

ФОРМУВАННЯ ПОКРИТТІВ, ЩО МІСТЯТЬ МАХ-ФАЗИ, В УМОВАХ ГАЗОТЕРМІЧНИХ МЕТОДІВ НАПИЛЕННЯ ПОРОШКУ СИСТЕМИ TiC-TiH₂-Al

Н.В. Вігілянська¹, Т.В. Цимбаліста¹, О.П. Грищенко¹, І.О. Козьяков¹, О.Й. Гудименко²

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

²Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України. 02000, м. Київ, пр. Науки, 45. E-mail: gudymen@ukr.net

У роботі досліджено формування покриттів при плазмовому напиленні (ПН) та високошвидкісному газополуменевому напиленні (ВШГПН) з використанням порошку системи TiH₂-Al-TiC. Композиційний порошок було отримано шляхом обробки порошкової суміші вихідних компонентів TiH₂, Al і TiC у планетарному млині протягом 5 год, у результаті чого формуються конгломератні частинки з розміром <40 мкм. Отриманий композиційний порошок містить вихідні компоненти суміші та продукти їхньої взаємодії – алюмінід титану Ti₃Al, карбід МАХ-фази (Ti₃AlC, Ti₂AlC). Покриття, отримані методами плазмового та високошвидкісного газополуменевого напилення, досліджували з використанням рентгенофазового аналізу, оптичної мікроскопії та мікродюрометрії. Встановлено, що при плазмовому напиленні фазовий склад одержаного покриття суттєво відрізняється від МХС-порошку, який напилювався. У покритті залишається фаза TiC, але в меншій кількості, ніж у вихідному порошку, і присутня фаза TiCN, яка утворилась при взаємодії атомів азоту з TiC у процесі проходження порошку через плазмовий струмінь частинок порошку та контактом із газовим середовищем. Піків Al, МАХ-фази Ti₂AlC і карбіду Ti₃AlC на рентгенограмі не виявлено, що, вочевидь, пов'язано з інтенсивним окисненням частинок порошку з утворенням оксиду титану TiO₂ двох модифікацій (рутил та анатаз) та оксиду алюмінію Al₂O₃. У покритті присутні фази Ti₃Al та TiH₂ у незначній кількості, які наявні у вихідному МХС-порошку. Плазмове покриття має ламелярну світлу структуру з порожнечами у вигляді викришувань (11 %) та містить нерозплавлені дрібні частинки порошку. При високошвидкісному газополуменевому напиленні фазовий склад покриття несуттєво відрізняється від фазового складу вихідного порошку, покриття успадковує фазовий склад вихідного МХС-порошку, оскільки нових сполук, крім оксидів, не утворюється. Структура покриття – тонколамелярна зі світлими металевими й сірими оксидними прошарками та з невеликою кількістю нерозплавлених частинок із пористістю (~2 %). Мікротвердість покриттів системи TiC-TiH₂-Al складає 5400 ± 1060 МПа для ПН-покриття та 3710 ± 950 МПа для ВШГПН-покриття. Бібліогр. 23, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: покриття, плазмове напилення, високошвидкісне газополуменеве напилення, МАХ-фаза, механохімічний синтез, фазовий склад, структура, мікротвердість

Вступ. Потрійні сполуки Ti₃AlC₂ та Ti₂AlC належить до передової групи керамічних матеріалів, які називаються МАХ-фазами. Ti₃AlC₂ та Ti₂AlC стійкі до пошкоджень і поєднують керамічні та металеві характеристики. Як метали вони є тепло- та електропровідними, легко обробляються звичайними інструментами та стійкі до термічних ударів. Як кераміка Ti₃AlC₂ та Ti₂AlC легкі, пружно-жорсткі та термостабільні, а також зберігають свою міцність до високих температур, утворюючи безперервний окисний шар Al₂O₃ на поверхні Ti₃AlC₂ та Ti₂AlC при високих температурах. Зокрема Ti₃AlC₂ демонструє деяку аномальну сти- скальну пластичність за кімнатної температури порівняно зі звичайною керамікою. Завдяки такому незвичайному поєднанню властивостей, Ti₃AlC₂ та Ti₂AlC вважаються потенційно привабливими матеріалами для різних функціональних

і структурних застосувань, таких як: конструкційний матеріал для високих температур, теплообмінник для атомних електростанцій, матеріали для електричних контактів [1].

Синтез МАХ-фази Ti₃AlC₂ вперше був описаний у 1994 р. Пітцкою та Шустером шляхом спікання порошкових сумішей Ti, TiAl, Al₄C₃ та C [2]. Найширше використовувані комбінації вихідних матеріалів для отримання МАХ-фази Ti₃AlC₂-Ti/Al₄C₃/C, Ti/Al/C, Ti/Al₄C₃/TiC, Ti/Al/TiC, Ti/Al/C/TiC [3, 4]. Проте Ti₃AlC₂ дуже важко синтезувати через його дуже вузький фазовий діапазон на потрійній фазовій діаграмі Ti-Al-C [2].

У більшості методів як джерело Ti використовувалися металеві порошки, які є коштовними та призводять до високої вартості Ti₃AlC₂ [4]. Порошки TiH₂ є проміжними продуктами для виготовлення металевих порошків Ti та дешевшими за порошки Ti. Ціна порошків TiH₂ на 10 % нижча, ніж ціна порошків Ti з еквівалентним розміром частинок. Тим не менш, якщо порошки TiH₂ використовуються для виготовлення Ti₃AlC₂, тривалий час

© Н.В. Вігілянська, Т.В. Цимбаліста, О.П. Грищенко, І.О. Козьяков, О.Й. Гудименко

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026
 Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

відпалу є важливим для попереднього видалення водню в TiH_2 . Крім того, цей процес дегідрування викликає утворення багатьох пор у синтезованих продуктах. Для ущільнення зразків необхідний допоміжний тиск під час спікання. Збільшення вартості через кошовну обробку компенсує зниження вартості через дешевшу сировину. Тому використання TiH_2 замість Ti є доцільним для виготовлення порошків, а не щільних зразків Ti_3AlC_2 .

При використанні TiH_2 в якості джерела Ti для синтезу МАХ-фази Ti_3AlC_2 використовують комбінації порошків вихідних матеріалів $TiH_2/Al/TiC$ [4–8], $TiH_2/Al/C$ [9–12], $TiC/TiH_2/Al/C$ [13]. Для синтезу МАХ-фази Ti_3AlC_2 порошки спікали у вакуумі за допомогою методу імпульсного розрядного спікання (PDS) (PAS-V, Sodick Co. Ltd.) (так званий SPS) [4, 9], порошки спікали в трубчастій печі в атмосфері аргону методом реактивного спікання без тиску (PLS) [5], синтезу порошків у вакуумній печі в середовищі аргону [6–8], методом реактивного синтезу [10, 11], методом мікрохвильового спікання (MWS) [12], самопоширеного високотемпературного синтезу (SHS) [13].

Метод імпульсного розрядного спікання (PDS), який також називають іскрово-плазмовим спіканням (SPS), є нещодавною інновацією, його універсальність дозволяє швидко ущільнювати до майже теоретичної щільності в ряді металевих, керамічних та інших інженерних компонентів. При спіканні методом імпульсного розрядного спікання PDS у порошковій суміші $TiH_2/Al/TiC$ [4] було виявлено, що механізм синтезу Ti_3AlC_2 здійснюється через реакції між проміжними фазами $AlTi_3$, Al_3Ti , $AlTi$ та Ti_2AlC , а також вихідними реагентами.

При синтезі методом спікання PLS [5] у порошковій суміші $TiH_2/Al/TiC$ було отримано 95 мас. % чистої Ti_3AlC_2 , зразок мав пористу структуру та легко розбивався на порошок. При додаванні Sn або Si до $TiH_2/Al/TiC$ температура синтезу знизилась до 1200 °C, було отримано однофазний продукт Ti_3AlC_2 з компактною, майже безпористою мікроструктурою зразка.

Після синтезу порошків $TiH_2/Al/TiC$ у вакуумній печі в середовищі аргону [6–8] отримали фазовий склад зразків після синтезу: 92 % Ti_3AlC_2 та 8 % Al_2O_3 [6], 91,51 % Ti_3AlC_2 , і 8,49 % Al_2O_3 з пористістю 13 % [7], 95 % Ti_3AlC_2 і 5 % TiC з пористістю 22 %, а після гарячого пресування зерна істотно подрібнилися та зменшилися розміри пор до 1 %, а фазовий склад містив 89 % Ti_3AlC_2 ; 6 % TiC ; 5 % Al_2O_3 [8].

При спіканні методом PDS порошкової суміші $TiH_2/Al/C$ [9] реакція дегідрування не завершилася при нагріванні порошків до 900 °C порівняно з порошковою сумішшю $TiH_2/Al/TiC$ [4], вміст фази Ti_3AlC_2 у випадку $TiH_2/Al/C$ був низьким. Це можна пояснити більшою кількістю порошку TiH_2 , що використовується у вихідних порошках, ніж у випадку використання порошкової суміші $TiH_2/Al/TiC$ [4], в якій приблизно дві третини Ti походило з TiC .

Шляхом реактивного синтезу було успішно виготовлено пористу кераміку з 100 % вмістом Ti_3AlC_2 [10,11] з $TiH_2/Al/C$ з різним вмістом Al в порошковій суміші. Вплив різного вмісту Al на фазовий склад порошкової суміші та на структуру пор було систематично досліджено в порошковій суміші [11], що показало, що однофазну пористу кераміку Ti_3AlC_2 можна отримати, регулюючи. При збільшенні вмісту Al збільшується ваговий відсоток МАХ-фази Ti_3AlC_2 і збільшуються відкрита та загальна пористість, а максимальна пористість спостерігається при 100 % вмісті Ti_3AlC_2 .

При спіканні методом MWS [12] реакція синтезу Ti_3AlC_2 у порошковій суміші $TiH_2/Al/C$ відбувається при нижчих температурах, чим при інших методах спікання.

У порошковій суміші $2,6Ti + 1,2Al + 2C + 0,1TiH_2$ [13] вміст Ti_3AlC_2 – 80,6 мас. %, Ti_2AlC – 13,6 мас. % та TiC – 5,8 мас. %. Зі збільшенням TiH_2 було виявлено зменшення Ti_3AlC_2 разом зі збільшенням Ti_2AlC . У суміші $2,6Ti + 1,2Al + 2C + 0,4TiH_2$ виявлено 67,8 мас. % Ti_3AlC_2 , 28,6 мас. % Ti_2AlC та 3,7 мас. % TiC . Це може бути пов'язано з неповним розкладом TiH_2 через зниження температури горіння зі збільшенням TiH_2 . Термічний розклад TiH_2 мав забезпечити Ti для реакції синтезу. Через брак Ti при додаванні TiH_2 знижується кількість TiC , що перешкоджає фазовому переходу з Ti_2AlC у Ti_3AlC_2 .

Технології механічного подрібнення, механічної активації та механічного синтезу також успішно використовуються для виготовлення так званих МАХ-фаз ($Mn + 1AXn$). Серед методів спікання механохімічний синтез (МХС) привернув значну увагу вчених-матеріалознавців завдяки легкому синтезу перенасиченого твердого розчину, аморфної фази, інтерметалідів і нанокристалічних матеріалів майже у всіх сплавах при кімнатній температурі. МХС успішно використовується для виготовлення МАХ-фаз [14–17]. Для системи $Ti-Al-C$ МХС порошків титану (оксиду титану або гідриду титану), алюмінію та графіту, як правило, забезпечує утворення інтерметалевих сполук $Ti-$

Al та карбиду титану, при цьому в незначній кількості утворюються МАХ-фази. МАХ-фази різної стехіометрії переважно утворюються при подальшій термічній обробці порошку при 600...1700 °С або спіканні порошоків у цьому температурному діапазоні завдяки взаємодії титан- та алюмінієвого розплаву з карбідом (TiC або Al₄C₃).

Для отримання тонких плівок, які містять МАХ-фазу Ti₃AlC₂, використовується метод осадження PVD [18]. Для застосування при високих температурах або суворих умовах зазвичай потрібні покриття завтовшки понад 100 мкм. Для нанесення покриттів завтовшки >50 мкм використовують методи газотермічного напилення. Переваги процесів газотермічного напилення над іншими методами осадження полягають у простоті обладнання, відсутності необхідності проведення процесів у захисній атмосфері та у можливості одержання покриттів завтовшки до кількох мм на деталях різної конфігурації. Однак популярні сучасні методи газотермічного напилення, такі як плазово-дугове та високошвидкісне газополумєневе напилення, не знайшли широкого застосування для формування покриттів на основі Ti₃AlC₂ через високу температуру полум'я, яка, як правило, викликає розкладання та/або окиснення МАХ-фаз [19–22]. Натомість методи ПН і ВШГПН застосовуються для напилення покриттів на основі МАХ-фази Ti₂AlC, у фазовому складі яких внаслідок фазових перетворень у процесі напилення формується МАХ-фаза Ti₃AlC₂ [21, 22].

Покриття з високим вмістом МАХ-фази Ti₃AlC₂ (74...84 %) було одержано плазовим методом при використанні матеріалу, що напилюється, у вигляді суспензії [23]. У цьому випадку, на відміну від традиційного повітряно-плазового напилення, використовується потік рідини для подачі порошку в джерело тепла замість транспортуючого газу. Ця зміна дає можливість обійти етап нагрівання порошку плазовим пальником, що дозволяє наносити термочутливі покриття.

Мета роботи – дослідження формування покриттів при плазовому та високошвидкісному газополумєневому напиленні композиційного порошку TiC-TiH₂-Al, одержаного методом механохімічного синтезу.

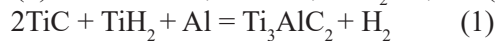
Матеріали та методи досліджень. У якості матеріалу для напилення використовували композиційний порошок (КП), одержаний методом МХС порошкової суміші TiC/TiH₂/Al. В якості вихідних матеріалів для одержання КП використовували порошки:

– порошок TiC (40...63 мкм, ТУ 6-09-492-75) – 79,2...80 Ti, 0,1...0,2 С (вільний), 19,4...20,2 С (загальний), 0,1...0,6 Fe;

– порошок дігідриду титану TiH₂ (<40 мкм, ТУ У 114-10-026-98) – 0,10 Fe, 0,06 – Cl, 0,04 – N;

– порошок Al (ПА-4, -50 + 40 мкм) – <0,4 Si, <0,35 Fe, <0,02 Cu.

Вміст вихідних порошоків у суміші було розраховано на одержання МАХ-фази Ti₃AlC₂ за реакцією (1) і складав 60,9TiC-25,4TiH₂-13,7Al (мас. %).



Процес МХС суміші порошоків проводили у високоенергетичному млині Активатор 2SL протягом 5 год при швидкості 600/900 об/хв. Плазове напилення проводили на серійній установці УПУ-8М з використанням плазмотрону типу Metco F4 MB. Для напилення покриттів методом високошвидкісного газополумєневого напилення використовували установку ВШГПН-1, виготовлену в ІЕЗ ім. С.О. Патона за прототипом НІРОЖЕТ 2700М (Metallizing Equipment Co. Pvt. Ltd., Індія). Технологічні параметри ПН та ВШГПН наведено в табл. 1, 2.

Для дослідження порошоків і напилених покриттів застосовували такі методи досліджень: металграфії, мікродіорометрії та рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА). Для дослідження структури порошоків і напилених покриттів застосовували оптичний мікроскоп Neophot-32 із пристосуванням для цифрового фотографування. Для

Таблиця 1. Технологічні параметри ПН покриттів із порошку системи TiC-TiH₂-Al

Параметр	Величина
Сила струму, А	600
Напруга, В	40
Витрата плазмоутворюючого газу Ar/N ₂ , л/хв	30
Пропорції плазмоутворюючого газу Ar/N ₂ , %	80/20
Витрата транспортуючого газу N ₂ , л/хв	5
Витрата порошку, кг/год	1,4
Дистанція напилення, мм	100

Таблиця 2. Технологічні параметри ВШГПН покриттів з порошку системи TiC-TiH₂-Al

Параметр	Величина
Витрата пального газу CH ₄ , л/хв	28
Тиск пального газу CH ₄ , атм	5,5
Витрата кисню, м ³ /год	4
Тиск кисню, атм	8
Витрата повітря, м ³ /год	15
Тиск повітря, атм	5
Витрата транспортуючого газу, л/хв	20
Тиск транспортуючого газу, атм	5
Дистанція напилення, мм	140

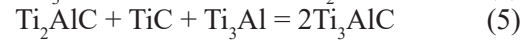
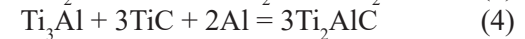
кількісного аналізу вмісту в покриттях пор застосовували оптичну методику (метод аналізу зображення), яка полягає у визначенні площі, що припадає на виявлені пори, щодо всієї площі шліфа покриття. Цифрове зображення оброблялося програмою Image-Pro Plus, яка дозволяє вимірювати пористість (виділяючи включення, що відрізняються за кольором і яскравістю), визначати кількість і процентне відношення по площі.

Дослідження фазового складу частинок порошку та покриття проводили за допомогою дифрактометра PANalytical X'Pert PRO з використанням CuK α -випромінення ($\lambda = 0,15406$ нм). Напруга на аноді трубки 45 кВ, струм 40 мА. Дифрактограми прописувалися з кроком $0,025^\circ$ з часом набору в точці 1 с. Обробку даних дифрактометричних вимірювань проводили за допомогою програми High Score Plus.

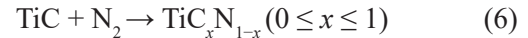
Дослідження мікротвердості покриттів проводилось на мікротвердомірі ПМТ-3 при навантаженні 50 г. Принцип дії приладу ПМТ-3 заснований на вдавлюванні алмазної піраміди в досліджуваний матеріал під певним навантаженням і вимірюванні лінійної величини діагоналі отриманого відбитка.

Результати експерименту та їхнє обговорення. Використання в якості вихідного компонента алюмінію, який відноситься до пластичних матеріалів, сприяє проходженню повторюваних процесів «холодного» зварювання та подрібнення, у результаті чого через 5 год обробки при швидкості обертання барабану 900 об/хв формуються конгломератні частинки з розміром < 40 мкм (рис. 1, а).

Рентгенофазовим аналізом встановлено (рис. 1, б), що отриманий КП через 5 год обробки має багатофазну структуру, яка складається з вихідних компонентів (TiC, TiH $_x$, Al) і продуктів їхньої взаємодії між собою, утворення яких може протікати за наступними реакціями: алюмініду титану Ti $_3$ Al за реакцією (2), МАХ-фази Ti $_2$ AlC за реакціями (3) та/або (4), потрійної сполуки Ti $_3$ AlC за реакцією (5).



У процесі напilenня порошку системи TiC-TiH $_2$ -Al методом ПН відбуваються суттєві фазові перетворення, фазовий склад одержаного покриття (рис. 2, а) суттєво відрізняється від МХС-порошку, який напилувався. Покриття має кристалічну структуру, в покритті залишається фаза TiC, але в меншій кількості, ніж у вихідному порошку. Піків Al, МАХ-фази Ti $_2$ AlC та карбіду Ti $_3$ AlC на рентгенограмі не виявлено, що, вочевидь, пов'язано з інтенсивним окисненням частинок порошку з утворенням оксиду титану TiO $_2$ двох модифікацій (рутил та анатаз) та оксиду алюмінію Al $_2$ O $_3$. Фази Ti $_3$ Al та TiH $_2$, які наявні у вихідному МХС-порошку, присутні у покритті в незначній кількості. На рентгенограмі видно роздвоєння піків поряд з піком TiC, які належать фазі TiCN, утворення якої пов'язано із взаємодією атомів азоту з TiC у процесі проходження частинок порошку через плазмовий струмінь, де вони контактують з газовим середовищем при протіканні реакції:



На відміну від плазмового напilenня, у процесі ВШГПН частинки порошку TiC-TiH $_2$ -Al не зазнають суттєвих фазових перетворень, фазовий склад покриття несуттєво відрізняється від фазового складу порошку (рис. 2, б). У покритті, як і в МХС-порошку, наявні фази TiC, Ti $_3$ Al, а також МАХ-фаза Ti $_2$ AlC та карбід Ti $_3$ AlC, кількість яких у покритті дещо знижується відносно МХС-порошку, що є наслідком взаємодії цих складових у процесі напilenня з киснем з утворенням оксидів титану TiO, Ti $_2$ O $_3$ та алюмінію Al $_2$ O $_3$. Таким чином, можна зробити висновок, що при ВШГПН покриття успадковує фазовий склад вихідного МХС-порошку, оскільки нових сполук, крім оксидів, не утворюється.

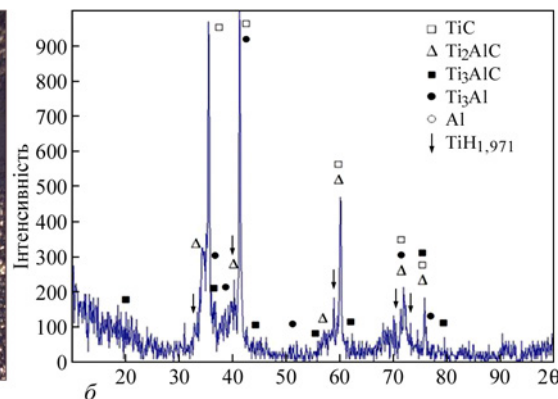
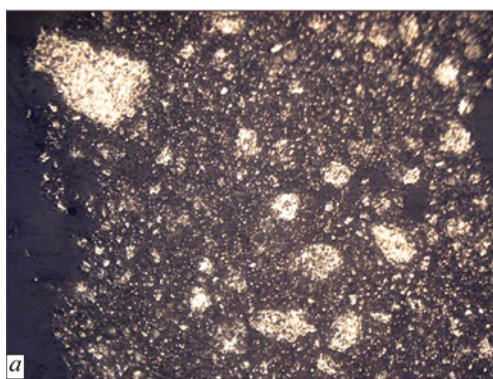


Рис. 1. Мікроструктура (а) і рентгенограма (б) КП TiC-TiH $_2$ -Al

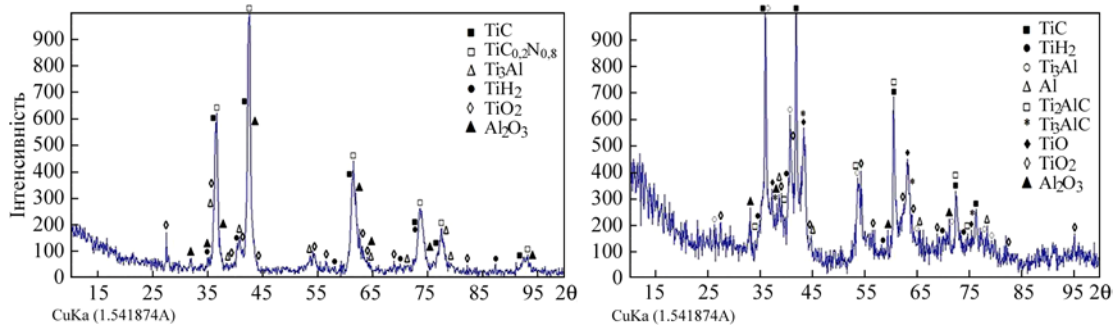
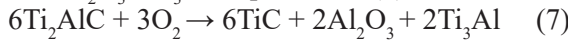
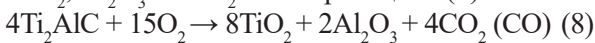


Рис. 2. Рентгенограми покриттів, отриманих із порошку системи TiC-TiH₂-Al: а – ПН, б – ВШГПН

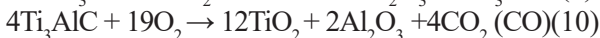
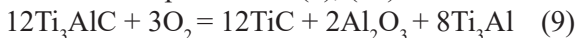
Часткове або повне розкладання МАХ-фази Ti₂AlC при ВШГПН та ПН покриття системи TiC-TiH₂-Al відбувається за наступними реакціями. При температурі 600...1000 °C відбувається частковий розпад Ti₂AlC, що призводить до утворення фаз TiC, Al₂O₃ і Ti₃Al за реакцією (7).



При температурі >1000 °C відбувається руйнування структури МАХ-фази та повне окиснення до TiO₂, Al₂O₃ та CO₂/CO за реакцією (8).



Розкладання карбідної фази Ti₃AlC відбувається аналогічно за реакціями (9), (10).



Плазмове покриття системи TiC-TiH₂-Al має ламелярну світлу структуру з жовтими та нечистельними темно-коричневого кольору ламелями

(рис. 3, а). У покритті присутні порожнечі у вигляді викришувань у кількості 11 %, які утворилися під час виготовлення мікрошліфа покриття через його крихкість. Також у покритті зустрічаються нерозплавлені дрібні частинки порошку. При ВШГПН формуються покриття зі щільною тонколамелярною структурою зі світлими металевими та сірими оксидними прошарками та з невеликою кількістю нерозплавлених частинок (рис. 3, б). Наявність нерозплавлених частинок свідчить, що більш тугоплавкі частинки порошку в процесі короткого часу перебування частинок у струмені не встигають нагрітися та в результаті високошвидкісного наплення не здобули потрібної пластичності для формування ламелей і лягають у покритті в твердому або злегка пластичному стані. Покриття має невелику пористість (~2 %).

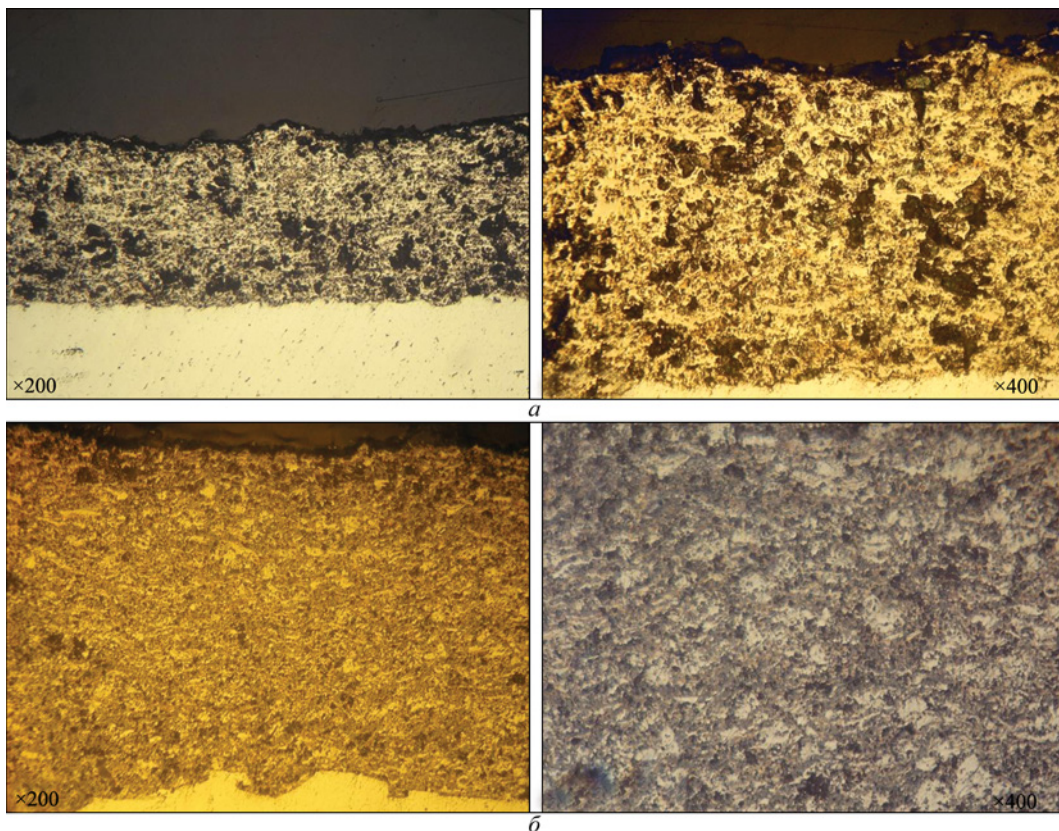


Рис. 3. Мікроструктура покриттів, отриманих із порошку системи TiC-TiH₂-Al: а – ПН, б – ВШГПН

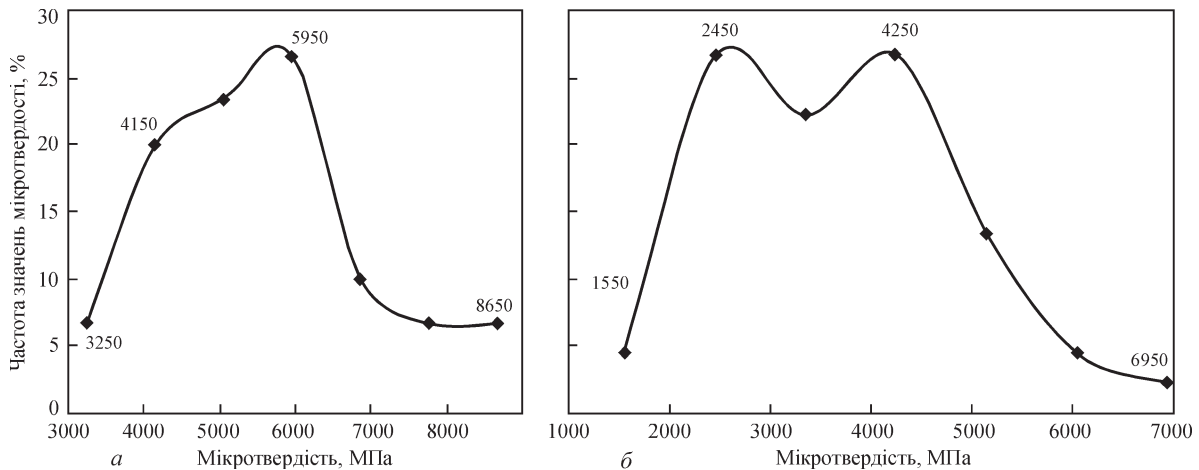


Рис. 4. Варіаційні криві розподілу значень мікротвердості покриттів системи TiC-TiN₂-Al, одержаних методами ПН (а) та ВШГПН (б)

Багатофазність покриттів системи TiC-TiN₂-Al, одержаних методами ПН та ВШГПН, підтверджується побудованими варіаційними кривими розподілу значень мікротвердості (рис. 4), на яких видно широкий розкид значень у діапазоні 3250...8650 та 1550...7000 МПа для ПН ВШГПН відповідно, з наявністю двох піків найбільш вірогідних значень мікротвердості - 4150 та 6000 для ПН (рис. 4, а) та 2450 та 4250 МПа (рис. 4 б) для ВШГПН. Середня мікротвердість складає 5400±1060 МПа для ПН-покриття та 3710 ± 950 МПа для ВШГПН-покриття. Дещо більша мікротвердість ПН-покриття пов'язана, вочевидь, з більшим вмістом в покритті карбиду TiC, тоді як в ВШГПН-покритті наявні більш м'якші та пластичні фази карбідів Ti₂AlC та Ti₃AlC.

Висновки

Проведені дослідження показали, що в процесі МХС суміші порошоків TiC-TiN₂-Al відбувається взаємодія вихідних компонентів з утворенням МАХ-фази Ti₂AlC замість МАХ-фази Ti₃AlC₂, на утворення якої було розраховано вміст вихідних елементів суміші.

При напиленні МХС-порошку системи TiC-TiN₂-Al методами ПН та ВШГПН після напилення в покриттях залишається велика кількість вихідної фази TiC, що свідчить про те, що реакція між компонентами МХС-порошку не проходить до кінця під час напилення.

У процесі плазмового напилення за рахунок дії температури та взаємодії з киснем відбувається повне розкладання МАХ-фази Ti₂AlC.

У процесі ВШГПН частинки порошку TiC-TiN₂-Al не зазнають суттєвих фазових перетворень і фазовий склад покриття несуттєво відрізняється від фазового складу порошку, але при напиленні відбувається часткове розкладання

МАХ-фази Ti₂AlC внаслідок взаємодії частинок порошку з киснем з утворенням оксидів.

При плазмовому напиленні формуються покриття з низькою когезійною міцністю шару, про що свідчить значна кількість (11 %) несучільностей і викришувань у структурі. Структура ВШГПН-покриттів є щільною, покриття сформовані з частково розплавлених деформованих частинок. Мікротвердість одержаних ПН- та ВШГПН-покриттів складає 5,4 та 3,7 ГПа відповідно.

Список літератури/Reference

1. Rahaei, M.B., Jia, D., Rahaei, M., Ghodrati, H. (2017) Manufacturing of high volume fraction of Ti₃AlC₂-Ti₂AlC metallic ceramics as nano-multilayered structures through high energy milling, hot pressing and liquid phase sintering. *Materials Characterization*, **128**, 176–183. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.01.033>
2. Pietzka, M.A., Schuster, J.C. (1994) Summary of constitutional data on the Aluminum-Carbon-Titanium system. *J. Phase Equilib.*, **15**, 392–400. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02647559>
3. Wang, X.H., Zhou, Y.C. (2010) Layered machinable and electrically conductive Ti₃AlC and Ti₂AlC₂ ceramics: a review. *J. Mater. Sci. Technol.*, **26**(5), 385–416 [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(10\)60064-3](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(10)60064-3)
4. Zou, Y., Sun, Zh., Tada, Sh., Hashimoto, H. (2007) Rapid synthesis of single-phase Ti₃AlC₂ through pulse discharge sintering a TiH₂/Al/TiC powder mixture. *Scripta Materialia*, **56**, 725–728. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.01.026>
5. Li, L., Zhou, A., Xu, L. et al. (2013) Synthesis of high pure Ti₃AlC₂ and Ti₂AlC powders from TiH₂ powders as Ti Source by Tube furnace. *J. of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.*, **28**, 882–887. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11595-013-0786-2>
6. Старостіна А.В., Прихна Т.А., Сverdun В.Б. та ін. (2013) Стійкість до високотемпературного окиснення матеріалів на основі МАХ-фаз систем Ti-Al-(C, N). *Сучасні проблеми фізичного матеріалознавства*, **22**, 103–107. <http://www.materials.kiev.ua/article/1821>
7. Старостіна А.В., Прихна Т.А., Осадчий А.В., та ін. (2011) Дослідження демпфуючих властивостей матеріалів на основі МАХ фази Ti₃AlC₂. *Сучасні проблеми фізичного*

- матеріалознавства*, **20**, 73–79. <http://www.materials.kiev.ua/article/2052>
- Starostina, A.V., Prikhna, T.A., Osadchy A.V., et al. (2011) Investigation of damping properties of materials based on MAX phase Ti_3AlC_2 . *Suchasni Problemy Fizychnoho Materialoznavstva*, **20**, 73–79 [in Ukrainian]. <http://www.materials.kiev.ua/article/2052>
8. Івасишин А.Д., Осташ О.П., Прихна Т.О. та ін. (2015) Вплив технологічних середовищ на механічні і фізичні властивості матеріалів для паливних комірок. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, **2**, 7–15.
- Ivasyshyn, A.D., Ostash, O.P., Prikhna, T.O. et al. (2015) The influence of technological media on mechanical and physical properties of materials for fuel cells. *Fizyko-Khimichna Mekhanika Materialiv*, **2**, 7–15 [in Ukrainian].
9. Zou, Y., Sun, Zh., Hashimoto, H., Cheng, L. (2009) Synthesis reactions for Ti_3AlC_2 through pulse discharge sintering $TiH_2/Al/C$ powder mixture. *J. of Alloys and Compounds*, **468(1-2)**, 217–221. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.01.062>
10. Yang, J., Liao, C., Wang, J., et al. (2014) Reactive synthesis for porous Ti_3AlC_2 ceramics through TiH_2 , Al and graphite powders. *Ceramics International*, **40**, 6739–6745. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.11.136>
11. Yang, J., Liao, C., Wang, J. et al. (2014) Effects of the Al content on pore structures of porous Ti_3AlC_2 ceramics by reactive synthesis. *Ceramics International*, **40(3)**, 4643–4648. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.09.004>
12. Chen, W., Tang, J., Shi, X. et al. (2020) Synthesis and formation mechanism of high-purity Ti_3AlC_2 powders by microwave sintering. *Int. J. Appl. Ceram. Technol.*, **17**, 778–789. DOI: <https://doi.org/10.1111/ijac.13452>
13. Yeh, C.-L., Chen, Y.-T. (2025) Effects of TiC, TiH_2 , Al, and carbon on production of Ti_3AlC_2 by self-sustaining combustion synthesis. *Materials*, **18(6)**, 1293. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma18061293>
14. Shahin, Sh., Kazemi, A. (2016) Mechanochemical synthesis mechanism of Ti_3AlC_2 MAX phase from 5 elemental powders of Ti, Al and C/N. *Advanced Powder Technology*, **27(4)**, 1775–1780. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apt.2016.06.008>
15. Zhu, J., Gao, J., Yang, J. et al. (2008) Synthesis and microstructure of layered-ternary Ti_2AlC ceramic by high energy milling and hot pressing. *Materials Science and Engineering A*, **490(1-2)**, 62–65. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.01.017>
16. Zakeri, M., Rahimpour, M.R., Sadrnezhad, S.K. (2011) Study on feasibility of Ti_3AlC_2 synthesis by mechanical alloying and heat treatment. *Powder Metallurgy*, **54(3)**, 273–277. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329009X457081>
17. Li, Sh.-B., Zhai, H.-X., Bei, G.-P. et al. (2007) Synthesis and microstructure of Ti_3AlC_2 by mechanically activated sintering of elemental powders. *Ceramics International*, **33(2)**, 169–173. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2005.07.024>
18. Eklund, P., Becker, M., Jansson, U. et al. (2010) The Mn+1AX_n phases: Materials science and thin-film processing. *Thin Solid Films*, **518(8)**, 1851–1878. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2009.07.184>
19. Вігілянська Н., Янцевич К., Олевська Л. та ін. (2024) Формування покриттів на основі МАХ-фази Ti_3SiC_2 в умовах газотермічних методів нанесення (Огляд). *Вісник КрНУ імені Михайла Остроградського*, **4(147)**, 135–142. DOI: <https://doi.org/10.32782/1995-0519.2024.4.17>
- Vigilianska, N., Iantsevitch, C., Olevska, L. et al. (2024) Formation of coatings based on the MAX-phase Ti_3SiC_2 under the conditions of gas-thermal application methods (Overview). *Visnyk KrNU imeni Mykhaila Ostrohradskoho*, **4(147)**, 135–142 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.32782/1995-0519.2024.4.17>
20. Zhang, Z., Lim, S. H., Chai, J. et al. (2017) Plasma spray of Ti_3AlC_2 MAX phase powders: Effects of process parameters on coatings properties. *Surface and Coatings Technology*, **325**, 429–436. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2017.07.006>
21. Frodelius, J., Sonestedt, M., Björklund, S. et al. (2008) Ti_3AlC_2 coatings deposited by High Velocity Oxy-Fuel spraying. *Surface and coatings technology*, **202(24)**, 5976–5981. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.06.184>
22. Sonestedt, M., Frodelius, J., Palmquist, J.-P. et al. (2010) Microstructure of high velocity oxy-fuel sprayed Ti_3AlC_2 coatings. *J. of Materials Science*, **45(10)**, 2760–2769. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4263-4>
23. Yu, H., Suo, X., Gong, Y. et al. (2016) Ti_3AlC_2 coatings deposited by liquid plasma spraying. *Surface and Coatings Technology*, **299**, 123–128. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.04.076>

FORMATION OF COATINGS CONTAINING MACH-PHASES, UNDER GAS-THERMAL SPUTTERING CONDITIONS OF $TiC-TiH_2-Al$ POWDER

N.V. Vihilianska¹, T.V. Tsymbalista¹, O.P. Gryshchenko¹, I.O. Koziakov¹, O.Y. Gudymenko²

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

E-mail: pewinataliya@gmail.com

²V.E. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics of the NAS of Ukraine. 02000, 45 Nauky Ave., Kyiv, Ukraine.

E-mail: gudymen@ukr.net

This study investigates the formation of coatings via plasma spraying (PS) and high-speed gas-flame spraying (HSGFS) using a $TiH_2-Al-TiC$ powder system. The composite powder was obtained by processing a powder mixture of the starting components TiH_2 , Al and TiC in a planetary mill for 5 hours, resulting in the formation of agglomerated particles with a size of <40 μm. The resulting composite powder contains the initial components of the mixture and the products of their interaction – titanium aluminate Ti_3Al , and MAX-phase carbides (Ti_3AlC_2 , Ti_2AlC). The coatings, obtained by plasma and high-speed gas-flame spraying methods, were investigated using X-ray phase analysis, optical microscopy and microdurometry. It has been established that, during plasma spraying, the phase composition of the resulting coating differs significantly from that of the MHS powder used for spraying. The coating retains a TiC phase, but in a smaller quantity than in the original powder, and contains a TiCN phase, which was formed during the interaction of nitrogen atoms with TiC as the powder passed through the plasma jet of powder particles and came into contact with the gas environment. Peaks for Al, the MAX phase of Ti_2AlC and Ti_3AlC_2 were not detected in the X-ray diffraction pattern, which is evidently due to the intense oxidation of the powder particles, resulting in the formation of titanium oxide TiO_2 in two forms (rutile and anatase) and aluminium oxide Al_2O_3 . The coating contains Ti_3Al and TiH_2 in insignificant quantities, which are present in the initial MHS powder. The plasma coating has a lamellar light structure with voids in the form of spalling (11 %) and contains unmelted fine powder particles. In high-speed gas-flame spraying, the phase composition of the coating differs only slightly from that of the starting powder; the coating inherits the phase composition of the starting MHS powder, as no new compounds are formed apart from oxides. The coating structure is thin-lamellar, consisting of light-coloured metallic and grey oxide layers, with a small amount of unmelted particles and a porosity of (~2 %). The microhardness of $TiC-TiH_2-Al$ system coatings is 5400 ± 1060 MPa for the PN coating and 3710 ± 950 MPa for the VSHPN coating. 23 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

Keywords: coatings, plasma spraying, high-speed gas-flame spraying, MAH phase, mechanochemical synthesis, phase composition, structure, microhardness

ORCID

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Цимбаліста Т.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9569-7776>,
Грищенко О.П. – <https://orcid.org/0000-0004-1136-996X>, Козьяков І.О. – <https://orcid.org/0000-0002-0357-9068>,
Гудименко О.Й. – <https://orcid.org/0000-0002-5866-8084>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

Н.В. Вігілянська

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: pewinataliya@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Н.В. Вігілянська, Т.В. Цимбаліста, О.П. Грищенко, І.О. Козьяков, О.Й. Гудименко (2026) Формування покриттів, що містять мах-фази, в умовах газотермічних методів напилення порошку системи TiC-TiH₂-Al. *Автоматичне зварювання*, 02, 39–46.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.02.05>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 22.05.2025

Отримано у переглянутому вигляді 24.11.2025

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 11.04.2026

IX Міжнародна спеціалізована виставка технологій, обладнання та матеріалів для аддитивного виробництва та 3D друку



Addit EXPO 3D



Актуально
для 3D стоматології

26–28
травня
2026



Місце проведення:
МВЦ, м. Київ,
Броварський пр-т, 15,
станція метро «Лівобережна»

+38 (095) 268-05-87
helen@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua

