

ФОРМУВАННЯ ПОКРИТТІВ, ЩО МІСТЯТЬ МАХ-ФАЗУ Ti_3AlC_2 , ПРИ НАНЕСЕННІ ПОРОШКУ $TiC-TiAl$ МЕТОДАМИ ПЛАЗМОВОГО ТА ВИСОКОШВИДКІСНОГО ГАЗОПОЛУМЕНЕВОГО НАПИЛЕННЯ

Н.В. Вігілянська¹, Т.В. Цимбаліста¹, П.П. Грищенко¹, А.П. Мурашов¹, 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. 03028, м. Київ, пр. Науки, 41.

E-mail: gudymen@ukr.net

У роботі досліджено формування покриттів, що містять МАХ-фазу Ti_3AlC_2 , при плазмовому та високошвидкісному газополуменевому напиленні з використанням порошку системи $TiC-TiAl$. Композиційний порошок було отримано шляхом обробки порошкової суміші вихідних компонентів $TiAl$ і TiC у планетарному млині протягом 5 год, у результаті чого формується порошок з частинками конгломератного типу, який містить фази вихідних компонентів і цільову МАХ-фазу Ti_3AlC_2 . Покриття, отримані методами плазмового та високошвидкісного газополуменевого напилення, досліджували з використанням рентгенофазового аналізу, оптичної мікроскопії та мікродюрометрії. Встановлено, що при плазмовому напиленні внаслідок інтенсивної взаємодії частинок порошку з газовим середовищем і високотемпературних умов процесу в покритті спостерігається утворення карбонітриду титану $TiC_{0.2}N_{0.8}$ та суттєве зниження відносно порошку вмісту МАХ-фази Ti_3AlC_2 . Покриття мають ламелярну структуру з високою (~ 15 %) пористістю та мікротвердістю 4390 ± 920 МПа. При високошвидкісному газополуменевому напиленні, завдяки меншому тепловому навантаженню в порівнянні з методом плазмового напилення, у покритті зберігається більша частина вихідного фазового складу порошку. Структура покриття менш ламелярна та більш щільна (пористість не перевищує 1 %), містить нерозплавлені та частково розплавлені деформовані частинки, а середня мікротвердість становить 3810 ± 840 МПа. Бібліогр. 23, табл. 3, рис. 5.

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

Вступ. Упродовж останніх двох десятиліть значну увагу наукової спільноти привертає новий клас наноламінатних сполук – так звані МАХ-фази, які поєднують у собі властивості металів і кераміки. МАХ-фази з загальною формулою $M_{n+1}AX_n$ ($n = 1, 2, 3, \dots$) являють собою велику родину шаруватих сполук, що мають слабкі металеві зв'язки між атомами M і A та ковалентні зв'язки всередині шарів $M_{n+1}X_n$, де M є раннім перехідним металом; A – елемент групи А; X – С, N, В та/або Р [1]. Завдяки своїй унікальній структурі МАХ-фази демонструють відмінну термостійкість, хорошу електро- і теплопровідність, відносну пластичність при високих температурах, а також стійкість до окиснення та термоцикування [2]. Серед різноманітних складів МАХ-фаз фази системи $Ti-Al-C$ (Ti_2AlC та Ti_3AlC_2) виділяються як одні з найбільш ретельно досліджуваних алюмінієво-вмісних карбідів. Ці сполуки вирізняються високою термічною стабільністю, зносостійкістю, хімічною інертністю та здатністю утворювати захисну плівку $\alpha-Al_2O_3$ при окисненні, що забезпечує їх довговічність в агресивних середовищах [3, 4].

Для синтезу МАХ-фаз Ti_2AlC та Ti_3AlC_2 найчастіше використовують методи гарячого пресування [5], холодного пресування з подальшим спіканням (у тому числі іскровим плазмовим спіканням) [6, 7], механічного легування [8]. До перспективного методу одержання порошків з МАХ-фазою можна також віднести технологію самопоширюваного високотемпературного синтезу, у ході якої синтез відбувається в результаті проходження твердофазної реакції [9]. В якості вихідних матеріалів використовуються порошки як простих елементів (Ti , Al , C), так і сполук (TiH_2 , TiC , $TiAl$, TiO_2) у різних комбінаціях.

Найпоширенішими методами одержання МАХ-фаз на поверхні виробів у вигляді тонких плівок є метод осадження з парової фази (PVD) та магнетронне розпилення [10]. 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 можли-

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/0000-0003-2640-8656>, Мурашов А.П. – <https://orcid.org/0000-0002-0357-9068>, Гудименко О.Й. – <https://orcid.org/0000-0002-5866-8084>

© Н.В. Вігілянська, Т.В. Цимбаліста, П.П. Грищенко, А.П. Мурашов, О.Й. Гудименко, 2025

вості одержання покриттів із товщиною до кількох мм на деталях різної конфігурації. Проте популярні сучасні методи газотермічного напилення, такі як плазмове та високошвидкісне газополуменеве напилення (ВШГПН, HVOF), не знайшли широкого застосування для формування покриттів на основі Ti_3AlC_2 через високу температуру полум'я, яка, як правило, викликає розкладання та/або окиснення МАХ-фаз [11, 12]. Натомість методи ПН та ВШГПН застосовуються для напилення покриттів на основі МАХ-фази Ti_2AlC , у фазовому складі яких внаслідок фазових перетворень у процесі напилення формується також МАХ-фаза Ti_3AlC_2 [13–15].

Покриття з високим вмістом МАХ-фази Ti_3AlC_2 (74...84 %) було одержано плазмовим методом при використанні матеріалу, що напилюється, у вигляді суспензії [16]. Формування високого вмісту МАХ-фази ймовірно пов'язано з утворенням захисної фази оксиду алюмінію на поверхні частинок у високотемпературній парі, що перешкоджає подальшому розкладанню фази Ti_3AlC_2 .

Ведуться також дослідження з розробки композиційних покриттів, в яких порошок МАХ-фази Ti_3AlC_2 , який зазвичай одержують методом спікання, використовується в покриттях в якості зміцнюючої добавки. Так, для покращення експлуатаційних характеристик теплозахисних покриттів (ТЗП) в умовах високої температури та високого тиску розроблено нову конструкцію ТЗП з керамічним шаром $ZrO_2-Y_2O_3$ та підшаром $NiCrAlY$, в який додавали додатково різну кількість частинок Ti_3AlC_2 (5, 10 та 15 мас. %) [17]. Покриття одержували надзвучковим плазмовим напиленням. Дослідження стійкості покриттів до високотемпературного окиснення показали, що при вмісті в підшарі 5 % Ti_3AlC_2 покриття демонструє менше збільшення ваги, ніж традиційні ТЗП після окиснення при 950 °С протягом 80 год.

Розроблено композиційні покриття на основі $LaMgAl_{11}O_{19}$ з додаванням 5, 10 та 20 мас. % Ti_3AlC_2 в якості самовідновлювального компонента

та допоміжної речовини для спікання [18]. Покриття наносили плазмовим методом з проведенням подальшого відпалу при 1200 °С для оцінки їхньої здатності до самовідновлення; досліджено поведінку при високотемпературному окисненні на повітрі та корозійну стійкість при 1300 °С. Результати показали, що збільшення вмісту Ti_3AlC_2 значно підвищує ефективність самовідновлення, про що свідчить закриття тріщин та ізоляція пор. Композитне покриття з 20 мас. % Ti_3AlC_2 продемонструвало найбільшу стійкість у досліджених умовах і стабільність фазового складу, що свідчить про перспективність його використання в якості покриття, що прироблюється, в умовах високих температур.

Отримано нанокompозитне покриття шляхом плазмового напилення порошкової суміші 50 % Ti_3AlC_2 – 50 % Cu [19]. Було виявлено, що нанокompозитне покриття має незвичайну мікроструктуру з наномікрометровим фазовим синергетичним посиленням, яка складається з субмікрометрових шарів Cu та наночастинок $Cu(Al)$, Ti_4O_5 , TiO_2 та Al_2TiO_5 . У процесі напилення Al видається з Ti_3AlC_2 , утворюючи велику кількість пластичної $Cu(Al)$ та відбувається дифузія Cu в Ti_3AlC_2 , у результаті чого в покритті формується просторова сітчаста структура Cu . Нанокompозитне покриття має високу в'язкість руйнування та стійкість до росту тріщин, що підтверджується триточковим випробуванням на згинання.

Метою даної роботи було дослідження формування покриттів в умовах плазмового та високошвидкісного газополуменевого напилення покриттів, що містять МАХ-фазу Ti_3AlC_2 , при використанні для напилення механічно синтезованого порошку системи $TiC-TiAl$.

Матеріали та методики досліджень. В якості матеріалу для напилення покриттів використовували композиційний порошок (КП) системи $TiC-TiAl$, одержаний методом механохімічного синтезу (МХС) шляхом обробки вихідних порошоків $TiAl$ та TiC у високоенергетичному планетарному

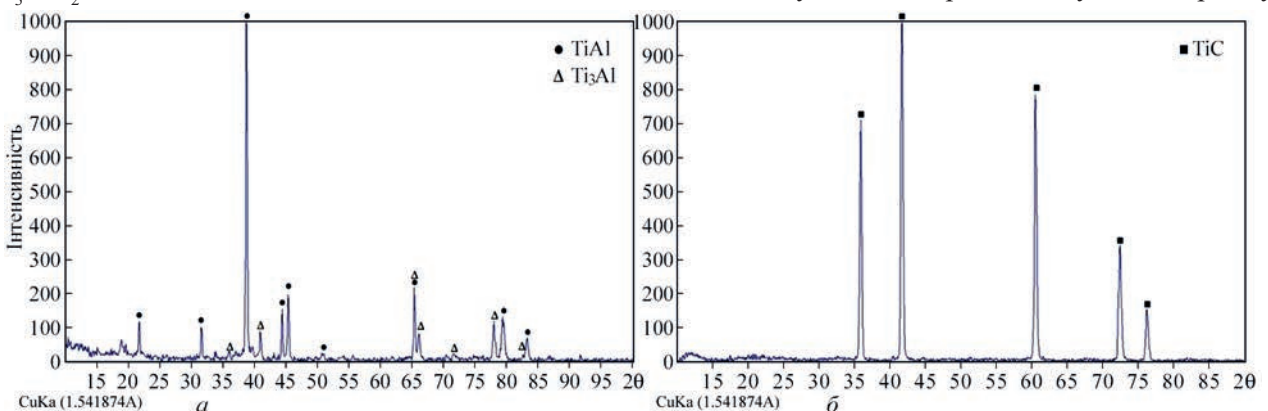


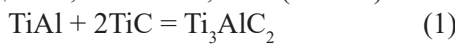
Рис. 1. Рентгенограми вихідних порошоків: а – $TiAl$, б – TiC

Таблиця 1. Характеристика вихідних порошків, які використовували для одержання КП методом МХС

Порошок	Розмір частинок, мкм	Хімічний склад, мас. %	Вміст фаз, %
TiAl	< 40	Ti – 62,5; Al – 37,5	TiAl – 91; Ti ₃ Al – 9
TiC	40...63	Ti – 79,2...80; C – 19,4...20,2	TiC – 100

млині «Активатор 2SL» протягом 5 год при швидкості 600/900 об/хв. Рентгенограми вихідних порошків TiAl та TiC, які використовували для одержання КП методом МХС, та їх характеристики наведено на рис. 1 та в табл. 1 відповідно.

Вміст вихідних порошків у суміші було розраховано на одержання МАХ-фази Ti₃AlC₂ за реакцією (1) і складав 38,5TiAl + 61,5TiC (мас. %).



Плазмове напилення проводили на серійній установці УПУ-8М з використанням плазмотрона типу Metco F4 MB. Для напилення покриттів методом високошвидкісного газополуменевого напилення використовували установку ВШГПН-1, виготовлену в ІЕЗ ім. Є.О. Патона за прототипом НІРОJET 2700М (Metallizing Equipment Co. Pvt. Ltd., Індія). Технологічні параметри ПН та ВШГПН наведено в табл. 2, 3.

Для дослідження порошків і напилених покриттів застосовували методи металографії, мікродюрометрії та рентгеноструктурного фазового аналізу (РСФА).

Для дослідження структури порошків і напилених покриттів застосовували оптичний мі-

Таблиця 2. Технологічні параметри ПН покриттів з порошку системи TiC-TiAl

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

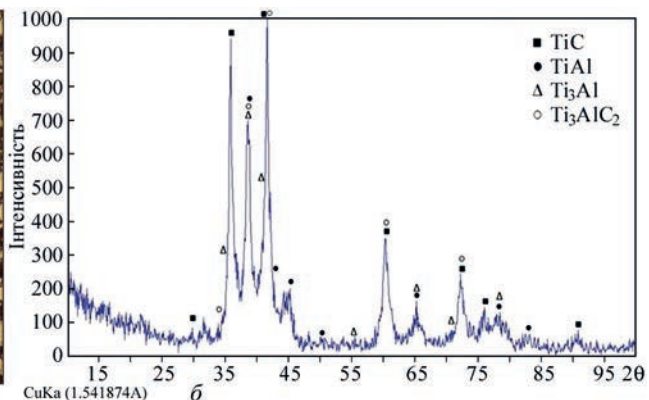
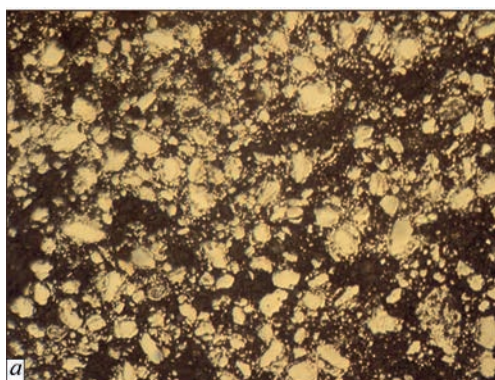


Рис. 2. Мікроструктура (×400) (а) та рентгенограма (б) МХС-порошку TiC-TiAl

Таблиця 3. Технологічні параметри ВШГПН покриттів з порошку системи TiC-TiAl

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

роскоп Neophot-32 з пристосуванням для цифрового фотографування. Для 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 вклучення, що відрізняються за кольором і яскравістю), визначати кількість і процентне відношення по площі.

Вимірювання мікротвердості проводили на приладі ПМТ-3 при навантаженні 50 г. На кожному зразку проводили по 30–50 вимірювань з наступним визначенням середнього значення та побудови варіаційних кривих, які дозволяють визначити найімовірніші значення мікротвердості.

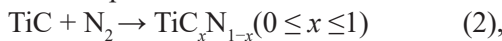
Дослідження фазового складу частинок порошку та покриття проводили за допомогою дифрактометра PANalytical X’Pert PRO з використанням CuKa1-випромінення (λ = 0,15406 нм). Напруга на аноді трубки 45 кВ, струм 40 мА. Дифрактограми прописувалися з кроком 0,025° з часом набору в точці 1 с. Обробку даних дифрактометричних вимірювань проводили за допомогою програми High Score Plus.

Результати експерименту та їх обговорення. При проведенні обробки порошкової суміші TiC-TiAl в планетарному млині протягом 5 год внаслідок протікання процесів, що повторюються,

подрібнення частинок і «холодного» зварювання кінцевий продукт МХС являє собою композиційний порошок, який складається з частинок конгломератного типу розміром < 40 мкм (рис. 2, а).

Рентгенофазовим аналізом (рис. 2, б) встановлено, що отриманий МХС-порошок має багатофазну структуру, яка складається з вихідних компонентів (TiC, TiAl та Ti₃Al) та МАХ-фази Ti₃AlC₂ – продукту взаємодії вихідних компонентів.

Покриття, нанесене плазмовим методом МХС-порошку TiC-TiAl, за даними РСФА складається з фаз карбіду TiC і карбонітриду титану TiC_{0,2}N_{0,8}, інтерметалідних фаз TiAl, Ti₃Al, МАХ-фази Ti₃AlC₂, оксиду TiO₂ у двох модифікаціях рутила й анатаза та оксиду алюмінію Al₂O₃ (рис. 3, а). Внаслідок фазових перетворень, що протікають у порошок в процесі плазмового напилення, відбувається суттєве зниження в порівнянні з МХС-порошком інтенсивності піків, що відповідають інтерметалідним фазам TiAl, Ti₃Al та МАХ-фазі Ti₃AlC₂. Основними фазами в одержаному покритті є TiC і TiC_{0,2}N_{0,8}, причому інтенсивність піку TiC також дещо знижується відносно вихідного порошку, що свідчить про меншу кількість цієї фази в покритті, ніж у порошок. Наявність у покритті карбонітриду титану свідчить про взаємодію карбіду TiC з азотом газового середовища з протіканням реакції:

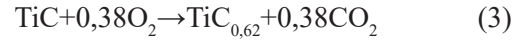


де *x* визначає співвідношення вуглецю та азоту в твердій фазі.

Формування оксиду титану може бути викликано реакцією взаємодії з киснем повітря титанової складової як карбіду TiC, МАХ-фази Ti₃AlC₂, так і алюмініду титану.

При напиленні порошок системи TiC-TiAl методом ВШГПН, на відміну від плазмового напилення, суттєвих фазових перетворень у процесі напилення не відбувається (рис. 3, б). Основною фазою в покритті є карбід титану нестехіометричного складу TiC_{0,62}, утворення якого є ре-

зультатом декарбуризації, тобто зменшення концентрації вуглецю у структурі карбіду титану (TiC). Цей процес зазвичай відбувається за умов, коли вуглець видаляється з решітки, утворюючи стехіометрію TiC_x, де *x* < 1, через взаємодію із зовнішнім середовищем. Вуглець у TiC може окиснюватися за присутності кисню, утворюючи газоподібні оксиди, такі як CO₂ (або CO) за реакцією:



У ВШГПН-покритті також присутні фази алюмініду титану TiAl, Ti₃Al, МАХ-фаза Ti₃AlC₂, які мають дещо нижчу інтенсивність піків фаз на рентгенограмі, ніж на рентгенограмі МХС-порошку. На відміну від плазмового напилення в покритті не відбувається утворення фази TiCN у зв'язку з меншим часом перебування частинок у напилюючому потоці за рахунок більшої швидкості польоту частинок при ВШГПН і, відповідно, меншим часом взаємодії з газовим середовищем частинок порошок карбіду титану. Під час напилення відбувається лише незначне окиснення титанової складової з утворенням у покритті діоксиду титану TiO₂ модифікації рутил.

Зниження відносно МХС-порошку кількості МАХ-фази Ti₃AlC₂ у ПН і ВШГПН-покриттях системи TiC-TiAl є наслідком її окиснення та розкладання під впливом високих температур. Це – багатостадійний процес, який містить в собі деградацію структури, взаємодію з киснем та утворення оксидних продуктів. На першому етапі при температурах 600...800 °С відбувається окиснення Al, бо він є найбільш реакційноздатним елементом у системі та окиснюється першим, утворюючи оксид алюмінію. Оксид алюмінію вступає в ролі захисного шару, який обмежує подальшу реакцію та частково уповільнює подальше окиснення. На другому етапі при температурах 800...1000 °С відбувається деградація структури МАХ-фази через вивільнення (втрату) алюмінію. Залишкові титан і вуглець утворюють карбід ти-

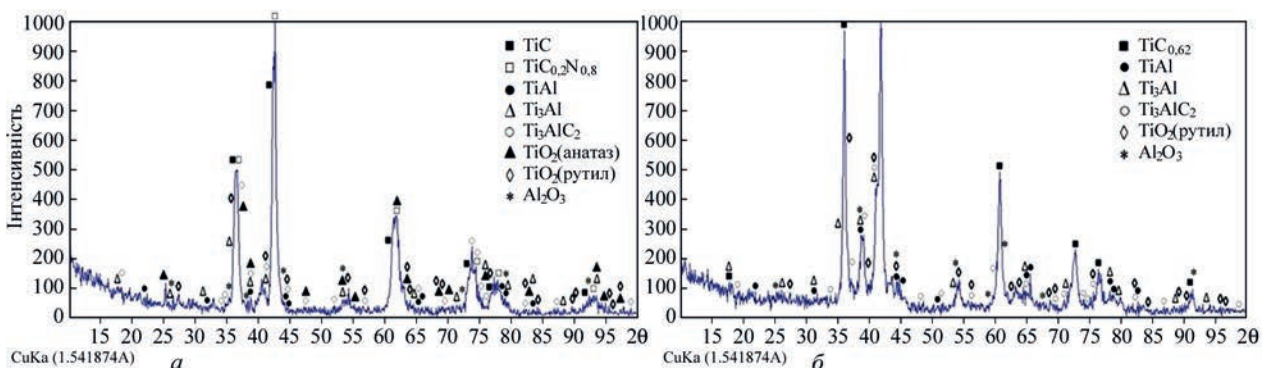


Рис. 3. Рентгенограми покриттів, одержаних напиленням МХС-порошку TiC-TiAl методами плазмового (а) та високошвидкісного газополуменового напилення (б)

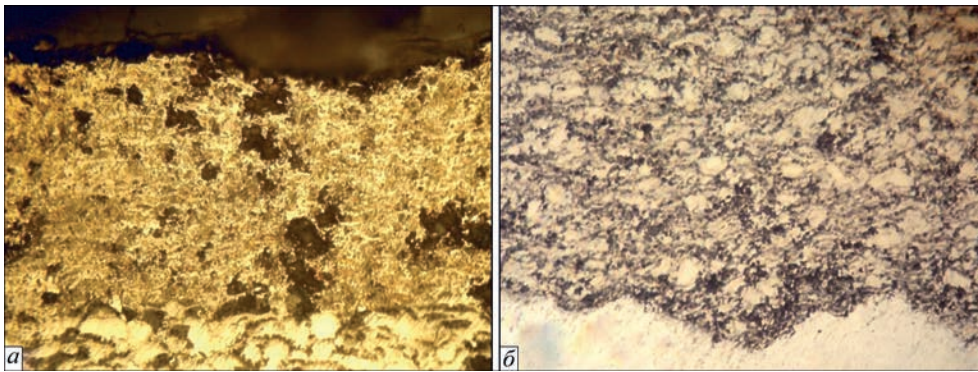


Рис. 4. Мікроструктура ($\times 400$) покриттів, одержаних напыленням МХС-порошку TiC-TiAl методами плазмового (а) та високошвидкісного газополуменевого напылення (б)

тану TiC, який в подальшому взаємодіє з киснем, утворюючи діоксид титану TiO_2 і газоподібний CO_2 (або CO). При температурі $> 1000\text{ }^\circ C$ відбувається активне окиснення карбіду титану та утворення стабільних фаз TiO_2 (рутил або анатаз залежно від температури) і Al_2O_3 (корунд). Повна реакція окиснення Ti_3AlC_2 у кисневому середовищі наступна:



Результати дослідження структури плазмового покриття системи TiC-TiAl показали, що воно має тонколамелярну гетерогенну структуру (рис. 4, а). Ламелі покриття мають різний колір забарвлення – від світложовтого до темнокоричневого (колір оксидів). Більш насичений жовтий колір ламелей у покритті відповідає, вірогідно, фазі TiCN.

У покритті присутні дефекти у вигляді пор та викрихчувань у кількості $\sim 15\%$. Викрихчування в покритті можуть виникати через недостатній вміст у них пластичної металевої матриці, а під час підготовки зразків для дослідження мікроструктури тверді частинки карбідів і карбонітридів титану, твердість яких може складати 20...32 ГПа [20], випадають із покриття через низьку когезійну міцність.

Структура ВШГПН-покриття системи TiC-TiAl має структуру з незначним ступенем ламелярності (рис. 4, б). Покриття переважно сформоване із нерозплавлених частково деформованих частинок,

що свідчить про те, що тугоплавкі частинки порошку в процесі короткого часу перебування частинки у струмені не встигають отримати необхідну теплову енергію, пройти стадію плавлення, необхідну для нагріву частинок порошку та отримання пластичності. Тому за рахунок високої швидкості польоту частина частинок порошку попадає у покриття в твердому стані. Структура нерозплавлених частинок подібна до частинок вихідного порошку. При цьому пористість покриття не перевищує 1 %.

Середня мікротвердість плазмового покриття становить 4390 ± 920 МПа. Багатофазність у покритті підтверджується побудованою за значеннями мікротвердості варіаційної кривої та присутністю на ній 3-х піків на кривій, які відповідають значенням 3650, 5050 і 6450 МПа (рис. 5, а).

Середня мікротвердість ВШГПН-покриття складає 3810 ± 840 МПа. На варіаційній кривій присутні три основних піки значень мікротвердості, які відповідають значенням 3000, 4000, 5500 МПа (рис. 5, б). Значення мікротвердості на цих піках відповідають сполукам алюмінідів титану TiAl, Ti_3Al (3500...4700 МПа [21] і ~ 5000 МПа [22] відповідно) та МАХ-фазі Ti_3AlC_2 (2200...3460 МПа [23]). Відсутність на варіаційних кривих покриттів обох типів виражених піків значень мікротвердості, які відповідали б значенням твердості карбіду та карбонітриду титану

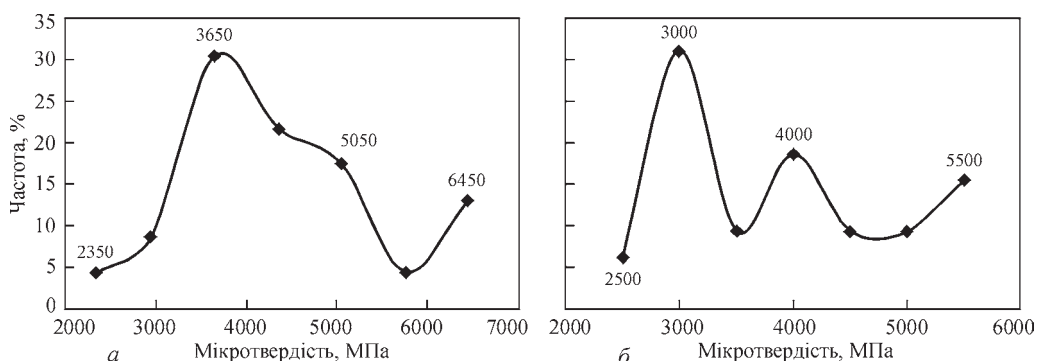


Рис. 5. Варіаційні криві розподілу значень мікротвердості покриттів, одержаних напыленням МХС-порошку TiC-TiAl методами плазмового (а) та високошвидкісного газополуменевого напылення (б)

(20000...32000 МПа), свідчить про рівномірність розподілу цих сполук у перерізі покриттів у вигляді дрібних включень.

Висновки

Методом механохімічного синтезу з використанням суміші вихідних порошків TiAl та TiC, склад якої розраховано на одержання в кінцевому продукті МАХ-фази Ti_3AlC_2 , отримано композиційний порошок, який має конгломератну багатофазну структуру, з наявністю фаз вихідних компонентів суміші та їх продукту взаємодії – МАХ-фази Ti_3AlC_2 .

Покриття, одержані методом плазмового наплення, мають тонкошарову гетерогенну структуру. Встановлено суттєву трансформацію фазового складу порошку в процесі наплення під впливом високих температур і газового середовища, зокрема формування карбонітридної фази $TiC_{0,2}N_{0,8}$, оксидів титану й алюмінію та зменшення вмісту МАХ-фази.

Покриття, нанесені методом високошвидкісного газополуменевого наплення, мають структуру, сформовану із частково нерозплавлених частинок з низьким ступенем ламелярності. Фазовий склад покриття несуттєво відрізняється від фазового складу МХС-порошку, що свідчить про обмежені фазові перетворення під час наплення завдяки меншому часу взаємодії частинок порошку з газовим середовищем.

В обох типах покриттів спостерігається зниження вмісту МАХ-фази Ti_3AlC_2 порівняно з вихідним порошком, що зумовлено її термічною деструкцією та окисненням під час наплення. За зміною інтенсивності піків, які відповідають МАХ-фазі, це зниження складає ~ 88 % при ПН і ~ 52 % при ВШГПН.

Середня мікротвердість покриттів становить 4390 ± 920 МПа для ПН і 3810 ± 840 МПа для ВШГПН. Варіаційні криві мікротвердості підтверджують багатофазність покриттів, а відсутність на кривих окремих піків, які б відповідали високотвердим включенням карбідних складових, свідчить про їх рівномірний розподіл у структурі покриттів.

Список літератури/References

1. Dahlqvist, M., Barsoum, M. W., Rosen J. (2024) MAX phases – Past, present, and future. *Materials Today*, **72**, 1–24. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mattod.2023.11.010>
2. Radovic, M., Barsoum, M. W. (2013) MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics. *American Ceramic Society Bulletin*, **92**(3), 20–27.
3. Li, X., Xie, X., Gonzalez-Julian, J., Malzbender, J., Yang, R. (2020) Mechanical and oxidation behavior of textured Ti_2AlC and Ti_3AlC_2 MAX phase materials. *J. of the European*

- Ceramic Society*, **40**(15), 5258–5271. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.07.043>
4. Li, X., Zheng, L., Qian, Y., Xu, J., Li, M. (2017) Effects of high temperature oxidation on mechanical properties of Ti_3AlC_2 . *J. Mater. Sci. Technol.* **33**(6), 596–602. DOI: [10.1016/j.jmst.2016.05.004](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.05.004).
5. Wei, L., Liu, J., Wu, X. et al. (2019) In situ fabrication of Ti–Al/ Ti_2AlC composite by hot-press sintering. *J. of Alloys and Compounds*, **813**, 52220. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152200>
6. Wang, P., Bingchu, M., Xiaolin H. et al. (2007) Fabrication of Ti_3AlC_2 by spark plasma sintering from elemental powders and thermodynamics analysis of Ti–Al–C system. *J. of wuhan university of technology-Mater. Sci. Ed.*, **22**(2), 325–328. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11595-006-2325-x>.
7. Xie X., Yang R., Cui Y. et al. (2020) Fabrication of textured Ti_3AlC_2 lamellar composites with improved mechanical properties. *J. of Material Science and Technology*, **38**, 86–92. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.05.070>
8. Sadeghi, E., Karimzadeh, F., Abbasi, M.H. (2013) Thermodynamic analysis of Ti–Al–C intermetallics formation by mechanical alloying. *J. of Alloys and Compounds*, **576**, 317–323. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.05.196>
9. Edrisi, A., Aghajani, H., Seyedein, S.H. et al. (2024) Synthesis of high purity Ti_3AlC_2 MAX phase by combustion method through thermal explosion mode: Optimization of process parameters and evaluation of microstructure. *Ceramics International* [Preprint]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.09.431>
10. Eklund, P., Beckers, 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>
11. Вігілянська Н.В., Філоненко Д.В., Ющенко А.О., Сендеровські Ц., Гривель Ж.-К. (2024) Газотермічне наплення покриттів, що містять мах-фазу Cr_2AlC (Огляд). *Автоматичне зварювання*, **1**, 51–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.01.06>
- Vihilianska, N.V., Filonenko, D.V., Yushchenko, A.O., Senderowski, C., Grivel, J.-C. (2024) Thermal spraying of coatings, containing Cr_2AlC max-phase (Review). *Автоматичне Зварювання*, **1**, 51–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.01.06>
12. Вігілянська Н., Янцевиц 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.
- Vihilianska, N., Yantsevich, K., Olevska, L. et al. (2024) Formation of coatings based on MAX phase Ti_3SiC_2 under gas-thermal deposition methods (Review). *Вісник КрНУ імені Михайла Остроградського*, **4**(147), 135–142.
13. 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>
14. 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>
15. 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>
16. 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>
17. He, W., Li, J., Liu, K. (2024) Ti_3AlC_2 -modified NiCrAlY as a metallic bond coat for thermal barrier coatings: a study on high-temperature oxidation resistance. *J. of physics: conference series*, **2808**, 012009. DOI: <https://doi.org/10.1088/1742-6596/2808/1/012009>
18. Huang, J., Chen, W., Lü, K. et al. (2024) Self-healing and thermal stability of $LaMgAl_{11}O_{19}$ - Ti_3AlC_2 composites for

- high-temperature abradable applications. *Coatings*, 14(8), 938. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings14080938>
19. Li, Q., Yuan, X., Xu, H. (2019) Microstructure and fracture toughness of *in-situ* nanocomposite coating by thermal spraying of Ti₃AlC₂/Cu powder. *Ceramics International*, 45(10), 13119–13126. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.03.246>
 20. Matthews, A., Leyland, S. (1995) ASM Engineered Materials Reference Book. Second Edition. Michael Bauccio (Ed.). ASM International, Materials Park, OH, 1994 Hard Coatings for Tribological Applications. *Surface and Coatings Technology*, 71, 71–78.
 21. Cui, N., Wu, Q., Yan, Z., Zhou, H., Wang, X. (2019) The microstructural evolution, tensile properties, and phase hardness of a TiAl alloy with a high content of the β Phase. *Materials*, 12(17), 2757. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12172757>
 22. Li, K., Wang, X., Chen, H., Huang, X., Zhu, G., Tu, G. (2023) Fabrication of Ti₃Al-based intermetallic alloy by laser powder bed fusion using a powder mixture. *Materials*, 16(7), 2699. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16072699>
 23. Wang, X.H., Zhou, Y.C. (2010) Layered machinable and electrically conductive Ti₂AlC and Ti₃AlC₂ ceramics: a review. *J. of materials science and technology*, 26(5), 385–416. DOI: [https://doi.org/10.1016/s1005-0302\(10\)60064-3](https://doi.org/10.1016/s1005-0302(10)60064-3)

FORMATION OF COATINGS CONTAINING Ti₃AlC₂ MAX PHASE BY DEPOSITION OF TiC-TiAl POWDER BY PLASMA AND HIGH-VELOCITY OXY-FUEL SPRAYING METHODS

N.V. Vihilianska¹, T.V. Tsymbalista¹, P.P. Grishchenko¹, A.P. Murashov¹, O.Y. Gudymenko²

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

E-mail: pewinataliya@gmail.com

²V. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics of the NAS of Ukraine. 45 Nauky Ave., 03028, Kyiv, Ukraine.

E-mail: gudymen@ukr.net

The work investigated the formation of coatings containing the MAX phase Ti₃AlC₂ by plasma and high-velocity oxy-fuel spraying using TiC-TiAl powder. The composite powder was produced by processing a powder mixture of the initial components TiAl and TiC in a planetary mill for 5 h, resulting in the formation of a powder with conglomerate-type particles containing the phases of the initial components and the target MAX phase Ti₃AlC₂. Coatings produced by plasma and high-velocity oxy-fuel spraying methods were investigated using X-ray phase analysis, optical microscopy and microdurometry. It was found that during plasma spraying, due to the intensive interaction of powder particles with the gas environment and high-temperature process conditions, the formation of titanium carbonitride TiC_{0.2}N_{0.8} and a significant decrease in the content of the MAX phase Ti₃AlC₂ relative to the powder are observed in the coating. The coatings have a lamellar structure with high (~ 15 %) porosity and microhardness of 4390 ± 920 MPa. At high-velocity oxy-fuel spraying, due to the lower thermal load compared to the plasma spraying method, the coating retains most of the original phase composition of the powder. The coating structure is less lamellar and denser (porosity does not exceed 1 %), contains unmelted and partially melted deformed particles, and the average microhardness is 3810 ± 840 MPa. 23 Ref., 3 Tabl., 5 Fig.

Keywords: coating, plasma spraying, high-velocity oxy-fuel spraying, MAX phase, phase composition, structure, microhardness

Отримано 07.08.2025

Отримано у переглянутому вигляді 07.11.2025

Прийнято 10.12.2025

