подальшого ГА, а також для необробленого сплаву у парі тертя з керамічною (Al_2O_3) кулькою за умов тертя без мащення та різного контактного навантаження. На початковій стадії тертя (до 30 s) за навантаження 9,8 N коефіцієнт f покриття TiAlN зменшується, а далі стабілізується на рівні $\sim 0,13$. Водночас для покриття TiN і необробленого сплаву, навпаки, зростає і осцилює, що особливо чітко проявляється для необробленого сплаву. Це свідчить про формування вогнищ схоплювання на тертьових поверхнях.

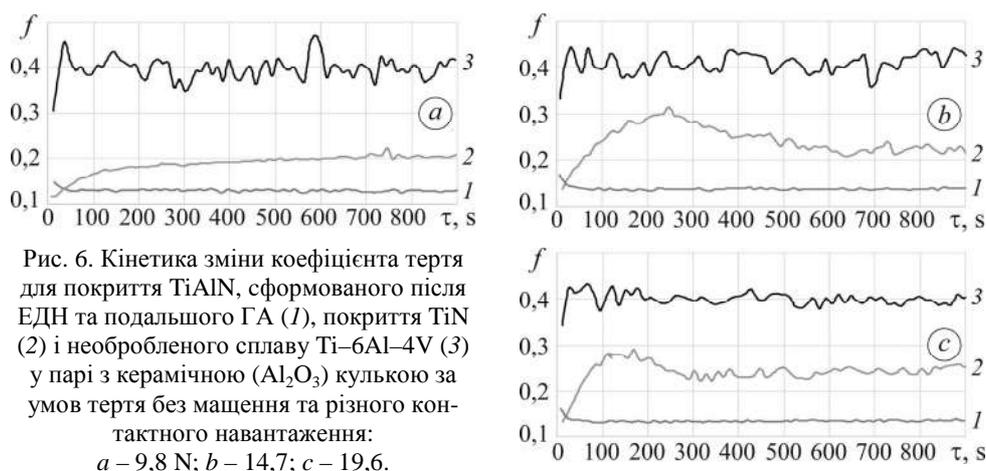


Рис. 6. Кінетика зміни коефіцієнта тертя для покриття TiAlN, сформованого після ЕДН та подальшого ГА (1), покриття TiN (2) і необробленого сплаву Ti-6Al-4V (3) у парі з керамічною (Al_2O_3) кулькою за умов тертя без мащення та різного контактного навантаження: $a - 9,8 \text{ N}$; $b - 14,7$; $c - 19,6$.

Fig. 6. Kinetics of changes of friction coefficient for TiAlN coating formed after AS and subsequent GN (1), TiN coating (2) and untreated Ti-6Al-4V alloy (3) in tribo-pair with ceramic (Al_2O_3) ball under friction conditions without lubrication and different contact loads: $a - 9.8 \text{ N}$; $b - 14.7$; $c - 19.6$.

Зі збільшенням контактного навантаження від 9,8 до 14,7 N (рис. 6) закономірності зміни коефіцієнта f в часі для покриття TiAlN зберігаються, проте середнє його значення збільшується до $\sim 0,14$. За навантаження 19,6 N воно стабілізується на дещо нижчому рівні. Загалом коефіцієнт тертя покриття, сформованого поєднанням ЕДН та ГА суттєво нижчий ($\sim 0,13 \dots 0,14$), ніж покриття TiN ($f = \sim 0,20 \dots 0,24$) і необробленого сплаву ($f = \sim 0,40 \dots 0,41$) через його вищу твердість.

ВИСНОВКИ

Сформовано покриття TiAlN на сплаві Ti–6Al–4V поєднанням методів ЕДН та ГА. Встановлено, що під час ГА при 650°C сплаву зі заздалегідь напиленим шаром алюмінію фаза TiAlN не формується, а тільки фази TiAl₃ і AlN. Виявлено, що за одночасного використання під час ЕДН електродних алюмінієвого та титанового дротів у покритті за подальшого ГА формується фаза TiAlN. З підвищенням температури ГА від 650 до 850°C її вміст зменшується, а фази TiAl₃ збільшуються. При цьому з формуванням фази TiAlN значно підвищується твердість поверхні сплаву ($H_{0,981} = 12 \dots 15$ GPa). Досліджено зносотривкість покриття, сформованого на поверхні сплаву Ti–6Al–4V після ЕДН та подальшого ГА, у парі тертя з керамічною (Al₂O₃) кулькою під час зворотно-поступального руху за умов тертя без мащення. Таке покриття забезпечує коефіцієнт тертя $\sim 0,13 \dots 0,14$, що суттєво нижче, ніж для азотованого та необробленого сплаву.

1. *Electrical and corrosion properties of titanium aluminum nitride thin films prepared by plasma-enhanced atomic layer deposition* / E.-Y. Yun, W.-J. Lee, Q.M. Wang, and S.-H. Kwon // *J. Mater. Sci. and Technol.* – 2017. – **336** № 3. – P. 295–299. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.11.027>
2. *Thermal stability and oxidation resistance of arc evaporated TiAlN, TaAlN, TiAlTaN, and TiAlN/TaAlN coatings* / C. M. Koller, R. Hollerweger, C. Sabitzer, R. Rachbauer, S. Kolo-zsvári, J. U. Paulitsch, and P. H. Mayrhofer // *Surf. and Coat. Technol.* – 2014. – **259**. – P. 599–607. DOI:10.1016/j.surfcoat.2014.10.024
3. *Reactive flash sintering of TiZrN and TiAlN ternary metal nitrides* / S. Das, A. Durygin, V. Drozd, M. S. I. Sozal, and Z. Cheng // *J. Eur. Ceram. Soc.* – 2024. – **44**, № 4. – P. 2037–2051. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.11.079>
4. *Structural and tribological properties of TiSiN films with different Si content* / H. Cicek, Y. E. Acar, S. Duran, A. M. Yilmaz, and M. Cakir // *Thin Solid Films.* – 2023. – **783**, № 32. – Article number 140059. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2023.140059>
5. *Thampi V. V. A., Bendavid A., and Subramanian B. Nanostructured TiCrN thin films by pulsed magnetron sputtering for cutting tool applications* // *Ceram. Int.* – 2016. – **42**, № 8. – P. 9940–9948. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.03.095>
6. *Microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of TiSiN coating prepared by FCVA technique with different N₂ flow rates* / J. Yang, H. Cao, Y. Li, F. Liu, Y. Tang, N. Zhao, F. Qi, and X. Ouyang // *Vacuum.* – 2023. – **209**. – Article number 111811. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.111811>
7. *Plain and fretting fatigue behavior of Ti6Al4V alloy coated with TiAlN thin film* / F. Yıldız, A. F. Yetim, A. Alsarhan, A. Celik, I. Kaymaz, and I. Efeoglu // *Tribol. Int.* – 2013. – **66**. – P. 307–314. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2013.06.006>
8. *Tribological properties of TiSiN thin films deposited by laser ablation* / I. Camps, S. Muhl, E. Camps, J. G. Quiñones-Galván, M. Flores // *Surf. and Coat. Technol.* – 2014. – **255**. – P. 74–78. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.12.064>
9. *TiAlN film preparation by Y-shape filtered-arc-deposition system* / T. Mashiki, H. Hikosaka, H. Tanoue, H. Takikawa, Y. Hasegawa, M. Taki, M. Kumagai, and M. Kamiya // *Thin Solid Films.* – 2008. – **516**, № 19. – P. 6650–6654. DOI:10.1016/j.tsf.2007.11.097
10. *Tribological behaviors of super-hard TiAlN coatings deposited by filtered cathode vacuum arc deposition* / Z. Zhang, L. Zhang, H. Yuan, M. Qiu, X. Zhang, B. Liao, F. Zhang, and X. Ouyang // *Mater.* – 2022. – **15**, № 6. – Article number 2236. <https://doi.org/10.3390/ma15062236>

11. *Improved* mechanical and tribological properties of TiAlN coatings by high current pulsed electron beam irradiation / Q. Guan, J. Han, S. Zhou, J. Guan, C. Zhang, F. Cao, and X. Chen // *Int. J. Refractory Metals and Hard Mater.* – 2024. – **118**. – Article number 106435. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2023.106435>
12. *Fabrication* and performance of TiN/TiAlN nanometer modulated coatings / C.-L. Liang, G.-A. Cheng, R.-T. Zheng, and H.-P. Liu // *Thin Solid Films.* – 2011. – **520**, № 2. – P. 813–817. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2011.04.159>
13. *Improved* properties of TiAlN coatings through the multilayer structure / A. Rizzo, L. Mirengi, M. Massaro, U. Galietti, L. Capodici, R. Terzi, L. Tapfer, and D. Valerini // *Surf. and Coat. Technol.* – 2013. – **235**. – P. 475–483. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.08.006>
14. *The tribological* properties of plasma electrolytic oxidation layers synthesized on arc spray coatings on aluminum alloys in contact with various friction materials / V. Hvozdet's'kyi, J. Padgurskas, M. Student, I. Pohrelyuk, O. Student, Kh. Zadorozhna, O. Tkachuk, and R. Rukuiza // *Coatings.* – 2024. – **14**, № 4. – 460 p. <https://doi.org/10.3390/coatings14040460>
15. *Surface* modification of titanium by oxidation followed by electrospark alloying with a graphite electrode / I. M. Pohrelyuk, M. M. Student, Kh. R. Zadorozhna, V. S. Trush, and T. M. Kravchyn // *Materials Science.* – 2023. – **59**, № 3. – P. 347–353. <https://doi.org/10.1007/s11003-024-00784-9>
16. *Abrasive* wear resistance and tribological characteristics of pulsed hard anodized layers on aluminum alloy 1011 in tribocontact with steel and ceramics in various lubricants / M. Student, I. Pohrelyuk, J. Padgurskas, R. Rukuiza, V. Hvozdet's'kyi, Kh. Zadorozhna, H. Veselivska, O. Student, and O. Tkachuk // *Coatings.* – 2023. – **13**, № 11. – Article number 1883. <https://doi.org/10.3390/coatings13111883>
17. *Luzan S. A. and Bantkovskiy V. A.* Structure and tribotechnical properties of deposited composite layers based on PG-10N-01 alloy containing Al₂O₃ // *Materials Science.* – 2023. – **59**, № 3. – P. 328–334. DOI:10.1007/s11003-024-00781-y

Одержано 25.04.2024