

ФОРМУВАННЯ ПОКРИТТІВ СИСТЕМИ FeTi–SiC ПРИ ГАЗОТЕРМІЧНОМУ НАПИЛЕННІ ПОРОШКУ, ОДЕРЖАНОГО МЕТОДОМ МЕХАНОХІМІЧНОГО СИНТЕЗУ

Н.В. Вігілянська¹, О.М. Бурлаченко¹, О.П. Грищенко¹, І.О. Козьяков¹, В.Ф. Горбань²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: pewinataliya@gmail.com

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, м. Київ, вул. Академіка Крижановського, 3.
E-mail: gorban1944@ukr.net

Проведено дослідження формування композиційних покриттів системи FeTi–SiC, отриманих шляхом напилення газотермічними методами: дозвуковим (плазмовим) і надзвуковим (детонаційним). В якості вихідного матеріалу для напилення використовували композиційний порошок, який отримано методом механохімічного синтезу порошкової суміші феротитану та карбіду кремнію. Вибір складу порошкової суміші феротитану та карбіду кремнію для процесу механохімічного синтезу проводили на підставі термодинамічних розрахунків зміни величин ізобарно-ізотермічних потенціалів (енергії Гіббса) реакцій в системі FeTi–SiC з вибором реакції, проходження якої з термодинамічної точки зору є найбільш сприятливою. В результаті механохімічного синтезу отримано композиційний порошок системи FeTi–(SiC, TiC, Ti₃Si₂) з аморфно-нанокристалічною структурою. В результаті плазмового та детонаційного методів напилення одержано гетерогенні композиційні покриття, які складаються з металевої матриці Fe₂Ti з рівномірно розподіленими в ній керамічними включеннями карбіду та силіциду титану та оксидними складовими. Дослідженням механічних характеристик встановлено, що одержані газотермічні покриття системи FeTi–SiC за типом структурного стану класифікуються як матеріали з мікроструктурною гетерофазною структурою. Мікротвердість покриттів складає 8,5 та 8,0 ГПа для плазмового та детонаційного покриттів, відповідно. Бібліогр. 23, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: механохімічний синтез, газотермічне напилення, композиційний порошок, покриття, механічні характеристики

Вступ. Деградація поверхні деталей, викликана впливом агресивних середовищ (абразивний знос, корозія, вплив високої температури) призводить до скорочення терміну служби обладнання в результаті виходу з ладу його компонентів [1, 2]. Підвищення ресурсу роботи обладнання може бути досягнуто шляхом створення на поверхні деталей захисного шару, стійкого до механічного, хімічного та термічного впливу. Поєднання в'язкості та пластичності металевої матриці з твердістю, корозійною, зносо- та жаростійкістю керамічних включень робить металокерамічні (керметні) матеріали перспективними для застосування в якості захисного шару і дозволяє розширити межі експлуатаційних характеристик деталей [3]. В даний час в якості металевої матриці широко використовують залізо та його сплави, а також феросплави, що забезпечують нижчу собівартість виробництва металокерамічних матеріалів [4–9]. Високі значення твердості і модуля Юнга, хороша стійкість до корозії та окислення роблять карбід кремнію перспективним кандидатом для використання в якості керамічної складової в металокерамічних матеріалах [10].

Ефективним і економічним способом отримання на поверхні деталі металокерамічного захис-

ного шару є технологія газотермічного напилення (ГТН) [11]. Основні труднощі при формуванні металокерамічних покриттів полягають у слабкому міжфазному зв'язку між керамічними включеннями і металевою матрицею, неоднорідності розподілу дисперсних керамічних включень в матриці, а також ризику міжфазної взаємодії, що призводить до утворення небажаних сполук та окрихчення покриттів [12]. Використання технології механохімічного синтезу (МХС) дозволяє отримувати композиційні порошки (КП), які можуть бути використані при ГТН захисних покриттів, з однорідною структурою [13].

Метою даної роботи було проведення досліджень процесу формування покриттів в умовах газотермічних методів напилення з використанням порошку системи FeTi–SiC, одержаного методом механохімічного синтезу, та визначенні механічних властивостей одержаних покриттів.

Матеріали та методика досліджень. В якості вихідних матеріалів для газотермічного напилення використовували композиційний порошок FeTi–SiC, який отримано методом МХС із порошків феротитану (вміст Ti – 47 мас. %; розмір частинок 63...100 мкм) і карбіду кремнію (розмір час-

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Бурлаченко О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-295>, Грищенко О. П. – <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>, Козьяков І.О. – <https://orcid.org/0009-0004-1136-996X>, Горбань В.Ф. – <https://orcid.org/0000-0001-8887-0104>

© Н.В. Вігілянська, О.М. Бурлаченко, О.П. Грищенко, І.О. Козьяков, В.Ф. Горбань, 2024

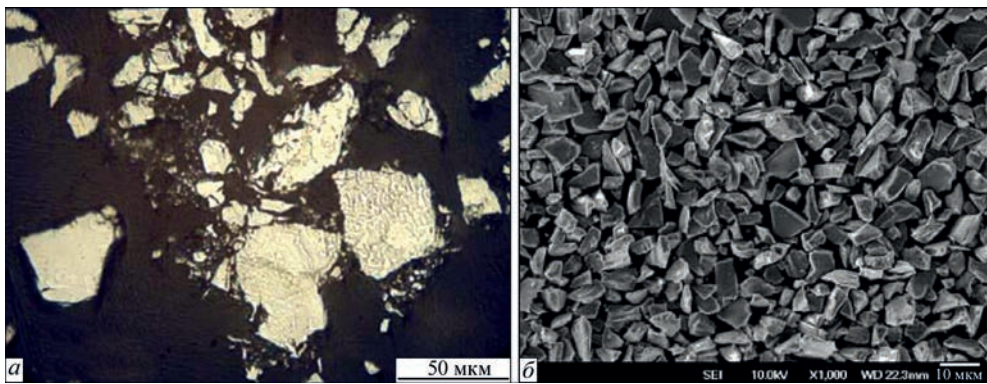


Рис. 1. Мікроструктура порошку FeTi (а) та зовнішній вигляд порошку SiC (б)

тинок ~3 мкм) (рис. 1). Мікротвердість частинок FeTi у середньому складає $3,8 \pm 1$ ГПа, частинок SiC – 30 ГПа.

Фазовий аналіз вихідних порошків показав (рис. 2), що порошок карбіду кремнію має однофазну структурну, а феротитан – двофазну структуру, яка складається з фаз FeTi та $\text{Fe}_{0,2}\text{Ti}_{0,8}$.

Процес МХС проводили в планетарному млині (Активатор-2Sl) при швидкості обертання барабанів 1500 об/хв та співвідношенні маси куль до маси порошку 10:1 в середовищі повітря протягом 5 год. Для усунення налипання оброблюваної шихти на розмольні тіла та стінки барабану, а також інтенсифікації процесу синтезу нових фаз у суміш додавали поверхнево-активну речовину – олеїнову кислоту ($\text{C}_{17}\text{H}_{33}\text{COOH}$) в кількості 0,5 мас. %.

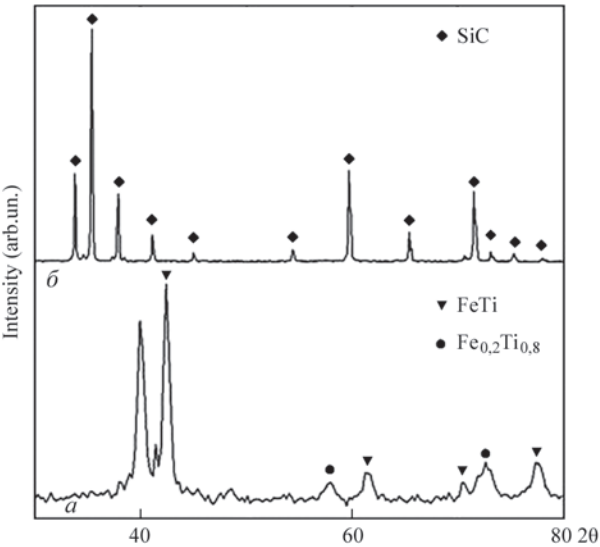


Рис. 2. Рентгенограми вихідних порошків: а – FeTi; б – SiC

Таблиця 1. Режими напilenня покриттів системи FeTi-SiC

Метод напilenня	Режим напilenня			
	Струм, А	Напруга, В	Витрата робочих газів, м³/год	Дистанція напilenня, мм
ПН	500	50	Ar – 0,7; N ₂ – 0,56	100
ДН	–	–	Пропан-бутан – 0,5; O ₂ – 1,55; Повітря – 0,65	100

Нанесення покриттів із КП FeTi-SiC проводили газотермічними методами напilenня з використанням як дозвукових, так і надзвукових високотемпературних струменів, які відрізняються за рівнем кінетичних і теплофізичних характеристик: дозвуковий метод – плазмове напilenня (ПН) та надзвуковий метод – детонаційне напilenня (ДН). Плазмове напilenня проводили на установці «УПУ-8М» з використанням у якості плазмоутворюючого газу суміші Ar-N₂. Детонаційне покриття наносили на установці «Перун-С» з використанням у якості горючого газу суміші повітря-O₂-пропан+бутан і частотою циклів 6,6 с⁻¹. Режимми напilenня наведено в табл. 1. Технологічні параметри напilenня було обрано на підставі попередніх досліджень з напilenня покриттів цими методами з композиційних порошків, одержаних методом МХС.

Дослідження КП і покриттів, які отримано з цих порошків, проводили з використанням комплексної методики, яка включала металографічний, рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) і мікродюрOMETричний аналіз (мікротвердомір ПМТ-3, навантаження на індентор 25 г при дослідженні порошку і 50 г при дослідженні покриттів).

Рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) виконували з використанням дифрактометру ДРОН-3 в CuK_α -випромінюванні з графітовим монохроматором при кроковому переміщенні 0,1 градуса і часом експозиції в кожній точці 4 с з подальшою комп’ютерною обробкою отриманих цифрових даних. Ідентифікацію фаз проводили з використанням міжнародної бази даних ICDD PDF-2 або PDF-4. Розмір кристалітів у по-

криттях оцінювали з використанням формули Дебая-Шеррера:

$$d = \frac{K \cdot \lambda}{\beta \cdot \cos \theta},$$

де d – середній розмір областей когерентного розсіювання (доменів, кристалітів), який може бути меншим або рівним розміру зерна; K – безрозмірний коефіцієнт форми частинок (постійна Шеррера); λ – довжина хвилі рентгенівського випромінювання; β – ширина рефлексу на піввисоті (у радіанах та в одиницях 2θ); θ – кут дифракції (бреггівський кут).

Визначення пористості покриттів проводили за допомогою комп'ютерної програми Image-Pro Plus.

Визначення мікроеханічних характеристик поверхні газотермічних покриттів проводили методом мікроіндентування з використанням наноіндентометра «МІКРОН-ГАММА» [19]. Значення характеристик обчислювалося автоматично за стандартом ISO 14577-1: 2015.

Метою дослідження покриттів методом мікроіндентування було:

– визначення структурного стану плазових та детонаційних покриттів, отриманих із МХС порошків FeTi–SiC;

– визначення (виходячи з даних про механічні властивості покриттів) значень критеріїв, що оцінюють поведінку покриттів в умовах процесів зношування.

Результати дослідження та їх обговорення. З метою визначення фаз, які можуть бути отримані в системі FeTi–SiC проводили оцінку зміни величини ізобарно-ізотермічного потенціалу (енергія Гіббса) ΔG_T^0 для реакцій карбіду кремнію з простими елементами (Ti, Fe). В процесі ГТН частинки порошку попадаючи в високотемпературний струмінь суттєво нагріваються, тому термодинамічні розрахунки проводили в температурному діапазоні 298...3000 K [14–16]. В системах Ti, Fe–SiC розглянуто наступні типи взаємодії (рис. 3, 4):

1. утворення суміші карбідних та силіцидних фаз титану чи заліза;
2. утворення карбіду титану, карбіду заліза та виділення вільного кремнію;
3. утворення силіцидів титану, силіцидів заліза та виділення вільного вуглецю.

Як видно для системи Ti–SiC з термодинамічної точки зору найбільше сприятливими є реакція 1 в діапазоні температур 298...2100 K та реакція 2 в діапазоні температур 2100...3000 K (рис. 3). В системі Fe–SiC найбільше сприятливими є реакція 1 в температурному діапазоні 298...680 K, реакція 2 в температурному діапазоні 1060...1180 K та

реакція 3 в температурних діапазонах 680...1020 і 1640...3000 K (рис. 4).

Таким чином в системі FeTi–SiC можливе проходження наступних реакцій:

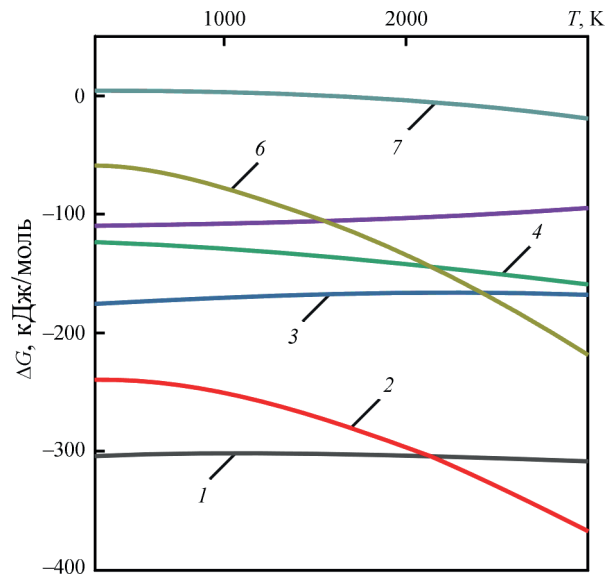
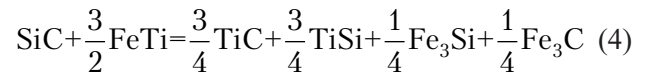
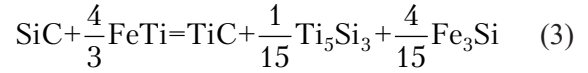
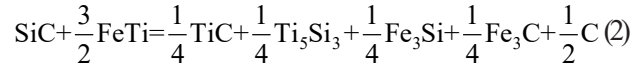
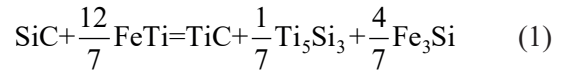


Рис. 3. Температурна залежність зміни енергії Гіббса реакції карбіду кремнію з Ti: 1 – $\text{SiC} + 8/3 \text{Ti} = 1/3 \text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{TiC}$; 2 – $\text{SiC} + 2 \text{Ti} = \text{TiC} + \text{TiSi}$; 3 – $\text{SiC} + 3/2 \text{Ti} = \text{TiC} + 1/2 \text{TiSi}_2$; 4 – $\text{SiC} + 5/3 \text{Ti} = 1/3 \text{Ti}_5\text{Si}_3 + \text{C}$; 5 – $\text{SiC} + \text{Ti} = \text{TiC} + \text{Si}$; 6 – $\text{SiC} + \text{Ti} = \text{TiSi} + \text{C}$; 7 – $\text{SiC} + 1/2 \text{Ti} = \text{TiSi}_2 + \text{C}$

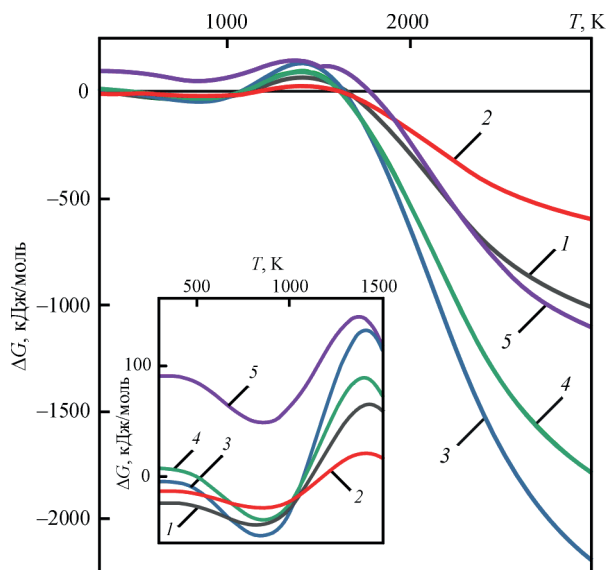


Рис. 4. Температурна залежність зміни енергії Гіббса реакції карбіду кремнію з Fe: 1 – $\text{SiC} + 3 \text{Fe} = \text{Fe}_3\text{Si} + \text{C}$; 2 – $\text{SiC} + 5/3 \text{Fe} = 1/3 \text{Fe}_5\text{Si}_3 + \text{C}$; 3 – $\text{SiC} + 6 \text{Fe} = \text{Fe}_3\text{Si} + \text{Fe}_3\text{C}$; 4 – $\text{SiC} + 14/3 \text{Fe} = 1/3 \text{Fe}_5\text{Si}_3 + \text{Fe}_3\text{C}$; 5 – $\text{SiC} + 3 \text{Fe} = \text{Fe}_3\text{C} + \text{Si}$

Розрахунки зміни величини ізобарно-ізотермічного потенціалу показали, що в системі FeTi-SiC з термодинамічної точки зору найбільше сприятливими є реакції 1 і 4 (рис. 5). При цьому вміст карбіду кремнію в суміші має складати 21 мас. %, тому для проведення досліджень було використано порошкову суміш складу 79FeTi-21SiC (мас. %). Кінцевий фазовий склад як продукту MXC, так і покриттів, може відрізнятися від розрахункового в зв'язку з нерівноважністю процесів MXC та газотермічного напилення (високі швидкості нагріву та охолодження), що впливає на повноту протікання реакцій вихідних компонентів.

В ході MXC порошкової суміші 79FeTi+21SiC (мас. %) відбувається подрібнення вихідних компонентів з одночасним їх перемішуванням, впровадженням в об'єм феротитану частинок карбіду кремнію з подальшим «холодним» зварюванням частинок та формуванням агломератів. В результаті MXC після 5 год обробки формується композиційний порошок з гетерогенною дрібнодисперсною структурою з середнім розміром частинок ~12 мкм (рис. 6).

На рентгенограмі отриманого КП (рис. 7) видно, що в процесі MXC відбувається розширення рентгенівських ліній з появою в діапазоні кутів $2\theta = 34...52^\circ$ «гало», що свідчить про подрібнення розміру кристалітів (до 30 нм) та часткову аморфізацію структури порошку. Аналізуючи фазовий склад КП слід зазначити відсутність на рентгенограмі дифракційних ліній, які відповідають фазі $Fe_{0.2}Ti_{0.8}$, та появу ліній, що відповідають фазам TiC та Ti_5Si_3 . Відсутність дифракційних ліній сполуки Fe_3Si , формування якої можливо згідно рівняння 1, може бути результатом появи аморфного гало, що ускладнює її

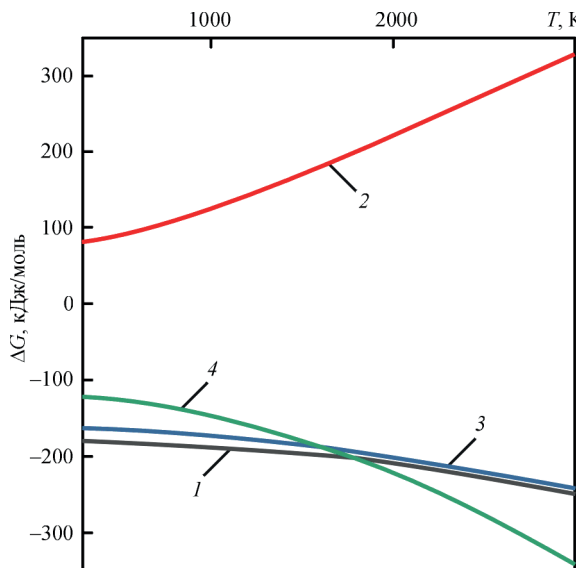


Рис. 5. Температурна залежність зміни енергії Гіббса в реакції феротитану з карбідом кремнію (номера кривих відповідають номерам реакцій FeTi+SiC)

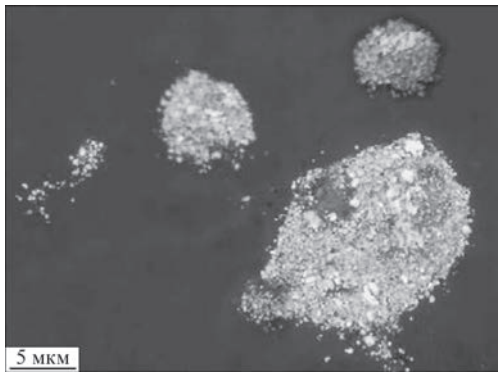


Рис. 6. Мікроструктура КП FeTi-SiC після 5 год MXC
ідентифікацію. З іншого боку для проходження механічно активованого самопоширюваного синтезу в процесі MXC величина співвідношення ентальпії до теплоємності ($\Delta H/C_p$) повинна бути більше 2000 K [17]. Розрахунки показали, що для TiC це співвідношення дорівнює 5400 K, для Ti_5Si_3 – 3100 K, а для Fe_3Si – 950 K. Виходячи з цього утворення силіциду заліза є термодинамічно менш сприятливим, ніж утворення сполук TiC та Ti_5Si_3 .

В результаті формування аморфно-нанокристалічної структури, що складається з металевої FeTi матриці з дисперсними включеннями в неї твердих фаз SiC, TiC та Ti_5Si_3 , мікротвердість частинок одержаного КП складає $8,2 \pm 1,6$ ГПа.

Однією з основних вимог для рівномірної подачі порошку в високотемпературний струмінь при ГТН є його текучість. В результаті подрібнення розміру частинок в процесі MXC відбувається збільшення питомої поверхні порошку, що в свою чергу знижує його текучість [18]. З метою надання текучості та оптимізації гранулометричного складу КП перед напиленням проводили його конгломерування 5 %-м водним розчином полівінілового спирту з подальшим подрібненням і відсівом частинок, розмір яких потрапляє у діапазон 40...80 мкм.

Рентгеноструктурним фазовим аналізом (рис. 8) встановлено, що фазовий склад напилених покриттів дещо відрізняється від складу КП FeTi-SiC, що свідчить про структурні перетворення в частинках порошку, які відбуваються

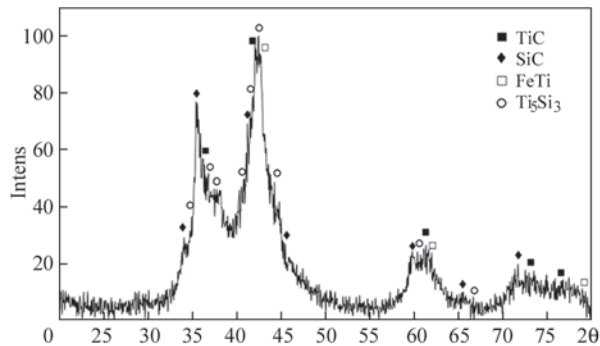


Рис. 7. Рентгенограма порошку FeTi-SiC після 5 год MXC

в процесі проходження частинок через високотемпературний струмінь та під час формування шару покриття. Ступінь аморфності покриттів знижується відносно КП та збільшується розмір кристалітів до 140 та 70 нм для плазових та детонаційних покриттів, відповідно. Відсутність на рентгенограмах фази SiC також свідчить про протікання процесів фазових перетворень при напыленні. Окрім фаз TiC та Ti_5Si_3 , які наявні у фазовому складі КП, в покриттях внаслідок фазових перетворень утворюється фаза Fe_2Ti замість FeTi, а у випадку плазового напылення у покритті утворюється фаза Гейслера Fe_2TiSi . Під час перебування частинок КП в високотемпературному струмені при напыленні відбувається їх взаємодія з киснем повітря та окислення складових КП, внаслідок чого в покриттях формуються оксидні фази: псевдобрукіт Fe_2TiO_5 та оксид заліза Fe_3O_4 у випадку плазового напылення (рис. 8, а), ульвошпінель Fe_2TiO_4 та оксид титану TiO_2 у випадку детонаційного напылення (рис. 8, б).

В результаті плазового напылення формуються покриття з гетерогенною структурою та виразністю структурних складових (рис. 9, а). В структурі плазового покриття виявлено дефекти у вигляді несучільностей та викришувань різної форми та розміру, кількість яких в покритті складає ~ 13 об. %. Розмір дефектів лежить в межах від 10 до 50 мкм та їх розміщення по перерізу покриття нерівномірне. Наявність в покритті дефектів у вигляді несучільностей є наслідком недостатньої теплової та кінетичної енергії частинок при напыленні, що призводить до зниження ударної консолідації та ступеню деформації частинок при формуванні шару, від яких залежить щільність покриття. Розмір дефектів до 50 мкм свідчить про наявність в порошках після проходження через плазовий струмінь частинок конгломератного типу, які утворюються внаслідок коагуляції та спалення частинок конгломерованого порошку. Такі частинки не проходять стадію плавлення та не деформуються при формуванні шару по-

криття, в зв'язку з чим частинки не фіксуються в покритті внаслідок відсутності міцного з'єднання напылених частинок між собою. Внаслідок цього формуються покриття з низькою когезійною міцністю та при виготовленні мікрошліфів в покриттях утворюються дефекти у вигляді викришувань. Досягти зниження вірогідності появи таких дефектів у покритті можливо за допомогою проведення оптимізації процесу плазового напылення композиційного порошку FeTi–SiC шляхом зміни технологічних параметрів плазового напылення.

В результаті детонаційного напылення КП FeTi–SiC формується покриття з тонколамельною гетерогенною структурою. В покритті в невеликій кількості присутні не повністю деформовані частинки. Оксиди в покритті мають вигляд тонких ламелей, розташованих рівномірно по всьому перерізу покриття. Пористість покриття складає ~ 5 %. Відсутність в детонаційному покритті дефектів, наявних в плазових покриттях, пояснюється більш високою швидкістю витіку газу в процесі напылення та, відповідно, більш високою швидкістю частинок, що напылюються, яка може сягати ~ 800 м/с, тоді як при плазовому напыленні максимальна швидкість частинок може сягати 200 м/с. Тому частинки при детонаційному напыленні набувають більш високої кінетичної енергії, що збільшує ступінь їх деформації при формуванні шару, завдяки чому формуються щільні покриття.

Мікротвердість покриттів складає $8,5 \pm 2,5$ ГПа при плазовому напыленні та 8 ± 2 ГПа при детонаційному. Великий розкид значень виміряної мікротвердості (6...11 ГПа для плазового покриття та 6...10 ГПа для детонаційного покриття) пояснюється гетерогенністю структури покриттів, які складаються з металевої складової, карбідних, силіцидних та оксидних фаз. Підвищення мікротвердості плазового покриття відносно КП пов'язано з утворенням в покритті фази Fe_2TiSi , твердість якої може сягати від 19 до 30 ГПа [20, 21]. Деяке зниження мікротвердості детонаційного покриття відносно КП пов'язано з утворенням суттєвої

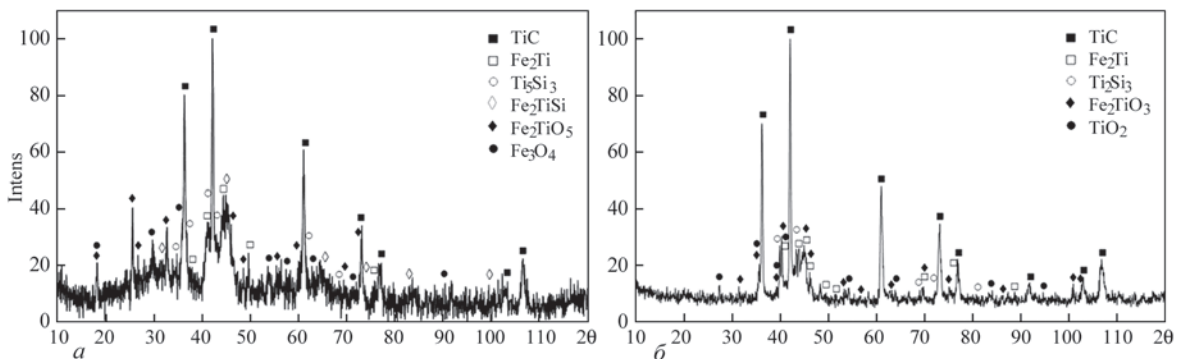


Рис. 8. Рентгенограми покриттів з КП FeTi–SiC, одержаних методом плазового (а) та детонаційного (б) напылення

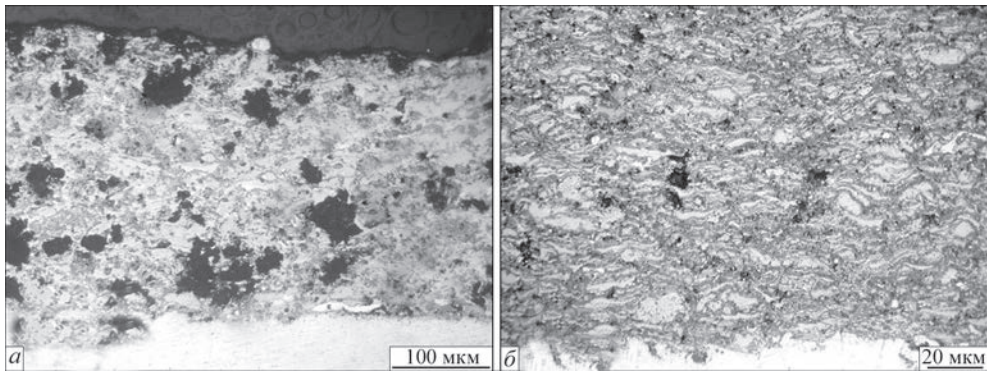


Рис. 9. Мікроструктура композиційних покриттів FeTi–SiC, які отримано методами плазмового (а) та детонаційного (б) напilenня

Таблиця 2. Механічні властивості газотермічних покриттів FeTi–SiC

Метод напilenня	Механічні характеристики							
	H_{IT} , ГПа	$E \pm \%$, ГПа	E^* , ГПа	ϵ_{es} , %	σ_{es} , ГПа	H_{IT}/E^*	H_{IT}^3/E^{*2}	H_{IT}^2/E^*
ПН	6±02	102±2,3	98	1,87	1,84	0,061	0,022	0,37
ДН	5,2±0,5	93±10	89,2	1,78	1,65	0,058	0,018	0,32

кількості оксидних фаз в покритті, яке відбувається внаслідок окислення складових порошку в процесі напilenня.

В результаті проведених досліджень методом мікроіндентування отримано низку характеристик механічних властивостей зовнішнього шару плазмових та детонаційних покриттів FeTi–SiC:

- H_{IT} – твердість матеріалу при індентуванні, ГПа;
 - E – модуль пружності, ГПа;
 - E^* – ефективний (контактний) модуль пружності, ГПа;
 - ϵ_{es} – відносна позаконтактна пружна деформація, %;
 - σ_{es} – напруження позаконтактної пружної деформації, ГПа;
 - H_{IT}/E^* – показник переходу від пружних деформацій до руйнування чи нормована твердість;
 - H_{IT}^3/E^{*2} – показник опору пластичній деформації;
 - H_{IT}^2/E^* – параметр пружного відновлення, тобто здатність матеріалу поглинати енергію деформації.
- Результати мікроіндентування покриттів наведено у табл. 2.

Аналіз отриманих даних свідчить, що за основними показниками механічних характеристик покриття, отримане детонаційним напilenням, дещо поступається покриттю, отриманому плазмовим напilenням, що пов'язано з більшим вмістом оксидних складових в детонаційних покриттях. Слід зазначити, що різниця у значеннях мікротвердості та твердості, отриманої при мікроіндентуванні (нанотвердість), пояснюється різницею в методиках вимірювань. Навантаження при мікроіндентуванні значно менше і тому відбитки обмежуються площею однієї деформованої частинки та відображають її властивості. Тоді як результати вимірювання мікротвердості відображають усереднене значення покриття.

Відповідно до методу оцінки структурного стану матеріалу з використанням залежності значення твердості (H_{IT}) від величини відносної позаконтактної пружної деформації (ϵ_{es}), запропонованого авторами роботи [22], покриття FeTi–SiC, отримані як плазмовим, так і детонаційним напilenням, відносяться до групи мікрокристалічних матеріалів з гетерофазною структурою.

За показниками H_{IT}/E^* , H_{IT}^2/E^{*2} , H_{IT}^3/E^{*2} , які використовуються в якості критеріїв зносостійкості зміцнюючих покриттів [23], детонаційне покриття поступається плазмовому покриттю в 1,1...1,2 рази. Виходячи з цього слід очікувати, що в умовах тертя ковзання покриття FeTi–SiC, отримане методом плазмового напilenня, матиме більш високу зносостійкість, ніж покриття того ж складу, отримане детонаційним напilenням.

Висновки

На підставі термодинамічних розрахунків реакцій між феротитаном і карбідом кремнію встановлено найбільш сприятливу реакцію з точки зору взаємодії компонентів та визначено склад суміші порошків вихідних компонентів для одержання композиційного порошку методом механохімічного синтезу, при якому вміст карбіду кремнію складає 21 мас. %. Встановлено, що в процесі механохімічного синтезу формується композиційний порошок з аморфно-нанокристалічною структурою, фазовий склад якого внаслідок нерівноважності процесу МХС дещо відрізняється від розрахункового та складається з металевої FeTi матриці

з дисперсними включеннями в неї твердих фаз SiC, TiC та Ti_5Si_3 . Мікротвердість частинок складає $8,2 \pm 1,6$ ГПа.

В результаті газотермічного напилення одержано покриття з гетерогенною структурою, які складаються з металеві матриці Fe_2Ti з керамічними включеннями карбіду (TiC) та силіциду титану (Ti_5Si_3) та оксидних фаз: Fe_2TiO_5 та Fe_3O_4 у випадку плазмового методу напилення, Fe_2TiO_4 та TiO_2 у випадку детонаційного методу напилення.

Встановлено, що при використанні детонаційного методу напилення порошку FeTi–SiC формуються більш щільні покриття з пористістю $\sim 5\%$, тоді як при плазмовому напиленні кількість дефектів у вигляді несучільностей та викришувань складає $\sim 13\%$, що пов'язано з невисокою когезійною міцністю покриття. В свою чергу детонаційні покриття мають дещо нижчі значення мікротвердості та показників механічних характеристик (в 1,1...1,2 рази).

За допомогою методу мікроіндентування встановлено, що за своїм структурним станом одержані покриття системи FeTi–SiC відносяться до групи мікрокристалічних матеріалів з гетерофазною структурою за показниками твердості та величини відносної позаконтактної пружної деформації, які складають $H_{IT} = 6$ ГПа, $\epsilon_{es} = 1,87\%$ для покриттів, одержаних плазмовим методом напилення, та $H_{IT} = 5,2$ ГПа, $\epsilon_{es} = 1,78\%$ для покриттів, одержаних детонаційним методом напилення.

Список літератури

- Wen, E., Song, R., Cai, C. (2019) Study of the three-body impact abrasive wear behaviour of a low alloy steel reinforced with niobium. *J. of Manufacturing Processes*, **46**, 185–193. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.08.026>.
- Askari, M., Aliofkhazraei, M., Afroukhteh, S. (2019) A comprehensive review on internal corrosion and cracking of oil and gas pipelines. *J. of Natural Gas Science and Engineering*, **71**, 102971. <https://doi.org/10.1016/j.jngse.2019.102971>.
- Dadbakhsh, S., Mertens, R., Hao, L. et al. (2019) Selective Laser Melting to Manufacture «In Situ» Metal Matrix Composites: A Review. *Adv. Eng. Mater.*, **21**, 1801244. <https://doi.org/10.1002/adem.201801244>.
- Xiao, M., Zhang, Y., Wu, Y. et al. (2021) Preparation, mechanical properties and enhanced wear resistance of TiC–Fe composite cermet coating. *International J. of Refractory Metals and Hard Materials*, **101**, 105672. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105672>.
- Wang, B.G., Wang, G.D., Misra, R.D.K. et al. (2021) Increased hot-formability and grain-refinement by dynamic recrystallization of ferrite in an in situ TiB_2 reinforced steel matrix composite. *Materials Science and Engineering: A*, **812**, 141100. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141100>.
- Tan, H., Luo, Z., Li, Y. et al. (2015) Effect of strengthening particles on the dry sliding wear behavior of Al_2O_3 – M_7C_3 /Fe metal matrix composite coatings produced by laser cladding. *Wear*, **324–325**, 36–44. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.11.023>.
- Chen, H., Lu, Y., Sun, Y. et al. (2020) Coarse TiC particles reinforced H13 steel matrix composites produced by laser cladding. *Surface and Coatings Technology*, **395**, 125867. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125867>.

- Jam, A., Nikzad, L., Razavi, M. (2017) TiC-based cermet prepared by high-energy ball-milling and reactive spark plasma sintering. *Ceramics International*, **43**(2), 2448–2455. [doi:10.1016/j.ceramint.2016.11.039](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.11.039).
- Wang, Z., Lin, T., He, X. et al. (2015) Microstructure and properties of TiC-high manganese steel cermet prepared by different sintering processes. *J. of Alloys and Compounds*, **650**, 918–924. [doi:10.1016/j.jallcom.2015.08.047](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.08.047).
- Bansal, N.P. (2005) Handbook of ceramic Composites, Springer eBooks. <https://doi.org/10.1007/b104068>.
- Wang, S., Ma, C., Walsh, F.C. (2020) Alternative tribological coatings to electrodeposited hard chromium: a critical review. *Transactions of the Institute of Metal Finishing*, **98**(4), 173–185. <https://doi.org/10.1080/00202967.2020.1776962>.
- Kübarssepp, J., Juhani, K. (2020) Cermets with Fe-alloy binder: A review. *International J. of Refractory & Hard Metals*, **92**, 105290. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105290>.
- Burlachenko, O., Vigilianska, N., Senderowski, C. (2024) Cermet powders based on TiAl intermetallic for thermal spraying. *Materials Science Forum*, **1113**, 77–85. <https://doi.org/10.4028/p-7ris3b>.
- Самсонов, Г.В., Виницкий, И.М. (1976) *Тугоплавкие соединения (справочник)*. Москва, Металлургия.
- Barin, I. (1995) *Thermochemical data of pure substances*. <https://doi.org/10.1002/9783527619825>.
- Итин, В.И., Найброденко, Ю.С. (1989) *Высокотемпературный синтез интерметаллидных соединений*. Томск, Издательство Томского университета.
- Solonin, Yu.M. et al. (2021) High-Energy mechanical grinding to produce Cr_7AlC and Ti_7AlC Max phases. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **60**(5–6), 259–267. <https://doi.org/10.1007/s11106-021-00236-y>.
- Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, O.M. et al. (2021) Composite powders based on FeMoNiCrB amorphizing alloy with. *The Paton Welding J.* **11**, 44–53. <https://doi.org/10.37434/as2021.11.08>.
- Firstov, S.O., Gorban, V.F. and Pechkovsky, E.P. (2010) New Methodological Opportunities of Modern Materials Mechanical Properties Definition by the Automatic Indentation Method. *Nauka Ta Innovacii*, **6**(5), 7–18. <https://doi.org/10.15407/scin6.05.07>.
- Mouchou, S. et al. (2023) Temperature dependence of the mechanical properties of Heusler Fe_2TiSi and Fe_2TiSn using the Quasi-Harmonic Approximation, Computational Condensed Matter, **37**, e00852. <https://doi.org/10.1016/j.cocom.2023.e00852>.
- Everhart, W., Newkirk, J.W. (2019b) Mechanical properties of Heusler alloys, *Heliyon*, **5**(5), e01578. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2019.e01578>.
- Фирстов, С.А., Горбань В.Ф., Печковский Э.П. (2009) *Новая методология обработки и анализа результатов автоматического индентирования материалов*. Логос, Киев, Украина.
- Leyland, A., Matthews, A. (2000) On the significance of the H/E ratio in wear control: a nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour, *Wear*, **246**(1–2), 1–11. [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00488-9](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00488-9).

References

- Wen, E., Song, R., Cai, C. (2019) Study of the three-body impact abrasive wear behaviour of a low alloy steel reinforced with niobium. *J. of Manufacturing Processes*, **46**, 185–193. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.08.026>.
- Askari, M., Aliofkhazraei, M., Afroukhteh, S. (2019) A comprehensive review on internal corrosion and cracking of oil and gas pipelines. *J. of Natural Gas Sci. and Engin.*, **71**, 102971. <https://doi.org/10.1016/j.jngse.2019.102971>.
- Dadbakhsh, S., Mertens, R., Hao, L. et al. (2019) Selective laser melting to manufacture «in situ» metal matrix composites: A review. *Adv. Eng. Mater.*, **21**, 1801244. <https://doi.org/10.1002/adem.201801244>.
- Xiao, M., Zhang, Y., Wu, Y. et al. (2021) Preparation, mechanical properties and enhanced wear resistance of TiC–Fe composite cermet coating. *Int. J. of Refractory Metals*

- and Hard Materials, **101**, 105672. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2021.105672>.
5. Wang, B.G., Wang, G.D., Misra, R.D.K. et al. (2021) Increased hot-formability and grain-refinement by dynamic recrystallization of ferrite in an in situ TiB_2 reinforced steel matrix composite. *Mater. Sci. and Engin.: A*, **812**, 141100. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141100>.
 6. Tan, H., Luo, Z., Li, Y. et al. (2015) Effect of strengthening particles on the dry sliding wear behavior of Al_2O_3 - M_2C /Fe metal matrix composite coatings produced by laser cladding. *Wear*, **324–325**, 36–44. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.11.023>.
 7. Chen, H., Lu, Y., Sun, Y. et al. (2020) Coarse TiC particles reinforced H13 steel matrix composites produced by laser cladding. *Surf. and Coat. Technol.*, **395**, 125867. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125867>.
 8. Jam, A., Nikzad, L., Razavi, M. (2017) TiC-based cermet prepared by high-energy ball-milling and reactive spark plasma sintering. *Ceramics Intern.*, **43(2)**, 2448–2455. doi:10.1016/j.ceramint.2016.11.039.
 9. Wang, Z., Lin, T., He, X. et al. (2015) Microstructure and properties of TiC-high manganese steel cermet prepared by different sintering processes. *J. Alloys Compd.*, **650**, 918–924. doi:10.1016/j.jallcom.2015.08.047.
 10. Bansal, N.P. (2005) *Handbook of Ceramic Composites*, Springer. <https://doi.org/10.1007/b104068>.
 11. Wang, S., Ma, C., Walsh, F.C. (2020) Alternative tribological coatings to electrodeposited hard chromium: A critical review. *Transact. of the Institute of Metal Finishing*, **98(4)**, 173–185. <https://doi.org/10.1080/00202967.2020.1776962>.
 12. Kūbarsepp, J., Juhani, K. (2020) Cermets with Fe-alloy binder: A review. *Int. J. of Refractory & Hard Metals*, **92**, 105290. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2020.105290>.
 13. Burlachenko, O., Vigilianska, N., Senderowski, C. (2024) Cermet powders based on TiAl intermetallic for thermal spraying. *Mat. Sci. Forum*, **1113**, 77–85. <https://doi.org/10.4028/p-7ris3b>.
 14. Samsonov, G.V., Vinitiskij, I.M. (1976) *Refractory joints (Refer. book)*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 15. Barin, I. (1995) *Thermochemical data of pure substances*. <https://doi.org/10.1002/9783527619825>.
 16. Itin, V.I., Najborodenco, Yu.S. (1989) *High-temperature synthesis of intermetallics*. Tomsk, Izd-vo Tomskogo Universiteta [in Russian].
 17. Solonin, Yu.M. et al. (2021) High-Energy mechanical grinding to produce Cr_3AlC and Ti_3AlC Max phases. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **60(5–6)**, 259–267. <https://doi.org/10.1007/s11106-021-00236-y>.
 18. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, O.M. et al. (2021) Composite powders based on FeMoNiCrB amorphizing alloy with addition of strengthening phases. *The Paton Welding J.* **11**, 44–53. <https://doi.org/10.37434/as2021.11.08>.
 19. Firstov, S.O., Gorban, V.F. and Pechkovsky, E.P. (2010) New methodological opportunities of modern materials mechanical properties definition by the automatic indentation method. *Nauka ta Innovacii*, **6(5)**, 7–18. <https://doi.org/10.15407/scin6.05.07>.
 20. Mouchou, S. et al. (2023) Temperature dependence of the mechanical properties of Heusler Fe_2TiSi and Fe_2TiSn using the Quasi-Harmonic Approximation. *Computational Condensed Matter*, **37**, e00852. <https://doi.org/10.1016/j.cocom.2023.e00852>.
 21. Everhart, W., Newkirk, J.W. (2019b) Mechanical properties of Heusler alloys, *Heliyon*, **5(5)**, e01578. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2019.e01578>.
 22. Firstov, S.A., Gorban, V.F., Pechkovsky, E.P. (2009) New procedure of treatment and analysis of results of automatic indentation of materials. Logos, Kyiv, Ukraine [in Russian].
 23. Leyland, A., Matthews, A. (2000) On the significance of the H/E ratio in wear control: A nanocomposite coating approach to optimised tribological behaviour, *Wear*, **246(1–2)**, 1–11. [https://doi.org/10.1016/s0043-1648\(00\)00488-9](https://doi.org/10.1016/s0043-1648(00)00488-9).

FORMATION OF COATINGS OF THE FETI-SiC SYSTEM DURING THERMAL SPRAYING OF POWDER PRODUCED BY THE METHOD OF MECHANOCHEMICAL SYNTHESIS

N.V. Vigilianska¹, O.M. Burlachenko¹, O.P. Gryshchenko¹, I.O. Koziakov¹, V.F. Gorban²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: pewinataliya@gmail.com

²Frantsevich Institute for Problems of Materials Science NAS of Ukraine. 3, Omeliana Pritsaka Str., Kyiv, 03142, Ukraine.

E-mail: gorban1944@ukr.net

The study of the formation of composite coatings of the FeTi-SiC system, obtained by spraying by thermal spray methods: subsonic (plasma) and supersonic (detonation), was carried out. Composite powder, which was produced by the method of mechanochemical synthesis of ferrotitanium and silicon carbide powder mixture, was used as the feedstock for spraying. Selection of the composition of powder mixture of ferrotitanium and silicon carbide for the process of mechanochemical synthesis was carried out on the basis of thermodynamic calculations of changes in the values of isobaric-isothermal potentials (Gibbs energy) of reactions in the FeTi-SiC system with selection of the reaction whose passage is the most favorable from a thermodynamic point of view. As a result of mechanochemical synthesis, a composite powder of FeTi-(SiC, TiC, Ti_3Si_3) system with an amorphous-nanocrystalline structure was obtained. Heterogeneous composite coatings consisting of an Fe_2Ti metal matrix with uniformly distributed ceramic inclusions of titanium carbide and silicide and oxide components were produced by plasma and detonation spraying methods. By studying the mechanical characteristics, it was established that the produced thermal spray coatings of FeTi-SiC system are classified as materials with a microcrystalline heterophase structure by the type of structural state. The microhardness of the coatings is 8.5 GPa and 8.0 GPa for plasma and detonation coatings, respectively. 23 Ref., 2 Tabl., 9 Fig.

Keywords: mechanochemical synthesis, thermal spray, composite powder, coating, mechanical properties

Отримано 26.06.2024

Отримано у переглянутому вигляді 01.08.2024

Прийнято 16.10.2024