

# КОРОЗИЙНА ТРИВКІСТЬ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ, ОТРИМАНИХ З КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ НА ОСНОВІ TiAl З ДОДАННЯМ НЕМЕТАЛЕВИХ ТУГОПЛАВКИХ СПОЛУК

Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, О.П. Грищенко, З.Г. Іпатова, К.В. Янцевич,  
М.А. Васильківська

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Представлено результати дослідження фазового складу та корозійної стійкості плазмових покриттів з композиційних порошків на основі інтер-металіду у TiAl з введенням до його складу неметалевих тугоплавких сполук (SiC або Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>). Плазмові покриття наносили на зразки зі Ст3, сплавів АМг3, ВТ6. Покриття досліджували методами металографічного, рентгеноструктурного фазового аналізу. Дослідження електрохімічних властивостей плазмових покриттів проводили потенціостатичним методом у 3%-му розчині NaCl. Вихідними матеріалами для плазмового наплення використано композиційні порошки TiAl–SiC, TiAl–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, отримані методом механохімічного синтезу. Методом рентгеноструктурного аналізу встановлено, що фазовий склад плазмових покриттів для системи TiAl–SiC складається з таких фаз: TiAl, TiAl<sub>3</sub>, TiC, Ti<sub>3</sub>Si<sub>3</sub>, Ti<sub>3</sub>AlC, TiO<sub>2</sub>, для покриття TiAl–Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> з фаз Ti<sub>2</sub>Al, Ti<sub>3</sub>Si<sub>3</sub>, TiN, TiO. Товщина покриттів у середньому становила 200 ± 50 мкм, поруватість не перевищувала 10 %. Встановлено, що введення до складу композиційного покриття SiC або Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> призводить до зниження струму корозії в 3%-му розчині NaCl приблизно на порядок, а корозійна стійкість Ст3, сплавів АМг3, ВТ6 збільшується в 12...13, 8...9 і 1,8...2,0 рази відповідно. Розраховано терміни служби плазмових покриттів з композиційних порошків TiAl з доданням SiC та Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Досліджувані покриття відносяться до розряду стійких і здатні захищати метали в 3%-му розчині NaCl терміном від 6 до 10 років. Бібліогр. 20, табл. 2, рис 5.

*Ключові слова:* інтерметаліди, титан, алюміній, неметалеві тугоплавкі сполуки, композиційний порошок, плазмові покриття, корозійна стійкість

**Вступ.** Інтерметаліди системи Ti–Al мають цілу низку унікальних властивостей таких, як висока температура плавлення, низька густина, високий модуль пружності, межа плинності, яка зростає (для TiAl) з підвищенням температури, високі показники жароміцності, корозійної стійкості. Алюмініди титану (TiAl, Ti<sub>3</sub>Al) можна застосовувати як конструкційні матеріали, такі як захисні покриття в газо-, нафтопереробних установках хімічної промисловості, атомному машинобудуванні, де необхідні такі характеристики, як корозійна стійкість та стійкість до високотемпературного окиснення [1–8].

Використовують такі методи нанесення покриттів, як іонно-плазмове [9], магнетронне наплення [10], електроіскрове осадження [11]. Результати цих робіт свідчать, що введення до складу покриттів таких елементів, як вуглець, азот, кремній, дозволяє підвищити їхні захисні, у тому числі антикорозійні властивості.

У ІЕЗ ім. Є.О. Патона для газотермічного наплення захисних покриттів на основі інтерметалідів системи Ti–Al розроблено композиційні порошки (КП) з введенням у них добавки неметалевих тугоплавких сполук (НТС), а саме В<sub>4</sub>С, BN, SiC та Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

У даній роботі для дослідження корозійних властивостей покриттів з КП на основі інтерметалідів TiAl з доданням НТС обрано два складу TiAl + 12 мас. % SiC та TiAl + 14 мас. % Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Вибір цих складів проведено на основі зіставлення корозійної стійкості SiC та Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> з іншими сполуками цієї групи (В<sub>4</sub>С, BN).

Відповідно до літературних джерел [12, 13] початок окиснення В<sub>4</sub>С – це температура 500 °С, а при 800...1000 °С окиснення переходить до активної фази; BN активно окислюється при 700...800 °С з утворенням В<sub>2</sub>О<sub>3</sub>, N<sub>2</sub>, в той час як нітрид кремнію Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> має високу хімічну стійкість: компактні зразки стійкі на повітрі тривалий час при 1200 °С, а у середовищі кисню окиснення починається при 1000 °С і лише при 1400 °С протікає активно. Щодо карбіду кремнію, як відомо, навіть у середовищі кисню при 1300 °С відношення маси окисненого порошку до початкового становить менше 5 %.

Порівнюючи корозійну стійкість продуктів взаємодії компонентів КП TiAl–НТС (для В<sub>4</sub>С і BN – це карбіди, нітриди, а для SiC і Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> – це силіциди, нітриди титану та алюмінію) відповідно до

Борисов Ю.С. – <https://orcid.org/0000-0002-6019-8464>, Борисова А.Л. – <https://orcid.org/0000-0002-7376-3370>,  
Вігілянська Н. В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Грищенко О.П. – <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>,  
Іпатова З.Г. – <https://orcid.org/0000-0003-2209-408X>, Янцевич К.В. <https://orcid.org/0000-0002-3975-7727>,  
Васильківська М.А. – <https://orcid.org/0000-0001-8311-6428>

© Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, О.П. Грищенко, З.Г. Іпатова, К.В. Янцевич, М.А. Васильківська, 2022

літературних джерел [14], силіциди мають більш високу корозійну стійкість порівняно з іншими тугоплавкими сполуками. Це і слугувало причиною вибору типів КП у цій роботі.

Мета даної роботи – дослідження впливу НТС ( $\text{SiC}$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ) на корозійну стійкість плазмових покриттів з інтерметалідів  $\text{TiAl}$  та оцінювання їхньої захисної дії на вуглецеві сталі та легкі сплави (алюмінієвий  $\text{AMg3}$  і титановий  $\text{BT6}$  сплави).

**Об'єкти досліджень та методика експерименту.** Вихідними матеріалами для плазмового наплення були КП  $\text{TiAl-SiC}$  та  $\text{TiAl-Si}_3\text{N}_4$ , отримані методом механохімічного синтезу з розміром частинок 40...63 мкм. Покриття наносили на зразки зі Ст3, сплавів  $\text{AMg3}$ ,  $\text{BT6}$  на установці плазмового наплення УПУ-8М з використанням таких режимів:  $I = 600 \text{ А}$ ,  $U = 40 \text{ В}$ ,  $Q_{\text{Ar+N}_2} = 50 \text{ л/хв}$ , дистанція наплення – 80 мм.

Покриття досліджували методами металографічного, мікродюрометричного та рентгеноструктурного фазового (установка «ДРОН-УМ-1», випромінювання  $\text{CuK}_\alpha$  монохроматизоване) аналізу.

Електрохімічні властивості плазмових покриттів досліджували потенціостатичним методом на потенціостаті П-5827М при швидкості розгортки 0,2 мВ/с і температурі 18...20 °С. Стаціонарні потенціали вимірювали відносно хлорсрібного електрода.

Середовищем для дослідження обрано 3%-й розчин  $\text{NaCl}$ . Вибір даного електроліту обумовлено тим, що основним застосуванням сплавів на основі титану й алюмінію є захист деталей та вузлів в авіаційній промисловості [15]. Обмеження працездатності окремих вузлів пов'язано з тим, що в них під час експлуатації відбувається взаємодія багатьох факторів, що обумовлює умови експлуатації – високотемпературна газова корозія, корозія під впливом іонів  $\text{Cl}^-$ . Джерелом корозійно-агресивних компонентів може слугувати вода, що містить хлорид-іони, яка потрапляє у двигун під час вприскувань (до 1000...1200 вприскувань на рік). Наявність іонів  $\text{Cl}^-$  призводить до локальних і місцевих руйнувань, а також гальмує утворення пасивних плівок на поверхні металу. Саме тому агресивним середовищем для електрохімічних випробувань обрано 3%-й розчин  $\text{NaCl}$ . За експериментальними даними будували катодну й анодну поляризаційні криві в координатах  $E_c = f(\lg i_c)$ , де  $E_c$  – потенціал, В;  $i_c$  – струм корозії, А/см<sup>2</sup>. За поляризаційними кривими графічним методом визначали швидкість  $i_c$  і потенціал  $E_c$  корозії щодо екстраполяції тафелевих нахилів на катодних та анодних кривих до їхнього взаємного перетину. Використовуючи значення струмів корозії, визначених з поляризаційних кривих, розраховано ваговий та глибинний показник корозії покриттів за формулами

$$K_B = \frac{iA1000}{nF}, K_n = K_B \frac{8,76}{\rho},$$

де  $K_B$  – ваговий показник корозії, г/(м<sup>2</sup>·год);  $A$  – атомна вага металу, г/моль;  $n$  – валентність іона металу, що перейшов у розчин;  $F$  – число Фарадея, 26,8 А·год/моль;  $K_n$  – глибинний показник корозії, мм/рік;  $\rho$  – густина металу, г/см<sup>3</sup>; 8,76 – коефіцієнт для переходу від вагового показника корозії  $K_B$  до розрахунку на 1 год до глибинного показника  $K_n$  до року, розрахований з кількості годин на рік (24 год × 365 = 8760 год) та поділений на 1000.

**Результати експерименту та їх обговорення.** Дослідження мікроструктури (рис. 1) та мікротвердості напилених плазмових покриттів свідчать про те, що розроблені покриття мають однорідну структуру з рівномірним розподілом фаз за глибиною, а також відсутні дефекти та відшарування на межі розподілу з основою. Товщина покриттів у середньому становить  $200 \pm 50$  мкм, поруватість – 8...10 %, мікротвердість –  $5500 \pm 600$  МПа для композиційного покриття  $\text{TiAl-Si}_3\text{N}_4$ ,  $6000 \pm 100$  МПа для композиційного покриття  $\text{TiAl-SiC}$ . Методом рентгеноструктурного аналізу встановлено, що фазовий склад плазмових покриттів для системи  $\text{TiAl-SiC}$  складається з таких фаз:  $\text{TiAl}$ ,  $\text{TiAl}_3$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ,  $\text{Ti}_3\text{AlC}$ ,  $\text{TiO}_2$ , для покриттів системи  $\text{TiAl-Si}_3\text{N}_4$  з  $\text{Ti}_2\text{Al}$ ,  $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ,  $\text{TiN}$ ,  $\text{TiO}$  (рис. 2). При цьому фазовий склад покриттів не залежить від типу основи, на яку вони нанесені.

Дослідження кінетики електродних потенціалів розроблених плазмових покриттів дозволили встановити, що значення електродного потенціалу стабілізуються через 40...60 хв при зануренні у нього зразків з покриттям. Стаціонарні потенціали  $E_{\text{ст}}$  досліджених покриттів у 3%-му розчині  $\text{NaCl}$  становили  $-0,2...-0,7$  В залежно від матеріалу основи. Найбільший позитивний потенціал спостерігається у покриттів, нанесених на сплав  $\text{BT6}$  ( $-0,2$  В), а за ним розташовуються покриття, нанесені на Ст3 та сплав  $\text{AMg3}$   $-0,58$  та  $-0,7$  В відповідно. Зазначені розбіжності у значеннях стаціонарного електродного потенціалу  $E_{\text{ст}}$  можна пояснити, насамперед, відмінністю у хімічному складі матеріалу основи. Побудовані криві залежності в координатах  $E_{\text{ст}} - \tau$  мають приблизно однаковий вигляд (рис. 3). Так, I ділянка відповідає швидкій зміні  $E_{\text{ст}}$ , на II ділянці відбувається повільна зміна  $E_{\text{ст}}$  і на III ділянці дуже повільно відновлюється вихідне рівноважне значення потенціалу, при якому швидкість проходження анодного і катодного процесів рівні.

Аналіз отриманих поляризаційних кривих (рис. 4) показав, що характер корозійної поведінки плазмових покриттів з КП  $\text{TiAl-SiC}$ ,  $\text{TiAl-Si}_3\text{N}_4$ , нанесених на різні основи, приблизно однаковий. Порівняння струмів корозії (табл. 1), визначених



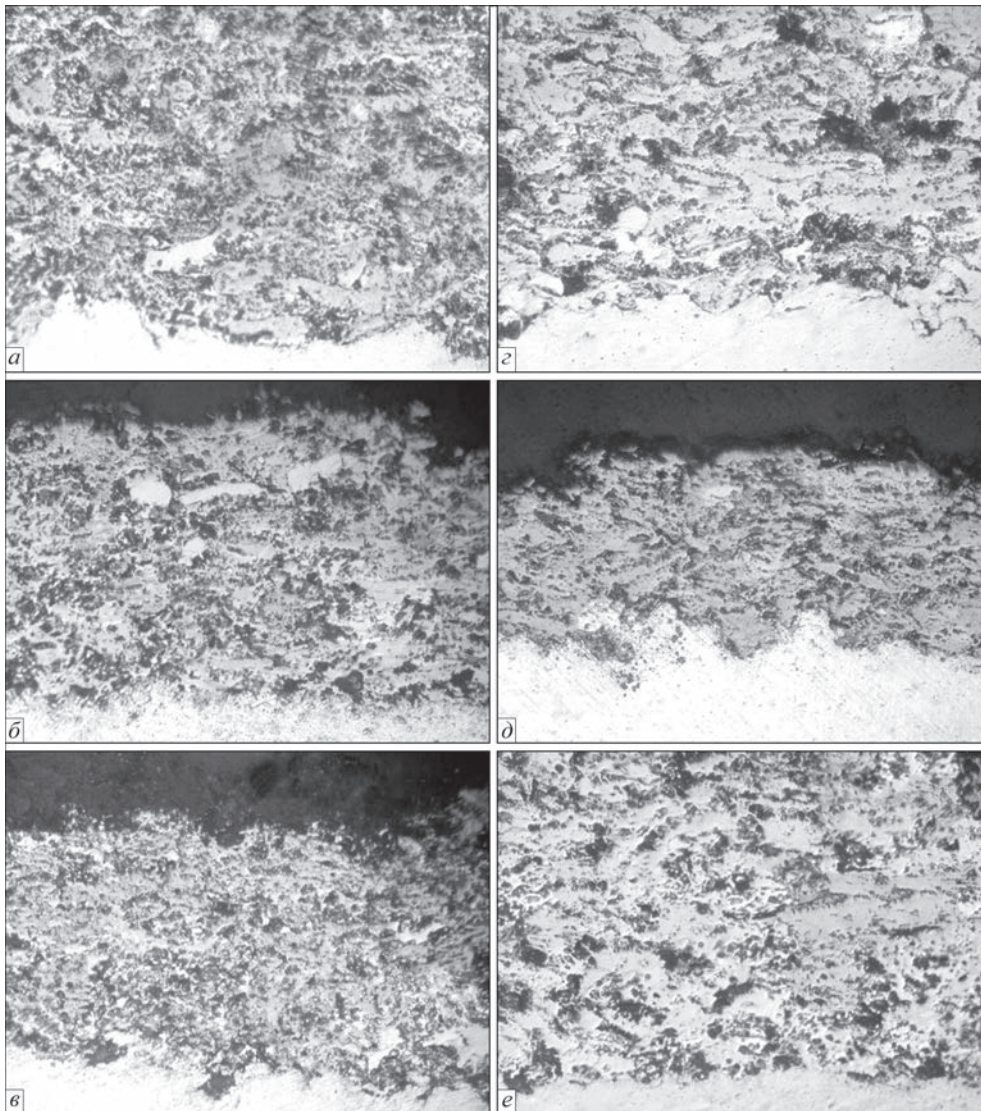


Рис. 1. Мікроструктура ( $\times 400$ ) плазмових покриттів системи TiAl-SiC (а-в) та TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (г-е), нанесених на Ст3 (а, г), алюмінієвий АМг3 (б, д) і титановий ВТ6 (е, ф) сплави

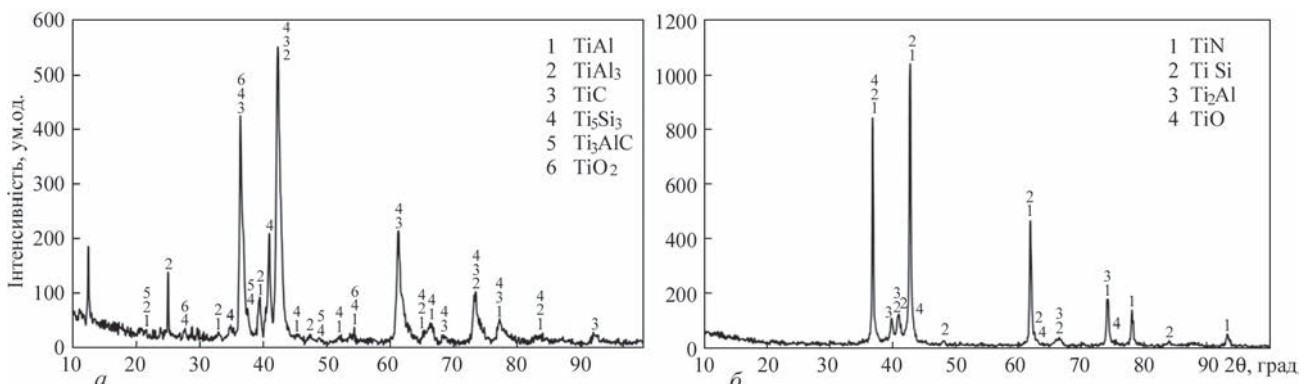


Рис. 2. Рентгенограми плазмових покриттів у вихідному стані: а – TiAl-SiC; б – TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

шляхом екстраполяції тафелевих ділянок поляризаційних кривих, показав, що покриття, нанесені на титановий сплав ВТ6, характеризуються мінімальним струмом корозії  $i_c$  відповідно і його корозійна стійкість є найвищою.

У літературі є відомості про електрохімічну поведінку сплаву на основі інтерметаліду титану TiAl [15], згідно з якими в 3,5%-му розчині NaCl

струм корозії  $i_c$  для нього становить близько  $5 \cdot 10^{-5}$  А/см<sup>2</sup>. Електрохімічні дослідження плазмових покриттів (табл. 1) показали, що введення добавок карбіду та нітриду в сплав TiAl, що призводить до утворення нових фаз при плазмовому напиленні КП, отриманих методом механохімічного синтезу, підвищує його корозійну стійкість в електроліті на порядок ( $i_c = 10^{-6}$  А/см<sup>2</sup>).

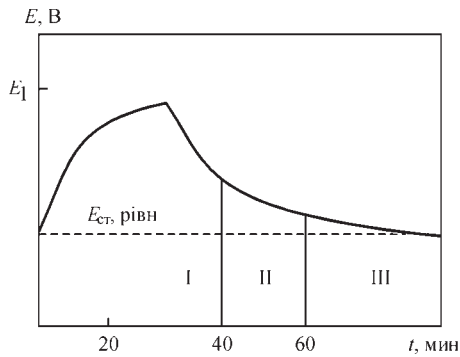


Рис. 3. Зміна стаціонарного потенціалу в часі для плазмових покриттів

Потенціал корозії плазмових покриттів на Ст3 зсувається на 0,1...0,2 В у більш позитивний бік порівняно зі стаціонарним потенціалом, на поляризаційних кривих можна спостерігати гальмування катодного процесу виділення водню. Аналіз анодних поляризаційних кривих (рис. 4, а) вказує на те, що в області активного розчинення (поблизу потенціалу -0,38 В) спостерігається лінійна залежність між потенціалом і логарифмом густини струму. При подальшому підвищенні потенціалу (~ -0,3 В) відбувається гальмування процесу розчинення та досягається струм насичення, після чого густина струму залишається незмінною при підвищенні потенціалу.

Для плазмових покриттів, нанесених на АМг3, потенціал корозії також зсувається на 0,2...0,3 В у більш позитивний бік (-0,5 В), що свідчить про рівномірне розчинення основи крізь пори покриття іонів  $Al^{3+}$ . Аналіз анодних поляризаційних кривих дозволив встановити, що електрохімічний процес протікає в області анодного розчинення та при потенціалі, близькому до нуля, відбувається його гальмування.

При нанесенні плазмових покриттів на сплав ВТ6 потенціал корозії потрапляє у пасивну область у зв'язку з утворенням на поверхні захисного шару оксиду титану  $TiO_2$ .

Плазмові покриття, нанесені на Ст3 та АМг3, знижують струми корозії у дослідженому електро-

Таблиця 1. Результати електрохімічних досліджень плазмових покриттів у 3%-му розчині NaCl

Основа	Покриття	Електрохімічні характеристики		
		$E_{ст}$ , В	$E_c$ , В	$i_c$ , А/см <sup>2</sup>
Сплав АМг3	–	-0,84	-0,5	$2,6 \cdot 10^{-5}$
	TiAl-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	-0,64	-0,46	$4,1 \cdot 10^{-6}$
	TiAl-SiC	-0,7	-0,51	$5,2 \cdot 10^{-6}$
Ст3	–	-0,48	-0,5	$6,5 \cdot 10^{-5}$
	TiAl-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	-0,58	-0,41	$5,4 \cdot 10^{-6}$
	TiAl-SiC	-0,58	-0,36	$4,4 \cdot 10^{-6}$
Сплав ВТ6	–	-0,04	0,04	$2,6 \cdot 10^{-6}$
	TiAl-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	-0,2	-0,01	$3,5 \cdot 10^{-6}$
	TiAl-SiC	-0,2	-0,01	$3,2 \cdot 10^{-6}$

літі на один порядок і несуттєво впливають на корозійну стійкість сплаву ВТ6.

Після корозійних дослідів був проведений рентгеноструктурний фазовий аналіз ділянок поверхні плазмових покриттів, які піддавалися впливу агресивного середовища. Встановлено, що фазовий склад покриттів, нанесених на різні металеві основи, дещо відрізняється.

Так, покриття з КП TiAl-SiC поміж основних фаз TiC, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> та інтерметалідів системи TiAl на Ст3 містять оксиди заліза FeO і Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, на АМг3 – оксид алюмінію Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, на ВТ6 – оксид титану TiO<sub>2</sub> (рис. 5, а-в).

Для покриттів з КП TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> на Ст3, крім основного фазового складу TiN, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> та інтерметалідів системи Ti-Al, виявлено оксид заліза Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Ці результати можуть свідчити про те, що відбувається проникнення агресивного середовища на межу розподілу покриття з основою з витісненням продуктів корозії на поверхню електрода.

Аналіз результатів корозійних випробувань показав, що плазмові покриття з КП TiAl-SiC та TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> зменшують швидкість корозії Ст3 у 10...16 разів, сплаву АМг3 у 8...9 разів, сплаву ВТ6 в 1,8...2,0 рази. Підвищення корозійної стійкості можна пояснити утворенням силіциду титану (Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>) у плазмових покриттях. З літературних джерел відомо, що силіциди металів суттєво під-

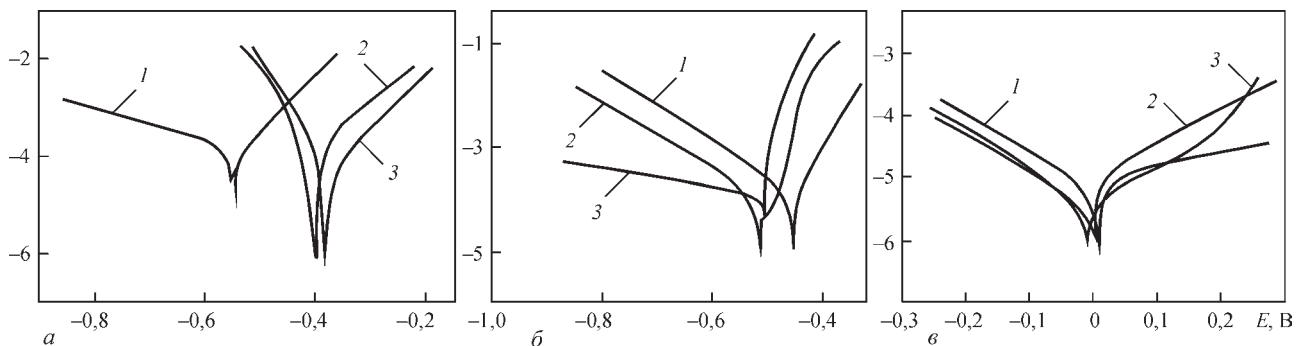


Рис. 4. Поляризаційні криві плазмових покриттів з КП TiAl-SiC та TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> у 3%-му розчині NaCl, нанесених на Ст3, сплави АМг3, ВТ6: а – 1 – Ст3; 2 – TiAl-SiC; 3 – TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>; б – 1 – сплав АМг3; 2 – TiAl-SiC; 3 – TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>; в – 1 – сплав ВТ6; 2 – TiAl-SiC; 3 – TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

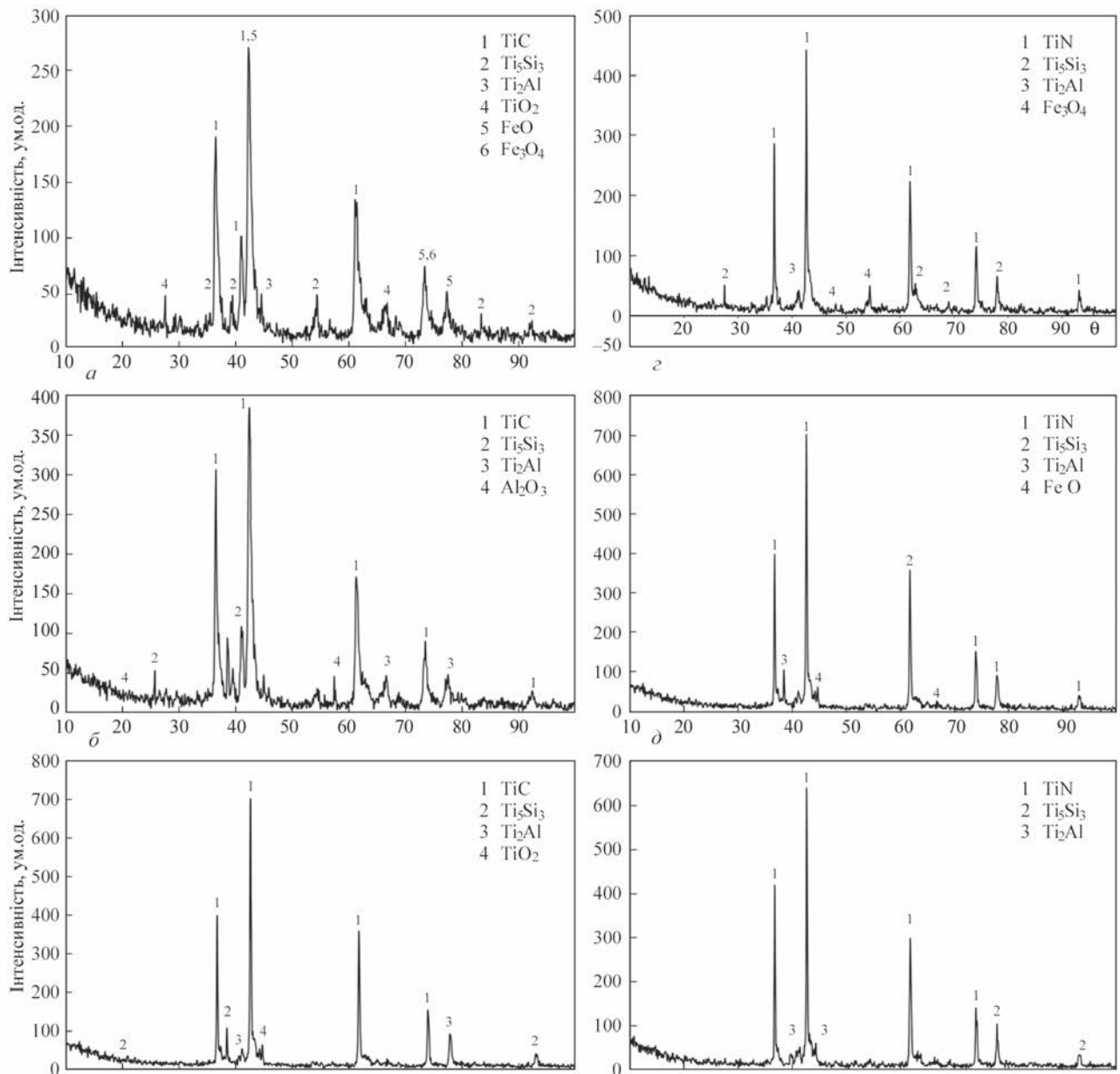


Рис. 5. Рентгенограми поверхні плазових покриттів з КП TiAl–SiC (*a–в*), TiAl– $Si_3N_4$  (*г–д*), нанесених на Ст3 (*a, в*), алюмінієвий АМг3 (*б, д*) і титановий ВТ6 (*в, е*) сплави, після корозійних випробувань у 3%-му розчині NaCl

вищують корозійну стійкість покриттів та сплавів у різних агресивних середовищах, що обумовлено наявністю міцних ковалентних зв'язків метал – неметал, а також зв'язків Si–Si [17, 18].

Відповідно до поляризаційних кривих плазові покриття, нанесені на поверхню Ст3 і алюмінієвий сплав АМг3, впливають на швидкість анодного розчинення як в активній області, так і в області їх пасивного стану, відбувається гальмування анодного процесу (див. рис. 4, *a, б*).

Процес анодного розчинення покриттів на Ст3 протікає переважно за реакцією  $Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e$ , іони  $Fe^{2+}$  переходять у розчин з матеріалу основи крізь пори, які є у покритті. Це підтверджується даними РСФА, де встановлено, що після корозійних випробувань на поверхні покриттів, нанесених на Ст3, утворюється шар продуктів корозії, який

складається з оксидів заліза ( $FeO$ ,  $Fe_3O_4$ ). Процес анодного розчинення покриттів на сплаві АМг3 протікає за реакцією  $Al \rightarrow Al^{3+} + 3e$ , на поверхні покриттів утворюється шар оксиду  $Al_2O_3$ .

Поляризаційні криві для покриттів, нанесених на сплав ВТ6, розташовуються достатньо близько одна до одної, потенціал корозії свідчить про пасивний стан поверхні зразків внаслідок утворення на них плівки з оксиду титану  $TiO_2$ . Потенціал корозії, який є близьким до нуля, характеризує повністю пасивну корозійну стійкість поверхні покриття [19]. Треба відзначити, що гальмування анодного розчинення відбувається як для самого сплаву, так і для плазового покриття (див. рис. 4, *в*).

Значення струмів корозії, знайдені з поляризаційних кривих, дозволили розрахувати глибинний



Таблиця 2. Стійкість та термін служби плазмових покриттів у 3%-му розчині NaCl

Покриття (основа)	Глибинний показник корозії $K_p$ , мм/рік	Бал за шкалою стійкості	Термін служби, роки
TiAl-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (сплав АМГ3)	0,058	5	6
TiAl-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (Ст3)	0,045	4	7
TiAl-Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> (сплав ВТ6)	0,042	4	8
TiAl-SiC (сплав АМГ3)	0,055	5	6
TiAl-SiC (Ст3)	0,049	4	7
TiAl-SiC (сплав ВТ6)	0,036	4	10

Примітки. 1. Для Ст3  $K_p = 0,5935$ ; для АМГ3 – 0,4925; для ВТ6 – 0,0667 мм/рік. 2. Усі покриття відносяться до групи «стійкі».

показник корозії покриттів. Для характеристики корозійної стійкості застосовано десятибальну шкалу оцінювання, відповідно до якої плазмові покриття можна віднести до групи «стійких». Розрахований термін служби плазмових покриттів свідчить про можливість експлуатації їх у середовищі 3%-го розчину NaCl протягом 6...10 років (табл. 2).

За корозійною стійкістю плазмові покриття з КП TiAl-SiC не поступаються композиційним покриттям, отриманим спіканням порошків інтерметалідів Ti<sub>3</sub>Al з доданням карбиду кремнію та нанесених на титановий сплав електроіскровим методом ( $i_c = 2,04 \cdot 10^{-6}$  А/см<sup>2</sup>) [20].

## Висновки

1. Встановлено, що плазмові покриття мають однорідну структуру з рівномірним розподілом фаз за глибиною, відсутністю дефектів та відшарувань на межі розподілу з основою. Фазовий склад плазмових покриттів для системи TiAl-SiC складається з таких фаз: TiAl, TiAl<sub>3</sub>, TiC, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, Ti<sub>3</sub>AlC, TiO<sub>2</sub>, для системи TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> з Ti<sub>2</sub>Al, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, TiN, TiO. Товщина покриттів становила 200 ± 50 мкм.

2. Введення в плазмові покриття на основі TiAl неметалевих тугоплавких сполук при напиленні на основи зі Ст3 та АМГ3 дозволяє підвищити їхню корозійну стійкість у 3%-му розчині NaCl на порядок, при напиленні на основу з ВТ6 корозійна стійкість підвищується не суттєво.

3. Корозійна стійкість плазмових покриттів на основі TiAl практично не залежить від природи тугоплавкої добавки (SiC і Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), яка вводиться, тому що для обох покриттів відбувається утворення Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, в результаті чого підвищується ця характеристика.

4. Плазмові покриття з КП TiAl-SiC, TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, які нанесені на основи зі Ст3, АМГ3 і ВТ6, підвищують їхню корозійну стійкість у 3%-му розчині NaCl відповідно у 12...13 разів, 8...9 разів та 1,8...2,0 рази.

5. Плазмові покриття за підвищенням їхніх корозійних властивостей можна розташувати в ряд: покриття на АМГ3 → покриття на Ст3 → покриття на ВТ6.

6. За шкалою корозійної стійкості плазмові покриття з КП TiAl-SiC і TiAl-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> відносяться до групи

«стійких». Розраховані терміни служби покриттів вказують на можливість експлуатації їх у середовищі 3%-го розчині NaCl терміном від 6 до 10 років.

## Список літератури

1. Синельникова В., Подергин В., Речкин В. (1965) *Алюминиды*. Киев, Наукова думка.
2. Каблов Е.Н., Лукин В.И. (2008) Интерметаллиды на основе титана и никеля для изделий новой техники. *Автоматическая сварка*, **1**, (667), 76–82.
3. Kurzina, I. A., Kozlov, E., Sharkeev, Yu. (2007) Influence of Ion Implantation on Nanoscale Intermetallic-phase Formation in Ti–Al, Ni–Al and Ni–Ti Systems. *Surf. Coat. Tech.*, **201**, 8463–8468.
4. Cinca, N., Guilemany, J. (2012) Thermal spraying of transition metal aluminides: An overview. *Intermetallics*, **24**, 60–72.
5. Yang, D., Tian, B., Cao, Y. (2011) Microstructures and properties of FeAl coatings prepared by LPPS, APS and HVOF. *Proc. of ITSC'2011*, 1229–1234.
6. Cinca, N., Guilemany, J. (2013) An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings. *Journal of Materials Research and Technology*, **2**(1), 1–11.
7. Сироватка В.Л., Оликер В.Е., Яковлева М.С. (2013) Интерметаллиды системы Fe–Al: методы получения, свойства, покрытия. *Материаловедение*, **3**, 46–53.
8. Григоренко С.Г., Григоренко Г.М., Задорожнюк О.М. (2011) Интерметаллиды титана. Особенности, свойства, применение (Обзор). *Современная электрометаллургия*, **3**, 51–58.
9. Блинков П.Р., Волхонский В.С., Сергеевич Н.Ю. (2015) Структуро- и фазообразование в системе Ti–Al–Si–N при формировании наноструктурных ионно-плазменных покрытий. *Неорганические материалы*, **51**, **11**, 34–38.
10. Воронов А.В., Сергеев В.П., Сергеев О.В. и др. (2009) Получение нанокомпозитных покрытий на основе системы Ti–Al–Si–N с помощью двух магнетронов. *Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов*, **315**, **2**, 147–150.
11. Pyachin, S.A., Ershova, A.A., Vlasova, N.M. et al. (2019) Preparation and properties of electrospark coatings from Ti<sub>3</sub>Al granules with silicon carbide and boron carbided ditives. *Letter Materials*, **9**(2), 191–196.
12. Войтович Р.Ф. (1981) *Окисление карбидов и нитридов*. Киев, Наукова думка.
13. Войтович Р.Ф., Головкин Э.И. (1978) *Высокотемпературное окисление металлов и сплавов*. Киев, Наукова думка.
14. Никитин В.И. (1987) *Коррозия и защита лопаток газовых турбин*. Москва, Машиностроение.
15. Жук Н.П. (2006) *Курс теории коррозии и защиты металлов*. Москва, ООО ТИД «Альянс».
16. Seikh, A.H. (2015) Corrosion Behavior in 3.5% NaCl Solutions of  $\gamma$ -TiAl Processed by Electron Beam Melting Process. *Metals*, **5**, 2289–2302.
17. Шеин А.Б. (2010) Коррозионно-электрохимическое поведение силицидов металлов триады железа в различных электролитах. *Физикохимия поверхности и защита металлов*, **4**, **46**, 403–413.
18. Князева В.М., Бабич С.Г., Колотыркин В.И., Кожевников В.Б. (1991) Металлоподобные соединения переходных металлов – новый класс коррозионно-стойких материалов и защитных покрытий. *Защита металлов*, **4**, **27**, 603–616.

19. Томашов Н.Д., Чернова Г.П. (1993) *Теория коррозии и коррозионно-стойкие конструкционные сплавы*. Москва, Металлургия.
20. Бурков А., Пячин С., Власова Н. и др. (2018) Улучшение антикоррозионных и триботехнических свойств сплава  $Ti_6Al_4V$  осаждением электронноспарочных  $Ti-Al-Si-C$  покрытий. *Обработка металлов*, 20, 3, 85–96.
- forming of nanostructural ion-plasma coatings. *Neorganicheskie Materialy*, 51(11), 34–38 [in Russian].
10. Voronov, A.V., Sergeev, V.P., Sergeev, O.V. et al. (2009) Producing of nanocomposite coatings based on  $Ti-Al-Si-N$  system using two magnetrons. *Izv. TPU, Engineering Georesursov*, 315(2), 147–150 [in Russian].
11. Pyachin, S.A., Ershova, A.A., Vlasova, N.M. et al. (2019) Preparation and properties of electrospark coatings from  $Ti_6Al_4V$  granules with silicon carbide and boron carbide additives. *Letter Materials*, 9(2), 191–196.

## References

- Sinelnikova, V., Podergin, V., Rechkin, (1965) *Aluminides*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Kablov, E.N., Lukin, V.I. (2008) Intermetallics based on titanium and nickel for advanced engineering products. *The Paton Welding J.*, 11, 65–70.
- Kurzina, I. A., Kozlov, E., Sharkeev, Yu. (2007) Influence of ion implantation on nanoscale intermetallic-phase formation in  $Ti-Al$ ,  $Ni-Al$  and  $Ni-Ti$  systems. *Surf. Coat. Tech.*, 201, 8463–8468.
- Cinca, N., Guilemany, J. (2012) Thermal spraying of transition metal aluminides: An overview. *Intermetallics*, 24, 60–72.
- Yang, D., Tian, B., Cao, Y. (2011) Microstructures and properties of  $FeAl$  coatings prepared by LPPS, APS and HVOF. *Proc. of ITSC 2011*, 1229–1234.
- Cinca, N., Guilemany, J. (2013) An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings. *J. of Materials Research and Technology*, 2(1), 1–11.
- Syrovatka, V.L., Olikier, V.E., Yakovleva, M.S. (2013) Intermetallics of  $Fe-Al$  system: Methods of producing, properties, coatings. *Materialovedenie*, 3, 46–53 [in Russian].
- Grigorenko, S.G. Grigorenko, G.M., Zadorozhnyuk, O.M. (2017) Intermetallics of titanium. Peculiar features, properties, application (Review). *Sovrem. Electrometal.*, 3, 51–58 [in Russian].
- Blinkov, P.R., Volkhonsky, V.S., Sergevnnin, N.Yu. (2015) Structure- and phase formation in  $Ti-Al-Si-N$  system at
- Vojtovich, R.F. (1981) *Oxidation of carbides and nitrides*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Vojtovich, R.F., Golovko, E.I. (1978) *High-temperature oxidation of metals and alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
- Nikitin, V.I. (1987) *Corrosion and protection of gas turbine blades*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- Zhuk, N.P. (2006) *Course in the theory of corrosion and protection of metals*. Moscow, Alliance [in Russian].
- Seikh, A.H. (2015) Corrosion behavior in 3,5%  $NaCl$  solutions of  $\gamma-TiAl$  processed by electron beam melting process. *Metals*, 5, 2289–2302.
- Shein, A.B. (2010) Corrosion-electrochemical behavior of metal silicides of iron triad in different electrolytes. *Fizikkhimiya Poverkhnosti i Zashchita Metallov*, 4(46), 403–413 [in Russian].
- Knyazheva, V.M., Babich, S.G., Kolotyrykin, V.I., Kozhevnikov, V.B. (1991) Metal-like compounds of transition metals as the new class of corrosion-resistant materials and protective coatings. *Zashchita Metallov*, 4(27), 603–616 [in Russian].
- Tomashov, N.D., Chernova, G.P. (1993) *Theory of corrosion and corrosion-resistant structural alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Burkov, A., Pyachin, S., Vlasova, N. et al. (2018) Improvement of anticorrosion and tribotechnical properties of  $Ti_6Al_4V$  alloy by deposition of electrospark  $Ti-Al-Si-C$  coatings. *Obработка Metallov*, 20(3), 85–96.

CORROSION RESISTANCE OF PLASMA COATINGS PRODUCED FROM COMPOSITE  $TiAl$ -BASED POWDERS WITH THE ADDITION OF NON-METALLIC REFRACTORY COMPOUNDS

Yu.S. Borysov, A.L. Borysova, N.V. Vigilyanska, O.P. Gryshchenko, Z.G. Ipatova, K.V. Yantsevych, M.A. Vasykivska

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

The results of the study of the phase composition and corrosion resistance of plasma coatings from composite powders based on intermetallics in  $TiAl$  with the introduction of non-metallic refractory compounds ( $SiC$  or  $Si_3N_4$ ) are presented. The plasma coatings were deposited to the specimens of  $St3$ ,  $AMg3$  and  $VT6$  alloys. The coatings were investigated by the methods of metallographic and X-ray structural phase analysis. The studies of electrochemical properties of the plasma coatings were carried out by the potentiostatic method in a 3%  $NaCl$  solution. As initial materials for plasma spraying, composite powders  $TiAl-SiC$ ,  $TiAl-Si_3N_4$  produced by the method of mechanochemical synthesis were used. Using the method of X-ray structural analysis, it was revealed that the phase composition of the plasma coatings for the  $TiAl-SiC$  system consists of the following phases:  $TiAl$ ,  $TiAl_3$ ,  $TiC$ ,  $Ti_5Si_3$ ,  $Ti_3AlC$ ,  $TiO_2$ , and for the coating  $TiAl-Si_3N_4$  from phases  $Ti_2Al$ ,  $Ti_5Si_3$ ,  $TiN$ ,  $TiO$ . The average thickness of the coatings was  $200 \pm 50 \mu m$ , the porosity did not exceed 10%. It was found that the introduction of  $SiC$  or  $Si_3N_4$  into the composition of the composite coating leads to a decrease in the corrosion current in a 3%  $NaCl$  solution by about an order of value, and the corrosion resistance of  $St3$ ,  $AMg3$  and  $VT6$  alloys increases by 12...13, 8...9, and 1.8...2.0 times, respectively. The service life of the plasma coatings made of  $TiAl$  composite powders with the addition of  $SiC$  and  $Si_3N_4$  was calculated. The studied coatings belong to the class of resistant and are capable to protect metals in a 3%  $NaCl$  solution for a period from 6 to 10 years. 20 Ref., 2 Tabl., 5 Fig.

*Key words: intermetallics, titanium, aluminum, non-metallic refractory compounds, composite powder, plasma coatings, corrosion resistance*

Надійшла до редакції 09.06.2022

Всеукраїнська громадська організація Асоціація технологів-машинобудівників України проводить 4–5 жовтня 2022 р. в on line форматі XXII Міжнародну науково-практичну конференцію

**«ЯКІСТЬ, СТАНДАРТИЗАЦІЯ, КОНТРОЛЬ: ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА»**

(ЯСК-22)

Приймання тез для включення в збірку матеріалів до 20 вересня 2022 р.

www.atmu.net.ua