

УДК 621.762.53:621.762.3:537.528

ВПЛИВ ВИСОКОВОЛЬТНОГО ЕЛЕКТРОРОЗРЯДНОГО ОБРОБЛЕННЯ ПОРОШКІВ НА ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛОМАТРИЧНИХ КОМПОЗИТІВ СИСТЕМИ Ti–TiC

О. М. СИЗОНЕНКО¹, П. ТАШЕВ², А. С. ТОРПАКОВ¹, Є. В. ЛИПЯН¹,
М. С. ПРИСТАШ¹, М. КАНДЕВА³, В. ДЯКОВА²

¹ Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України, Миколаїв;

² Institute of Metal Science, Equipment and Technologies “Acad. A. Balevsci”
with Hydroaerodynamics centre of the BAS, Sofia, Bulgaria;

³ Sofia Technical University, Bulgaria

Досліджено вплив режиму високовольтної електророзрядної обробки вихідної порошкової шихти у гасі та етиловому спирті на структуру, фазовий склад, твердість, мікротвердість, зносо- та корозійну стійкість металоматричних композитів системи Ti–TiC, консолідованих методом іскрового плазмового спікання. Показано, що за використання електродної системи типу “вістря–площина” в середовищі гасу та спирту збільшення питомої енергії до 20 MJ/kg призводить до накопичення вільного вуглецю, що негативно впливає як на іскрове плазмове спікання, так і на властивості отриманого металоматричного композита.

Ключові слова: іскрове плазмове спікання, металоматричний композит, високовольтний електричний розряд, нановуглець, електророзрядне диспергування, титан, плазма, плазмові технології.

The impact of the regime of high voltage electric discharge treatment of the initial powder mixture in kerosene and ethanol on the structure, phase composition, hardness, microhardness, wear resistance and corrosion resistance of Ti–TiC metal matrix composites, consolidated using the method of spark plasma sintering, is investigated. It is shown, that the increase of specific treatment energy to 20 MJ/kg while using the “point–plane” type electrode system in the medium of kerosene or ethanol leads to the accumulation of free carbon, which causes negative impact on the process of spark plasma sintering as well as on the properties of obtained metal matrix composite.

Keywords: spark plasma sintering, metal matrix composite, high voltage electric discharge, nanocarbon, electric discharge dispersion, titanium, plasma, plasma technology.

Вступ. Металоматричні композити (ММК) на основі системи Ti–TiC широко впроваджені в таких сферах промисловості, як аерокосмічна індустрія [1], автомобільна та військова промисловість, медицина [2], морська індустрія [3] та багатьох інших. Ці матеріали характеризуються поєднанням високих показників твердості, міцності та зносостійкості за абразивного зношування із невеликою питомою вагою та коефіцієнтом термічного розширення і відносно невисокою собівартістю [1–6].

Наразі ММК на основі титанової матриці, зміцнені карбідом титану, отримують методами гарячої екструзії [1], лазерного плавлення [4], самопоширювального високотемпературного синтезу (СВС) [5], електроспікання імпульсним струмом [2], ізотермічного спікання [3], іскрового плазмового спікання (ІПС) та ін. [1–6].

Міцність, твердість, зносостійкість та інші властивості ММК, одержаних методами порошкової металургії, залежать як від використаного для їх отримання методу консолідації, так і від технології підготовки порошоків. В Інституті імпульсних процесів і технологій НАН України (ІПТ) створено енергоефективну технологію підготовки вихідних порошоків металів та надтвердих матеріалів методом обробки високовольтним електричним розрядом (ВЕР) у вуглеводневій рідині [7–10], яка дає змогу об'єднати диспергування частинок порошку та синтез зміцнювальної карбідної фази.

Для збереження отриманої під час підготовки дисперсної структури та фазового складу шихти у консолідованому ММК доцільно використовувати ІПС, яке відрізняється відносно невеликою тривалістю витримки за високої температури [7, 8].

На жаль, вплив режиму ВЕР-обробки на твердість та зносостійкість ММК системи Ti–TiC досліджений недостатньо. Тому встановлення зв'язку між параметрами електророзрядної підготовки шихти та особливостями структуроутворення ММК системи Ti–TiC є актуальною науковою задачею.

Раніше досліджено [11] основні закономірності структуроутворення ММК системи Ti–TiC за ІПС при питомій енергії обробки ВЕР 10 MJ/kg порошкової шихти. Але результати праць [7–10] свідчать, що зі зростанням енергії обробки підвищується ефективність диспергування частинок порошку та збільшується кількість синтезованих карбідних фаз. Для енергоефективної технології, яка дасть змогу створювати ММК із оптимальним комплексом фізико-механічних та експлуатаційних властивостей, доцільно дослідити вплив зміни питомої енергії обробки порошкової шихти на структуру, фазовий склад та властивості консолідованих ММК системи Ti–TiC.

Мета роботи – дослідити вплив питомої енергії ВЕР-обробки вихідної порошкової шихти на властивості ММК системи Ti–TiC, консолідованих методом ІПС.

Методика досліджень. ІПС оброблених зразків виконували на розробленому у ІПТ НАН України комплексі “Гефест-10”, який дає змогу консолідувати порошки у графітових матрицях в умовах механічного навантаження у вакуумі пропусканням через порошкову засипку суперпозиції постійного та змінного (10 kHz) струмів сумарною амплітудою 1,1 kA за механічного навантаження до 50 МПа [11].

Попередні дослідження [7, 8] показали, що для отримання дрібнозернистої структури матеріалу із вмістом TiC та збереження ультрадисперсного розміру (від 300 до 600 nm) частинок TiC швидкість нагрівання зразків повинна становити 10°C/s за швидкості зростання струму ~ 25 A/s. Тривалість ізотермічної витримки при $T = 1100^\circ\text{C}$ має бути не більше ніж 3 min, а механічне навантаження – максимальним (50 МПа).

Твердість за Вікерсом визначали згідно з ДСТУ ISO 6507-1:2007 [7–10]. Для всіх консолідованих зразків ММК дослідили зносостійкість на експериментальній установці типу “палець–диск”. Мікротвердість визначали на приладі ПМТ-3 згідно з ГОСТ 9450-76 [7–10] за навантаження 20 g.

Методика випробування абразивним зношуванням наведена раніше [11]. Досліджували за таких умов: навантаження $P = 4,6\text{ N}$, швидкість ковзання $v = 0,155\text{ m/s}$, частота обертання $n = 212\text{ min}^{-1}$, тип абразивної поверхні Корунд Р 320, температура навколишнього середовища $T = 25^\circ\text{C}$. Тертя виконували на повітрі без змащування.

Фазовий склад порошоків та композитів досліджували методом рентгенофазового аналізу. Реєстрували дифрактограми за допомогою дифрактометра ДРОН-4-07 у CuK_α -випромінюванні. Для зниження фону на дифрактограмах і

зменшення ймовірності появи β -ліній застосовували нікелевий β -фільтр. Ідентифікували фази на дифрактограмах за базами POW_COD [12]. Кількісний фазовий склад визначали, оцінюючи інтенсивність з використанням корундового числа RIR (Reference Intensity Ratio) [13] за програмою QualX [14]. Для визначення інструментальної функції використовували еталон, виготовлений із кварцу.

Фазовий склад композитів визначали методами рентгенофазового і мікроструктурного аналізу та вимірюванням мікротвердості.

Металографічний аналіз виконували за цифровими зображеннями, зробленими на мікроскопах БЮЛАМ-І, ММО-1600, а також растровому електронному мікроскопі HIROX 5500 за допомогою програмного забезпечення ImageJ [15]. Під час досліджень використовували стандартні методики виготовлення шліфів та травлення у суміші азотної та плавикової кислот за співвідношення 3:1 і витримки 20...30 s [16, 17].

Отримані результати порівнювали із результатами праці [11], де досліджено основні закономірності структуроутворення ММК системи Ti–TiC при ПС порошкової шихти, обробленої ВЕР за питомої енергії 10 MJ/kg, із використанням електродних систем (ЕС) типу “вістря–площина” (В–П) та “тривістряний анод–площина” (ЗВ–П). Для забезпечення порівнянності результатів експериментальних досліджень ВЕР-обробку здійснювали за режимів, які відрізнялись від режимів у праці [11] лише значенням питомої енергії.

Корозійну стійкість композитів системи Ti–TiC досліджували з використанням моделі прискореної корозії та подальшого гравіметричного контролю, а саме періодичним зануренням зразка у 3,5%-ий розчин NaCl за температури 21°C загальною тривалістю 1235 h (тривалість одного періоду занурення зразків у розчин NaCl становила 247 h, між зануреннями замінювали корозивне середовище). Після останнього занурення зразки висушували упродовж 847 h за температури 25°C. Далі продукти корозії видаляли з поверхні зразків в ультразвуковій ванні, після чого зразки зважували. Визначали індекс втрати маси: $m = m_0 - m_1$, де m_0 – маса зразка до корозійного тесту, g, а m_1 – після тесту та видалення продуктів корозії. Швидкість корозії оцінювали як $K = m/(S \cdot t)$, де S – площа поверхні зразка, m^2 , а t – загальна тривалість занурення зразка у корозивне середовище, h. Для кожного досліджуваного режиму обробки та подальшої консолідації виконували не менш, ніж п’ять дослідів.

Результати досліджень та їх обговорення. Відповідно до отриманих значень дисперсності та концентрації карбиду титану, для відпрацювання режимів ПС обрали шихту, отриману ВЕР-обробкою порошку титану в гасі і спирті за 20 MJ/kg при запасеній енергії одиничного розряду $W_1 = 1$ kJ (табл. 1).

Таблиця 1. Режими ВЕР-обробки та подальшої консолідації порошку Ti

№ шихти	Середовище	Тип ЕС	W_1 , kJ	W_s , MJ/kg	C_{TiC} , %	Режим ПС
1	спирт	В–П	1	20	23	$T = 1100^\circ\text{C}$, $\tau = 180$ s
2	гас	В–П			21	
3	гас	ЗВ–П			22	

Порівняли властивості матеріалів, отриманих із шихти, синтезованої в спирті та гасі з питомою енергією ВЕР-обробки 20 MJ/kg (шихта № 1 та № 2, табл. 1) та 10 MJ/kg [11]. Структура матеріалу, виготовленого з шихти № 1 та № 2 (табл. 1 та рис. 1), характеризується агломератами зміцнювальних частинок TiC

розміром від 2 до 5 μm (темна фаза), які розподілені у титановій матриці з розміром зерна до 20 μm (світла фаза).

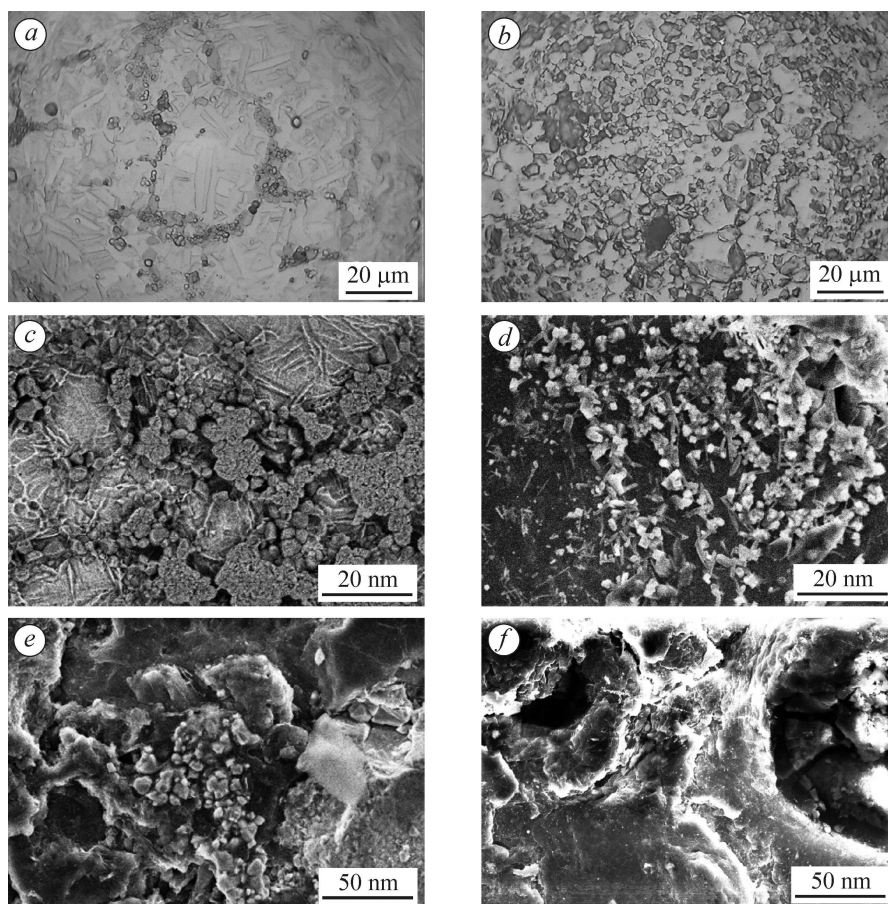


Рис. 1. Структури матеріалу Ti–TiC, отриманого ІПС:

a, b – шихта № 1 та 2 (див. табл. 1), відповідно;

c, d – шихта № 1 та 2 (SEM), відповідно;

e, f – шихта № 1 та 2 після дослідження корозійної стійкості, відповідно.

Fig. 1. Structure of Ti–TiC material, obtained by spark plasma sintering (SPS):

a, b – powder mixture № 1 and 2 (see Table 1) respectively;

c, d – powder mixture № 1 and 2 (SEM) respectively;

e, f – powder mixture № 1 and 2 after corrosion resistance test, respectively.

Кількість карбіду титану (рис. 2*a*) у зразках ММК, отриманих із шихти № 1, ~ 47%, а у зразках із шихти № 2 ~ 87%.

Розмір окремих зміцнювальних частинок лежить в діапазоні від 300 nm до 3 μm (рис. 1*c, d*). Твердість отриманого з шихти № 1 ММК за Вікерсом 8,8 GPa (рис. 3*a*). Мікротвердість матриці цього ММК $HV = 12$ GPa, а дисперснозміцнювальних частинок $HV = 28$ GPa (рис. 3*b*).

За результатами рентгенофазового аналізу кількість карбіду титану (рис. 2*b*) у зразках зі шихти № 2 ~ 87%. Розмір зміцнювальних частинок (темна фаза) не перевищує 5 μm , розмір титанових зерен (світла фаза) ≤ 10 μm . Твердість отриманого з такої шихти матеріалу за Вікерсом 4,8 GPa (рис. 3*a*). Мікротвердість матриці $HV = 3,4$ GPa, а мікротвердість дисперснозміцнювальних частинок $HV = 7,8$ GPa (рис. 3*b*).

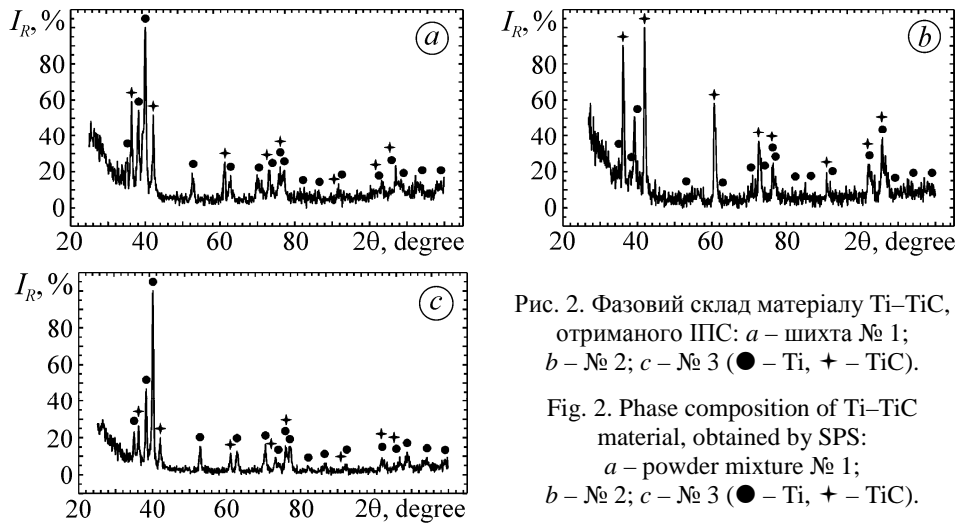


Рис. 2. Фазовий склад матеріалу Ti-TiC, отриманого ПС: *a* – шихта № 1; *b* – № 2; *c* – № 3 (● – Ti, + – TiC).
 Fig. 2. Phase composition of Ti-TiC material, obtained by SPS: *a* – powder mixture № 1; *b* – № 2; *c* – № 3 (● – Ti, + – TiC).

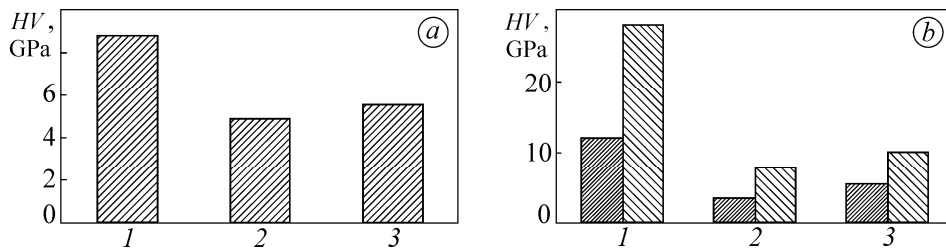


Рис. 3. Твердість за Вікерсом (*a*) та мікротвердість фаз (*b*: ▨ – матриці, ▩ – дисперснозміцнювальних частинок) матеріалу Ti-TiC, отриманого ПС: 1–3 – номери шихт відповідно до табл. 1.
 Fig. 3. Vickers hardness (*a*) and microhardness of phases (*b*: ▨ – matrix microhardness, ▩ – disperse inclusions microhardness) of Ti-TiC material, obtained by SPS: 1–3 – powder mixture numbers according to Table 1.

Вплив зростання питомої енергії обробки з 10 до 20 MJ/kg на збільшення кількості синтезованого TiC (з 15 до 22%) при ВЕР-обробці порошку титану в гасі з використанням ЕС ЗВ-П розглянуто на прикладі шихти № 3. Структура матеріалу зі шихти № 3 (див. табл. 1 та рис. 4) характеризується титановою матрицею (світла фаза) зі зерном діаметром до 30 μm та рівномірно розподіленими зміцнювальними частинками розміром від 3 до 5 μm (темна фаза). Кількість карбиду титану (див. рис. 2*c*) у зразках ~ 25%. Твердість матеріалу за Вікерсом 4,8 GPa (рис. 3*a*). Мікротвердість матриці $HV = 5,4$ GPa, а мікротвердість дисперснозміцнювальних частинок $HV = 10$ GPa (рис. 3*b*). Таку різницю у мікротвердості матриці та зміцнювальної фази між матеріалами системи Ti-TiC, отриманими спіканням шихти після ВЕР-обробки за різних режимів можна пояснити як різними розмірами зерен, так і гомогенністю синтезованого TiC [18].

На рис. 5 наведено результати зміни кількості карбиду титану після ПС порошкової шихти. Режим обробки шихти № 3 дозволив створити такі умови ВЕР, що майже весь синтезований вуглець був зв'язаний титаном ще на стадії електро-розрядної обробки порошку титану. Режимми ВЕР-обробки для шихти № 1, № 2 дали змогу синтезувати значну кількість нановуглецю, ~ 50 та ~ 30% якого, відповідно, було зв'язано титаном. Як видно з рис. 2*c*, значна кількість вуглецю залишилась у вигляді рентгеноаморфної фази (незважаючи на те, що кількість TiC досягла 87%, рис. 5) після консолідації методом ПС.

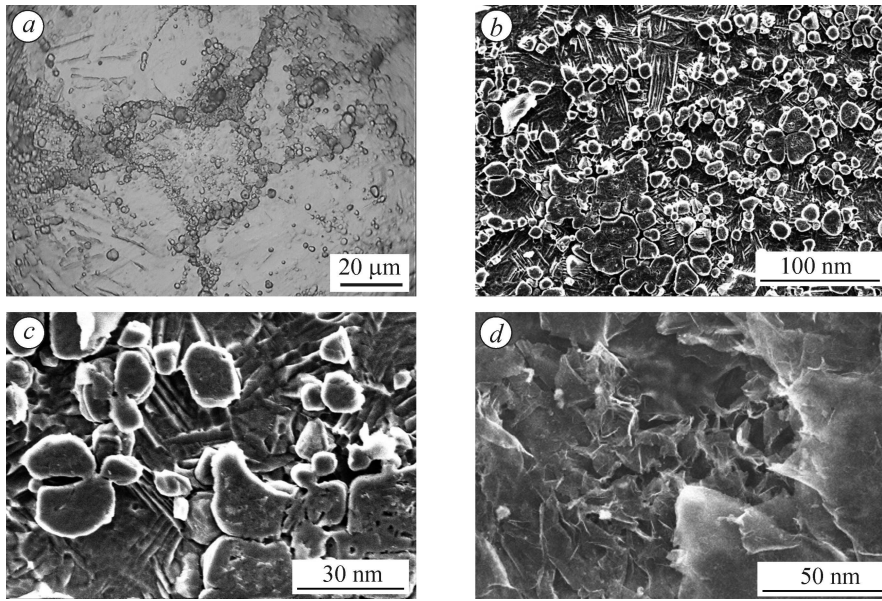
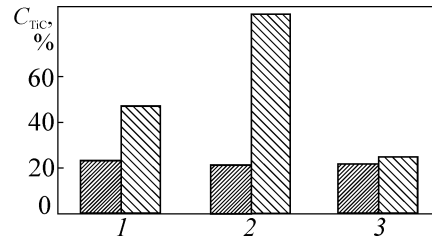


Рис. 4. Структури матеріалу Ti-TiC, консолідованого зі шихти № 3 (ВЕР у гасі із використанням ЕС типу ЗВ-П, див. табл. 1): *a* – оптична мікроскопія; *b, c* – електронна мікроскопія (SEM); *d* – електронна мікроскопія (SEM) після дослідження корозійної стійкості.

Fig. 4. Structure of Ti-TiC material, consolidated from powder mixture № 3 (high-voltage electric discharge (HVED) in kerosene with the use of 3P-P type electrode systems (ES), see Table 1): *a* – optical microscopy; *b, c* – electron microscopy (SEM); *d* – electron microscopy (SEM) after corrosion resistance test.

Рис. 5. Кількість карбіду титану, синтезованого при ВЕР (▨) та після ІПС (▩): 1-3 – номери шихти відповідно до табл. 1.

Fig. 5. Quantity of titanium carbide, synthesized during HVED (▨) and after SPS (▩): 1-3 – powder mixtures numbers according to Table 1.



Наведено (табл. 2) результати трибологічних досліджень. За впливу ВЕР на частинки порошку відбувається локальний перегрів матеріалу на межі поділу з переходом у газоподібну фазу, синтезом та подальшою конденсацією утвореної сполуки, розмір таких частинок не перевищує десятків нанометрів [19]. Під час ІПС карбідні фази синтезуються внаслідок СВС між вільним вуглецем та титаном. Він має неконтрольований характер, а продуктом його синтезу є агломеровані неоднорідні сполуки з малою густиною та низькими показниками механічних характеристик, які суттєво погіршують властивості ММК, консолідованого ІПС (табл. 2). Зразки № 1 та № 2 мали схожі структурні характеристики – в них були близькі розміри зерен матриці, а також частинок TiC. Але збільшення кількості неомогенного TiC, синтезованого при СВС під час ІПС зразка із шихти № 2, призвело до помітного зниження його зносостійкості.

Порівняння зносостійкості зразків ММК системи Ti-TiC, отриманих ІПС шихти після ВЕР-обробки при $W_s = 20$ та 10 MJ/kg [11], свідчить про те, що збільшення питомої енергії обробки не призводить до суттєвого її зростання. Зносостійкість усіх зразків, отриманих із шихти, обробленої при $W_s = 20$ MJ/kg, знахо-

диться на рівні зразків ММК, отриманих із шихти після ВЕР-обробки у гасі із використанням ЕС типу В–П та 3В–П при $W_s = 10$ MJ/kg. При цьому зносостійкість зразка, консолідованого зі шихти, обробленої ВЕР у етанолі при $W_s = 10$ MJ/kg із використанням ЕС типу В–П суттєво перевищує зносостійкість усіх інших зразків, розглянутих тут та в праці [11], та становить 10 m/mg, що відповідає інтенсивності зношування 0,1 mg/m.

Таблиця 2. Зносостійкість консолідованих зразків

№ шихти	Режим обробки	Втрата ваги, mg	Інтенсивність зношування, mg/m	Зносостійкість, m/mg
1	Етиловий спирт, ЕС В–П, $W_s = 20$ MJ/kg	24,2	0,56	1,77
2	Гас, ЕС В–П, $W_s = 20$ MJ/kg	28,7	0,67	1,49
3	Гас, ЕС 3В–П, $W_s = 20$ MJ/kg	25,2	0,59	1,7

Таким чином, для отримання однорідного композита пріоритетним є досягнення максимального карбідоутворення на стадії ВЕР-обробки. Це можна досягти через варіювання середовищем, типом електродної системи, кількістю енергії та методом її підведення.

Як показано раніше [11], консолідація суміші Ti–TiC після ВЕР-обробки з питомою енергією 10 MJ/kg у етиловому спирті із використанням електрода типу В–П не призводить до зміни вмісту TiC, що свідчить про відсутність залишку вільного вуглецю у порошку після обробки. Але ВЕР-обробка з питомою енергією 20 MJ/kg в середовищі як гасу, так і спирту призводить до накопичення вільного вуглецю, що негативно впливає як на ІПС, так і на властивості отриманого ММК. Присутність залишкового вуглецю підтверджує те, що після ІПС порошку, обробленого при $W_s = 20$ MJ/kg, кількість TiC у отриманому ММК зростає майже у два рази порівняно із кількістю TiC у порошку Ti після ВЕР-обробки.

Збільшення енергії обробки порошку в гасі з 10 до 20 MJ/kg за використання ЕС 3В–П дає змогу поліпшити фізико-механічні властивості ММК, консолідованого ІПС. Так, зносостійкість матеріалів збільшується з 1,39 до 1,7 m/mg, а твердість за Вікерсом – від 3,6 до 4,8 GPa [11]. Це пов'язано із змінами структурних характеристик та фазового складу досліджених ММК [20].

Результати дослідження корозійної стійкості свідчать, що швидкість корозії ММК, отриманих ІПС порошкової суміші після ВЕР-обробки у етанолі з ЕС В–П, вища, ніж у зразків ММК, отриманих аналогічно у гасі із ЕС В–П та 3В–П (табл. 3). Найвірогідніша причина такого результату – відмінність між структурами ММК. Так, у ММК, отриманому із шихти № 1, розмір частинок TiC є найменшим серед досліджених зразків та знаходиться у діапазоні між 300 nm та 3 μ m, а розмір агломератів цих частинок становить від 50 до 100 μ m. Тому контактна поверхня зразків цього ММК є більшою, ніж інших досліджених зразків.

Зразки ММК, отримані після ІПС суміші порошоків, оброблених ВЕР у гасі за режимів № 2 та № 3, мають нижчу швидкість корозії. Це можна пояснити більшими розмірами частинок TiC та їх агломератів у структурі цих зразків (див. рис. 1 та 4), що призводить до зменшення поверхні контакту зразка зі середовищем, яке спричинює корозію. Відомо [21, 22], що збільшення кількості TiC у складі ММК призводить до зростання їхньої пористості, яка своєю чергою є важливою умовою для розвитку корозії.

Таблиця 3. Швидкість корозії консолюдованих зразків

№ шихти	Режим обробки	Швидкість корозії, g/(m ² ·h)
1	Етиловий спирт, ЕС В–П, $W_s = 20$ MJ/kg	2,425
2	Гас, ЕС В–П, $W_s = 20$ MJ/kg	1,196
3	Гас, ЕС 3В–П, $W_s = 20$ MJ/kg	2,099

Найбільшу серед розглянутих зразків кількість частинок вільного нановуглецю, який не вступив в реакцію карбідизації, спостерігаємо за режиму № 1, що призводить до утворення більшої, ніж у інших зразках, кількості пор за спікання. Вуглець є досить крихким та добре розчиняється у середовищі NaCl [21], тому і швидкість корозії після обробки в режимі № 1 є вищою.

На рис. 1e, f та рис. 4e наведено електронні зображення поверхневого шару зразків ММК, отриманих з шихти № 1, 2 та 3 відповідно, після дослідження корозійної стійкості. Результати свідчать, що внаслідок корозії карбідна сітка, яка існувала на поверхні зразків ММК, розчиняється у корозивному середовищі. Результати порівняння корозійної стійкості зразків ММК системи Ti–TiC, отриманих ПС шихти після ВЕР-обробки при $W_s = 20$ та 10 MJ/kg [11] свідчать, що збільшення питомої енергії обробки не призводить до суттєвих її змін.

ВИСНОВКИ

Встановлено, що консолюдація суміші Ti–TiC після ВЕР-обробки у гасі з питомою енергією 20 MJ/kg та типом електрода В–П дає змогу збільшити вміст TiC з 21 до 87%, що свідчить про присутність у складі матеріалу залишкового вуглецю, який вступає в реакцію карбідизації із частинками Ti під час ПС. За такої ж обробки у етиловому спирті кількість TiC зростає майже у два рази. Використання електродної системи типу 3В–П при обробці порошку Ti у гасі не показало тенденції до збільшення вмісту TiC після консолюдації, що свідчить про відсутність залишкового вуглецю після ВЕР-обробки. Своєю чергою, відсутність залишкового вуглецю дає змогу збільшити зносостійкість з 1,39 до 1,7 m/mg та твердість з 3,6 до 4,8 GPa для ММК, синтезованого ПС з шихти, отриманої ВЕР-синтезом із питомою енергією обробки 10 MJ/kg та 20 MJ/kg відповідно. Показано, що за використання ЕС типу В–П у середовищі гасу та спирту збільшення питомої енергії до 20 MJ/kg призводить до накопичення вільного вуглецю, що негативно впливає як на ПС, так і на властивості отриманого ММК. Збільшення питомої енергії обробки до 20 MJ/kg не призводить до суттєвого збільшення зносостійкості. Найбільшою з досліджених зразків зносостійкістю, а саме 10 m/mg, характеризується ММК, отриманий із шихти, обробленої ВЕР у етанолі при $W_s = 10$ MJ/kg із використанням ЕС типу В–П. Зразки ММК, отримані із порошкової суміші після ВЕР-обробки у етанолі із ЕС В–П, мають меншу корозійну стійкість, ніж зразки, отримані після ВЕР-обробки у гасі в аналогічних умовах. Показано, що за використання ЕС типу В–П у середовищі спирту та збільшення питомої енергії обробки до 20 MJ/kg у складі ММК накопичується вільний вуглець, який негативно впливає на корозійну стійкість отриманого матеріалу.

1. *Titanium matrix composite reinforced with in-situ formed tic using carbon black nano particles via a wet process* / T. Threrujirapong, K. Kondoh, H. Imai, J. Umeda, and B. Fugetsu // *Trans. JWRI.* – 2009. – **38**, № 1. – P. 13–17.
2. *Park N.-R. and Shon I.-J. Rapid synthesis and consolidation of nanostructured Ti–TiC composites from TiH₂ and CNT by pulsed current activated heating* // *Korean J. Mater. Res.* – 2014. – **25**, № 1. – P. 48–53.

3. *Self-assembled, aligned TiC nanoplatelet-reinforced titanium composites with outstanding compressive properties* / S. D. Luo, Q. Li, J. Tian, C. Wang, M. Yan, G. B. Schaffer, and M. Qian // *Scr. Mater.* – 2013. – **69**, № 1. – P. 29–32.
4. *Abboud J. H. and West D. R. F.* In situ production of Ti–TiC composites by laser melting // *J. Mater. Sci. Lett.* – 1992. – **11**. – P. 1675–1677.
5. *Kobashi M., Ichioka D., and Kanetake N.* Combustion synthesis of porous TiC/Ti composite by a self-propagating mode // *Materials.* – 2010. – **3**, № 7. – P. 3939–3947.
6. *Titanium metal matrix composites: An overview* / M. D. Hayat, H. Singh, Zh. He, and P. Cao // *Composites Part A: Appl. Sci. and Manufacturing.* – 2019. – **121**. – P. 418–438.
7. *The metal-matrix composites reinforced by the fullerenes* / O. Sizonenko, S. Prokhorenko, A. Torpakov, D. Žak, Y. Lypian, R. Wojnarowska-Nowak, J. Polit, and E. M. Sheregii // *AIP Adv.* – 2018. – **8**, № 8. – P. 085317.
8. *Plasma methods of obtainment of multifunctional composite materials, dispersion-hardened by nanoparticles* / O. N. Sizonenko, E. G. Grigoryev, N. S. Pristash, A. D. Zaichenko, A. S. Torpakov, Ye. V. Lypian, V. A. Tregub, A. G. Zholnin, A. V. Yudin, and A. A. Kovalenko // *High Temp. Mat. Proc.* – 2017. – **36**, № 9. – P. 891–896.
9. *Kuskova N. I., Syzonenko O. M., and Torpakov A. S.* Electric discharge method of synthesis of carbon and metal–carbon nanomaterials // *High Temp. Mat. Proc.* – 2020. – **39**, № 1. – P. 357–367.
10. *Pulsed discharge preparation of a modifier of Ti–TiC system and its influence on the structure and properties of the metal* / O. M. Syzonenko, S. V. Prokhorenko, E. V. Lypyan, A. D. Zaichenko, M. S. Prystash, A. S. Torpakov, M. O. Pashchyn, R. Voinarovska-Novak, and E. Sherehii // *Materials Science.* – 2020. – **56**, № 2. – P. 232–239.
11. *Compaction of composites, dispersion-strengthened by nanoparticles, based on Ti–TiC system with the method of spark plasma sintering* / O. M. Syzonenko, P. Tashev, M. S. Prystash, A. S. Torpakov, Ye. V. Lypian, V. Dyakova, M. Kandeve, E. I. Taftai, and Y. G. Kostova // *Eng. Sci.* – 2021. – **58**, № 2. – P. 79–94.
12. *Crystallography open database – an open-access collection of crystal structures* / S. Grazulis, D. Chateigner, R. T. Downs, A. T. Yokochi, M. Quiros, L. Lutterotti, E. Manakova, J. Butkus, P. Moeck, and A. Le Bail // *J. of Appl. Crystallography.* – 2009. – **42**. – P. 726–729.
13. *Chipera S. J. and Bish D. L.* Multireflection RIR and intensity normalizations for quantitative analyses: Applications to feldspars and zeolites // *Powder Diffraction.* – 1995. – **10**. – P. 47–55.
14. *QUALX2.0: a qualitative phase analysis software using the freely available database POW_COD* / A. Altomare, N. Corriero, C. Cuocci, A. Falcicchio, A. Moliterni, and R. Rizzi // *J. of Appl. Crystallography.* – 2015. – **48**. – P. 598–603.
15. *Schneider C. A., Rasband W. S., and Eliceiri K. W.* NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis // *Nature Methods.* – 2012. – **9**. – P. 671–675.
16. *Вауль Х.* Практическая металлография. Методы изготовления образцов / Пер. с нем. В. А. Федоровича. – М.: Металлургия, 1988. – 320 с.
17. *Беккерт М., Клемм Х.* Способы металлографического травления: Справ. / Пер с нем. Н. И. Туркиной, Е. Я. Капуткина; под ред. И. Н. Фридляндера, Ф. И. Квасова, Г. Б. Строганова. – М.: Металлургия, 1988. – 400 с.
18. *Gusev A.* Mechanical properties of nonstoichiometric cubic titanium carbide TiC_y // *Physical Chemistry Chemical Physics.* – 2021. – **23**. – P. 18558–18567.
19. *Electrotechnical complex for the pulse discharge synthesis of carbon nanomaterials with different magnetic properties* / L. Z. Boguslavskiy, N. S. Nazarova, L. E. Ovchinnikova, D. V. Vinnichenko, and V. V. Diordiyuchuk // *Tech. Electrodyn.* – 2012. – **3**. – P. 107–108.
20. *Pohrelyuk I. M., Lavrys S. M., and Savvakina D. G.* Tribological behavior of Ti–6Al–4V matrix composites reinforced with TiC // *Proc. 10th Int. conf. BALTTTRIB'2019.* – Kaunas, 2019. – P. 215–220.
21. *Aqueous corrosion behaviour of TiC–304L stainless steel cermets in a 3.5 wt.% NaCl solution* / C. C. Onuoha, Z. Memarrashidi, G. J. Kipouros, Z. N. Farhat, and K. P. Plucknett // *Int. J. Refract. Met. and Hard Mater.* – 2017. – **66**. – P. 234–243.
22. *Toth L. E.* Transition Metal Carbides and Nitrides. – N.Y.: Elsevier, 1971. – 280 p.

Одержано 07.07.2021