

# Дослідження процесів обробки

УДК 620.793.8:669.721.5:620.193

**Jie Chen<sup>1</sup>, Hui Song<sup>2\*</sup>, Guang Liu<sup>1</sup>, Ziyun Zheng<sup>1</sup>,  
Jiayun Tang<sup>1</sup>, Lang Cui<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Inner Mongolia Metallic Materials Research Institute,  
Ningbo, P. R. China

<sup>2</sup>Key Laboratory of Marine Materials and Related Technologies,  
Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering,  
Chinese Academy of Sciences, Ningbo, P. R. China

\*songhui@nimte.ac.cn

## **Поліпшення зносостійкості і корозійних властивостей магнієвого сплаву за рахунок нанесення нанопокриття WC–17Co методом холодного наплення**

*Досліджено підвищення зносостійкості та корозійної стійкості магнієвих сплавів за допомогою процесів нанесення покриттів для їх застосування для зниження ваги компонентів машинобудування. Нанопокриття WC–17Co наносили холодним напленням на комерційний магнієвий сплав AZ80 з різними швидкостями переміщення розпилювача. Покриття WC–17Co мало надзвичайно щільну структуру і добре зв'язувалося з підкладкою з магнієвого сплаву, коли обрана швидкість переміщення розпилювача становила 80 і 40 мм/с. Покриття, яке готували зі швидкістю нанесення 40 мм/с (C40), мало найвищі мікротвердість і в'язкість руйнування. Випробування на знос за схемою кулька–диск показало, що покриття WC–17Co може значно покращити зносостійкість магнієвого сплаву. Швидкість зносу покриття C40 становила  $8,2 \cdot 10^{-7}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м), тоді як сплав магнію демонструє найвищу швидкість зносу  $6,8 \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м). Покриття WC–17Co зменшує щільність корозійного струму магнієвого сплаву, найкращу корозійну стійкість мало також покриття C40.*

**Ключові слова:** холодне наплення, магнієвий сплав, знос, корозія, WC–17Co.

### **ВСТУП**

Дослідження магнієвих сплавів (найлегших з усіх металевих матеріалів, що є основою для конструкційних сплавів) викликає великий інтерес через їх застосування у широкому колі технічних приладів [1–3]. Ви-

соке співвідношення міцності до ваги, хороша демпфуюча здатність та можливість переробки роблять їх одними з найкращих кандидатів у автомобільній та аерокосмічній промисловості з метою зменшення ваги. Незважаючи на те, що магнієві сплави мають прийнятну поверхневу ефективність за деякими умовами нанесення, їхня зносостійкість і корозійна стійкість є, як правило, недостатніми [4, 5]. Виготовлення захисного покриття на магнієвих сплавах – найефективніший спосіб поліпшити їх корозійну стійкість та зносостійкість [6–8].

Газотермічні покриття з металокераміки WC–Co широко використовують для поліпшення ковзних, абразивних та ерозійних характеристик зношування компонентів у різних промислових середовищах [9, 10]. Останнім часом висока твердість наноструктурованих матеріалів WC–Co робить їх більш привабливими як зносостійкі покривні матеріали [11]. Однак звичайні процеси термічного напилення, такі як високошвидкісне газополуменеве напилювання (HVOF) та атмосферне плазмове напилення (APS), використовують високу температуру для плавлення або нагрівання частинок порошку, щоб нанести матеріал на основу. Згубний ефект зневуглицювання та розчинення нано-WC стає більш дієвим, коли розмір частинок карбиду зменшується до декількох десятків нанометрів [12].

Холодне напилення – це нещодавно розроблений процес нанесення покриттів, при якому покриття утворюються шляхом пластичної деформації частинок у повністю твердому стані без значного нагрівання напилюваних порошків. Ця низькотемпературна характеристика холодного напилення робить придатним нанесення наноструктурованих покриттів або нанесення покриття на термочутливі основи, такі як магнієвий сплав [13]. Попередні дослідження продемонстрували, що щільні, з доброю адгезією наноструктуровані покриття WC–Co без видимих фазових змін можуть бути виготовлені холодним напиленням [14, 15]. Кім та ін. [16] продемонстрували, що можна виготовити наноструктуроване покриття WC–Co з низькою пористістю та дуже високою твердістю (2050 HV) шляхом осадження холодним напиленням з прийнятним попереднім нагріванням порошку. Лі та ін. [17] повідомляли, що підвищеної в'язкості руйнування та твердості металокераміки WC–Co можна досягти холодним напиленням порошків із поєднаними мікро- та нанорозмірними частинками WC. Однак до теперішнього часу дослідження осадження холодно напиленого покриття WC–Co на магнієвих сплавах не розглядали. Нанести покриття WC–Co на магнієвий сплав важко, оскільки частинки WC–Co з високою швидкістю легко викликають ерозію підкладки з магнієвого сплаву.

У цьому дослідженні основною метою було вивчення доцільності використання технології холодного напилення для отримання нанопокриттів WC–17Co на комерційний магнієво-цинковий сплав (AZ80), що в кінцевому рахунку покращує його зносостійкість та стійкість до корозії. Обговорено вплив швидкості переміщення розпилювача на формування мікроструктури і експериментально досліджено зносостійкість та стійкість до корозії нанопокриттів WC–17Co холодного напилення.

## **ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ ДОСЛІДЖЕННЯ**

### **Матеріали та підготовка покриттів**

Комерційні порошки вихідних нанопорошків WC–17Co з подібною сферичною формою та рівномірним розподілом за розмірами було одержано від фірми “Zhang Yuan Tungsten Co., Ltd.”, Китай. В якості підкладок використо-

ували диски з магнієвого сплаву AZ80. Перед холодним напиленням основу шліфували до дзеркальної поверхні. Потім покриття WC–17Co було нанесено за допомогою системи CGT KINETIKS 4000 (CGDS), маніпульованою роботом IRB 2400/16 (ABB, Швейцарія). Параметри напилення наведено в табл. 1. Швидкість переміщення розпилювача варіювали від 160 до 20 мм/с. Відповідні покриття, одержані холодним напиленням, які наносили зі швидкістю 160, 80, 40 та 20 мм/с, позначено як покриття C160, C80, C40 та C20 відповідно.

**Таблиця 1. Параметри для холодного напилення**

Параметри	Значення
Використовуваний газ	N <sub>2</sub>
Відстань розпилення, мм	20
Швидкість подачі порошку, г/хв	50
Температура основного газу, °C	750
Тиск пістолета, МПа	3,5

### Випробування на знос та корозію

Випробування на знос і тертя проводили на трибометрі за схемою куля–диск (ball-on-disk) (UMT-3, США). Промислово вироблену кулю із SiC, діаметром 6 мм використовували як верхній зразок, а магнієвий сплав, з покриттям WC–17Co – як нижній зразок. Досліджувані зразки механічно шліфували наждачним папером зернистістю 2000. Випробування проводили при навантаженні 40 Н, частоті 5 Гц і тривалості 20 хв. Кожне випробування на зношування повторювали тричі. Коефіцієнт тертя реєстрували автоматично за допомогою комп'ютера, приєданого до трибометра. Для вимірювання втрат об'єму зносу використовували профайлер для відображення контактної поверхні. Швидкість зносу покриття розраховували як  $W = V/SF$ , де  $V$  – втрата об'ємного зносу, мм<sup>3</sup>;  $S$  – загальна відстань ковзання, м;  $F$  – прикладене навантаження, Н.

Тести на динамічну поляризацію потенціалу проводили в комірці з 3,5 % (за масою) розчину NaCl, використовуючи електрохімічну робочу станцію Захнера (модель ІМ6). Класична триелектродна система була прийнята з насиченим каломельним електродом (SCE) в якості електрода порівняння, платиновою пластиною в якості зустрічного електрода та зразком магнієвого сплаву, покритим покриттям WC–17Co в якості робочого електрода (1 см<sup>2</sup>). Зразки занурювали в розчин на 30 хв перед електрохімічними випробуваннями. Криві поляризації реєстрували зі швидкістю розгортки 2 мВ/с.

### Характеристика вихідних порошоків та напиленого покриття

Морфологію вихідних порошоків та покриттів, що напилюються, спостерігали за допомогою скануючого електронного мікроскопа JSM-5600LV (SEM, JEOL Corporation, Японія). Фазовий склад порошоків WC–17Co та покриттів, що напилюються, визначали за допомогою рентгенівського дифрактометра Philips X'Pert MPD (XRD; Нідерланди; CuK $\alpha$ -випромінювання) в кутовому діапазоні від 20° до 90°. Мікротвердість покриттів, що напилювали, вимірювали за допомогою тестера мікротвердості МН-5-VM при навантаженні 500 г і тривалості 10 с. Значення мікротвердості отримували із середнього значення 15 індивідуальних вимірювань. В'язкість руйнування вимірювали за допомогою індентора Віккерса під навантаженням 1 кг протягом часу витримки 15 с,

а потім обчислювали, застосовуючи модель Еванса та Вілшоу [18, 19]. Також спостерігали морфологію зношених рубців та слідів зносу за допомогою СЕМ.

## РЕЗУЛЬТАТИ І ОБГОВОРЕННЯ

### Порошки вихідної сировини та напилені покриття

На рис. 1 наведено СЕМ-морфологію та розподіл за розмірами нанопорошків вихідної сировини WC–17Co. Частинки порошку мають сферичну морфологію та приблизний середній розмір 20 мкм. На збільшеному зображенні нанопорошків (див. рис. 1, *a*) видно, що порошки WC–17Co складаються з агломерованих і спечених наночастинок WC (50–200 нм), утримуваних разом зв'язуючою кобальтовою матрицею. Окремі наночастинки не можуть бути успішно розпилені, тому що вони не мають інерції, необхідною для перетину високошвидкісного газового потоку в розпилювачі. Агломерація наночастинок у частинки мікронного розміру може успішно вирішити цю проблему.

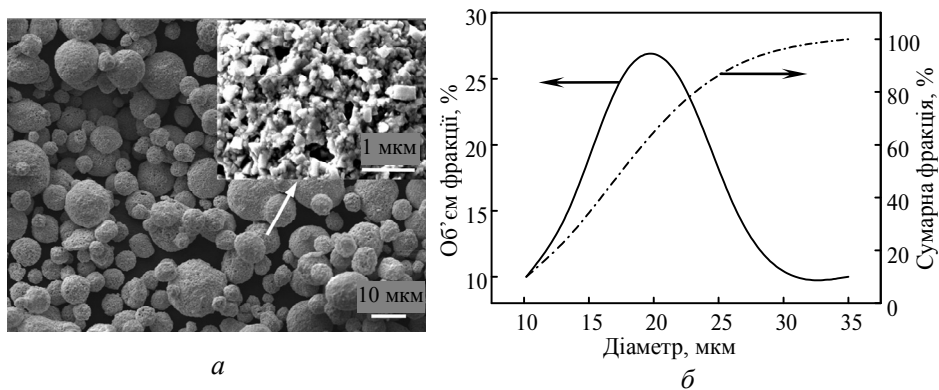


Рис. 1. СЕМ-морфологія (*a*) і розподіл за розмірами (*б*) порошків WC–17Co.

На рис. 2 представлено типові зображення покриття WC–17Co, нанесеного з різною швидкістю переміщення розпилювача. Видно, що швидкість переміщення впливає на осадження покриття. Коли швидкість переміщення становила 160 мм/с, частинки вихідної сировини спричиняли ерозію поверхні покриття, отже, покриття С160 відшаровується після процесу осадження на магнієвому сплаві. На відміну від цього, за швидкості переміщення розпилювача вдовж магнієвого сплаву, що дорівнювала 80, 40 і 20 мм/с, можна отримати цілісні та однорідні покриття.

Для подальшого дослідження мікроструктури покриття WC–17Co, нанесеного зі швидкістю 80, 40 та 20 мм/с вивчали їх типові СЕМ-зображення в поперечному перерізі (рис. 3). Однак існують очевидні відмінності в мікроструктурі покриттів, що напилювали. Покриття С80 і С40 дуже щільні, без будь-яких тріщин або розшарувань і мають бездефектну границю з основою. На відміну від цього у покритті С20 уздовж пластинчастих границь розділу виникає багато бічних тріщин, коли швидкість переміщення розпилювача встановлена найнижча – 20 мм/с (див. рис. 3, *в* і *е*). Детальне вивчення рис. 3, *з* і *д* показало, що покриття С40 має більш рівномірну та щільну структуру, ніж покриття С80. Добре відомо, що мікроструктура WC–Co, отримана холодним напиленням, може бути ущільнена утрамбовуванням під час послідов-

ного нанесення ударів [20]. Ефект утрамбовування стає більш очевидним при меншій швидкості переміщення, що є позитивним для постійного нарощування покриття WC-Co та покращення щільності покриття. Проте при подальшому зменшенні швидкості надмірно великий ударний тиск може мати негативний ефект і спричинити поширення тріщин під час осадження покриття С20 при найнижчій швидкості переміщення розпилювача 20 мм/с.

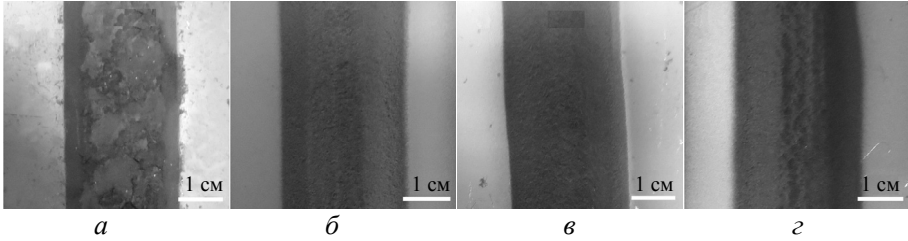


Рис. 2. Зображення покриття WC-17Co, нанесеного з різною швидкістю переміщення розпилювача: 160 (а), 80 (б), 40 (в) і 20 (г) мм/с.

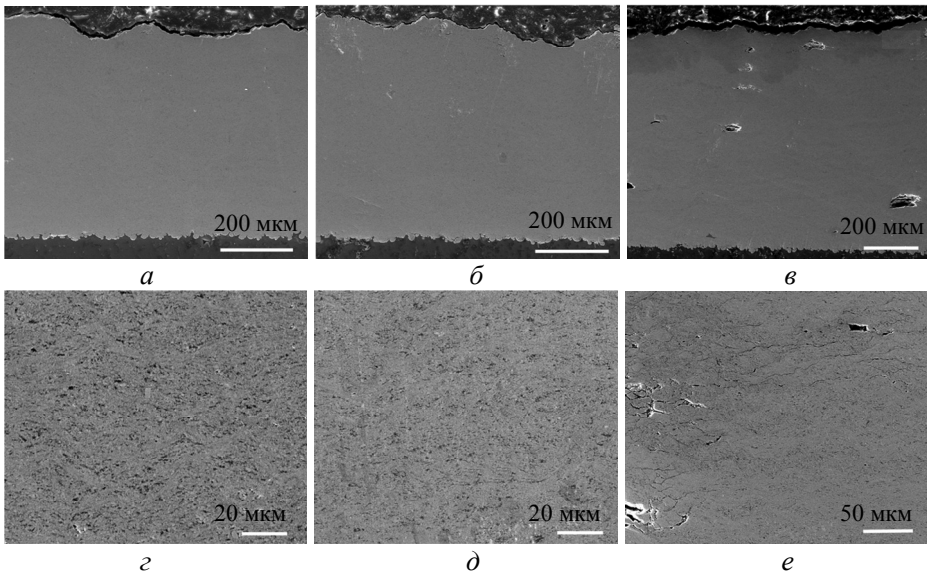


Рис. 3. Мікрозображення поперечного перерізу покриття WC-17Co: 80 (а, г), 40 (б, д) і 20 (в, е) мм/с.

На рис. 4 показано рентгенограми вихідних порошків та покриття WC-17Co, нанесеного зі швидкістю 80 та 40 мм/с. Видно, що покриття С80 і С40 мають таку ж фазову структуру, як структура вихідної сировини, і немає помітних піків інших фаз, таких як оксиди та  $W_2C$ . Отже, можна зробити висновок, що при холодному напиленні не відбувається явного фазового перетворення або знеуглецювання. Більше того, слід зазначити, що піки дифракції значно розширені в порівнянні з вихідною сировиною. Явище розширення покриття С40 є більш очевидним, ніж розширення покриття С80. Про розширення піків покриттів на основі WC при холодному напилюванні повідомляли в [21]. Основною причиною розширення піків можуть бути фрагменти частинок WC. Через високу твердість попередньо нанесеного шару удар частинок WC-Co, що надходять на нижній нанесений шар, спричиняє подрібнення частинок WC. Коли швидкість переміщення розпилювача зменшуєть-

ся з 80 до 40 мм/с, ступінь фрагментації WC стає більш очевидною, що приводить до збільшення ширини піка та вдосконалення мікроструктури покриття С40.

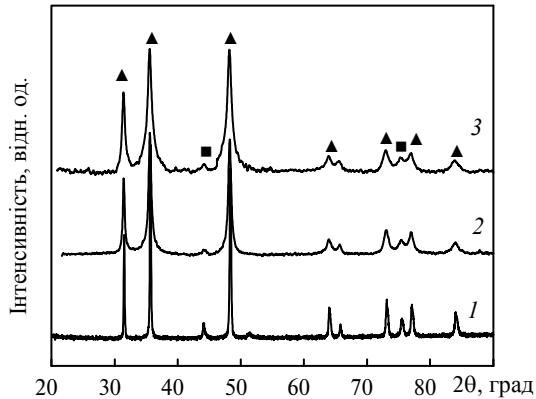


Рис. 4. Рентгенографічна структура вихідного порошку (1) і покриття WC–17Co, нанесеного зі швидкістю переміщення розпилювача 80 (2) і 40 (3) мм/с: WC (▲), Co (■).

На рис. 5 показано морфологію поверхні покриттів С80 і С40. Окремих мікророзмірних частинок вихідної сировини на поверхні обох покриттів практично не було видно. Порошки вихідної сировини з мікронним розміром отримують методом агломерації. Під час удару при надзвукових швидкостях вони легко розпадаються на окремі нанорозмірні частинки, і при ударі вхідних частинок WC–Co відбувається ущільнення частинок порошку. Порівняно з покриттям С80, покриття С40 має більш щільну мікроструктуру, що вказує на те, що ефект ущільнення є більш очевидним при низькій швидкості переміщення розпилювача.

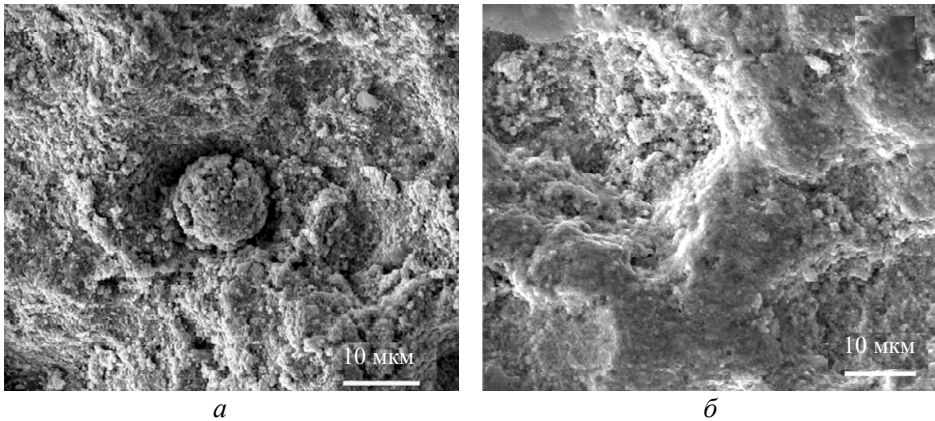


Рис. 5. Морфологія верхньої поверхні покриттів С80 (а) і С40 (б).

Мікротвердість і в'язкість руйнування магнієвого сплаву та покриттів WC–17Co, нанесених при 80 та 40 мм/с, представлено в табл. 2. Як зазначено вище, покриття WC–17Co мають більшу твердість, ніж у підкладки з магнієвого сплаву ( $83 \pm 11 \text{ HV}_{0,3}$ ). Більше того, швидкість переміщення розпилювача також впливає на твердість і в'язкість руйнування покриття WC–17Co. Твердість і в'язкість руйнування покриття С40 становить  $1364 \text{ HV}_{0,3}$  і  $12,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  відповідно, що вище, ніж у покриття С80. Це також чітко де-

монструє, що покриття С40 значно перевершує за своєю в'язкістю руйнування порівняно з покриттями на основі WC, отриманими методом HVOF [22]. Згідно з вищезазначеним аналізом, покращені механічні властивості в основному пояснюються покращеною мікроструктурою покриття С40.

**Таблиця 2. Мікротвердість і в'язкість руйнування магнієвого сплаву та покриттів WC–17Co**

	Мікротвердість, HV0,3	В'язкість руйнування, МПа·м <sup>1/2</sup>
Магнієвий сплав	83±11	–
Покриття С80	1210±85	9,36±4,58
Покриття С40	1364±107	12,5±5,4

### Зносостійкість та корозійна стійкість напилених покриттів

Дані щодо коефіцієнта тертя та швидкості абразивного зносу магнієвого сплаву та покриттів WC–17Co представлено в табл. 3. Видно, що коефіцієнт тертя магнієвого сплаву об кульку із SiC становить близько 0,3. Покриття С80 і С40 мають вищі коефіцієнти тертя, їхні значення становлять 0,43 і 0,39 відповідно. Посилаючись на дані швидкості зносу, магнієвий сплав демонструє дуже високу швидкість зносу –  $6,8 \cdot 10^{-4}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м). Осадження покриття WC–17Co значно покращує зносостійкість основи з магнієвого сплаву. Цікаво, що швидкість переміщення розпилювача також має очевидний вплив на зносостійкість покриття WC–17Co. Швидкість зносу покриття С80 становить  $1,6 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м). Навпаки, покриття С20 має відносно низьку швидкість зносу –  $8,2 \cdot 10^{-7}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м). Ця надзвичайна зносостійкість покриття С20 досягається за рахунок оптимального поєднання твердості та в'язкості покриття.

**Таблиця 3. Коефіцієнт тертя і швидкість зносу магнієвого сплаву та покриттів WC–17Co**

	Коефіцієнт тертя	Швидкість зносу, мм <sup>3</sup> /(Н·м)
Магнієвий сплав	0,24±0,03	$6,8 \pm 1,2 \cdot 10^{-4}$
Покриття С80	0,43±0,05	$1,6 \pm 0,8 \cdot 10^{-6}$
Покриття С40	0,39±0,05	$8,2 \pm 1,4 \cdot 10^{-7}$

Для характеристики механізму зносу покриття WC–17Co, нанесеного холодним напilenням, морфологію зношених поверхонь зразка досліджували за допомогою методу СЕМ. На рис. 6 показано загальний вигляд сліду зношування магнієвих сплавів, покриттів С80 і С20 після випробування на зношування. Для магнієвого сплаву СЕМ-морфологія (див. рис. 6, а) показує, що зразок AZ80 має тонкі паралельні канавки, що свідчить про пластичну деформацію. Ці паралельні канавки є типовими характеристиками стирання, а механізм пластичної деформації обумовлений низькою твердістю магнієвого сплаву. Натомість абразивні канавки та пластична деформація зникають на зношеній поверхні покриття WC–17Co, оскільки висока твердість може протистояти мікрорізанням, спричиненому виступами кулі із Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> та осколками зносу. Деламінація бризок є яскравим знаком на зношеній поверхні покриттів С80 і С40. Причина цього явища полягає в тому, що навантаження, що перевищує межу текучості м'якої матриці, викликає недостатню м'якість матриці, щоби дозволити вільний рух армуючих елементів WC в покритті під час випробування на знос. В результаті виникають мікротріщини і відрив твердих

фаз WC через зменшення опори матриці. Однак покриття С40 демонструє менший ступінь відшарування бризок і кращу абразивну стійкість в порівнянні з покриттям С80 через його відносно більш високу твердість і кращу в'язкість.

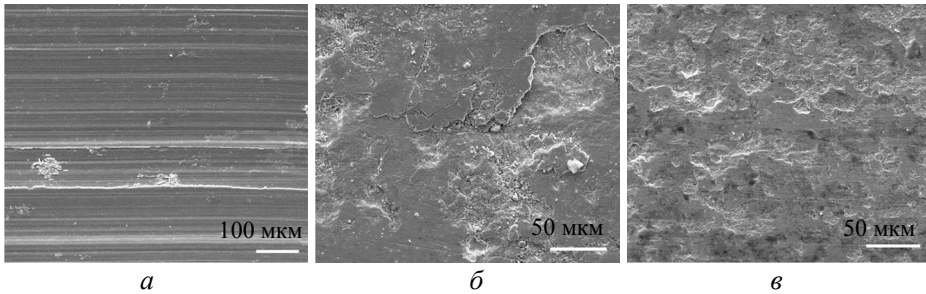


Рис. 6. СЕМ-зображення зношених поверхонь підкладки з магнієвого сплаву (а) і покриттів WC-17Co (б, в).

На рис. 7 представлено СЕМ-зображення частинок зносу, отриманих з магнієвого сплаву і покриттів WC-17Co, після випробування на знос при ковзанні. На рис. 7, а спостерігали частинки магнієвого сплаву неправильної форми, причиною появи яких переважно є абразивний знос. На рис. 7, б і в представлено ламелеподібні частинки зносу покриттів С80 і С40, що пов'язані з відшаруванням бризок під час випробування на тертя. Однак, у порівнянні з покриттям С80, для покриття С40 спостерігали ламелеподібні, а також зернисті частинки зносу невеликого розміру, що додатково підтверджує, що при більш низькій швидкості переміщення розпилювача зменшується відшарування.

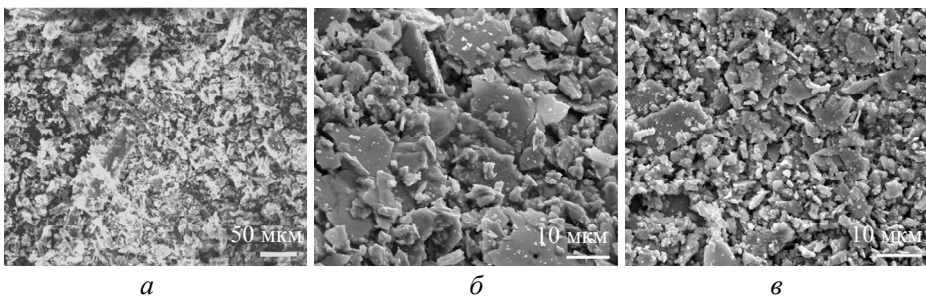


Рис. 7. СЕМ-зображення продуктів зносу з магнієвого сплаву (а) і покриття WC-17Co (б, в).

На рис. 8 наведено криві динамічної поляризації потенціалу магнієвого сплаву та покриттів WC-17Co у 3,5 % (за масою) розчину NaCl. Це чітко показує, що покриття WC-17Co зміщує криву поляризації підкладки з магнієвого сплаву до більш позитивних значень потенціалу та нижчих значень щільності струму. Що стосується результатів поляризації, щільність корозійного струму та потенціал корозії підкладки AZ80 позитивно зміщуються з  $5,5 \cdot 10^{-5}$  А/см<sup>2</sup> та  $-1,31$  V<sub>SCE</sub> до  $1,6 \cdot 10^{-6}$  А/см<sup>2</sup> та  $-0,47$  V<sub>SCE</sub>, після холодного напилення покриття С80. Подальше порівняння реакції поляризації покриття С40 з покриттям С80 показує, що корозійна стійкість покриття С40, схоже, зростає зі зменшенням швидкості переміщення розпилювача. Щільність струму зменшується до  $8,4 \cdot 10^{-7}$  А/см<sup>2</sup>, а потенціал корозії зміщується до  $-0,41$  V<sub>SCE</sub>. Більш очевидний ефект ущільнення частинок при холодному на-



пиленні має тенденцію до менш пористої структури покриття С40 і, отже, до меншої кількості шляхів проникнення електроліту у випадку осадження металокераміки.

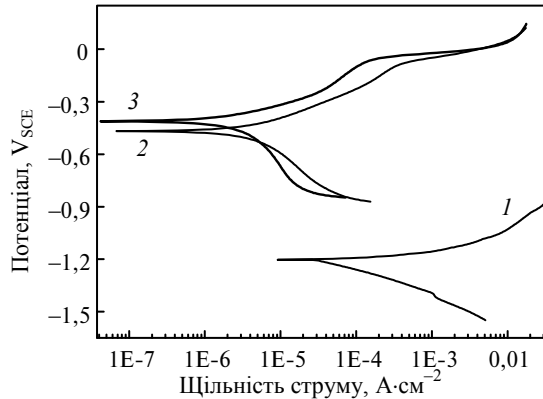


Рис. 8. Криві поляризації магнієвого сплаву (1) і покриттів WC-17Co, нанесеного зі швидкістю переміщення розпилювача 40 (2) і 80 (3) мм/с.

## ВИСНОВКИ

Детальне вивчення впливу нанопокриття WC-17Co, нанесеного на магнієвий сплав за технологією холодного напилення зі швидкістю переміщення розпилювача 160, 80, 40 і 20 мм/с, на мікроструктуру, експлуатаційні характеристики і корозійну стійкість напиленого покриття WC-17Co дало можливість зробити наступні висновки.

Поведінка осадження покриття WC-17Co сильно залежить від швидкості переміщення розпилювача. За швидкості переміщення розпилювача 80 і 40 мм/с покриття WC-17Co з холодним напиленням має надзвичайно щільну структуру і добре зв'язується з основою з магнієвого сплаву.

Покриття С40 демонструє більш рівномірну та щільну структуру, ніж покриття С80, оскільки ефект утрамбовування стає більш очевидним при меншій (40 мм/с) швидкості переміщення розпилювача. Твердість і в'язкість руйнування покриття С40 становить 1364 HV<sub>0,3</sub> і 12,5 МПа·м<sup>1/2</sup> відповідно, що пояснюється покращеною мікроструктурою покриття С40.

Випробування на знос за методом кулька-диск показало, що покриття з холодним напиленням можуть значно покращити зносостійкість сплаву магнію. Швидкість зносу покриття С80 і покриття С40 становить  $1,6 \cdot 10^{-6}$  та  $8,2 \cdot 10^{-7}$  мм<sup>3</sup>/(Н·м) відповідно, що вказує на те, що зменшення швидкості переміщення розпилювача збільшує зносостійкість покриття WC-17Co.

Покриття WC-17Co зменшує щільність корозійного струму магнієвих сплавів.

Покриття С40 також має кращу корозійну стійкість, ніж покриття С80. Отже, нанопокриття WC-17Co, отримане за технологією холодного напилення, зі щільною мікроструктурою, ідеальними експлуатаційними характеристиками і стійкістю до корозії є матеріалом, який можна використати для збільшення довговічності конструктивних елементів з магнієвого сплаву в аерокосмічній та автомобільній промисловості.

## ПОДЯКИ

Автори вдячні Національному фонду природничих наук Китаю (гранти № 51705481 та 51705482) та місту Нінгбо (2017D10017) за фінансову підтримку.

Jie Chen<sup>1</sup>, Hui Song<sup>2</sup>, Guang Liu<sup>1</sup>, Ziyun Zheng<sup>1</sup>, Jiayun Tang<sup>1</sup>,  
Lang Cui<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Inner Mongolia Metallic Materials Research Institute,  
Ningbo, 315103, P. R. China

<sup>2</sup>Key Laboratory of Marine Materials and Related Technologies,  
Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering,  
Chinese Academy of Sciences, 315201, Ningbo, P. R. China

Improving wear and corrosion properties of magnesium alloy  
by cold sprayed nano WC–17Co coating

*To promote the application of magnesium alloys for reducing the weight of the engineering components, improvement of their wear and corrosion resistance by coating processes is a necessity. In the present study, cold sprayed nano WC–17Co coatings have been deposited on commercial AZ80 magnesium alloy at different nozzle traverse speeds. WC–17Co coating exhibits a highly dense structure and well bonds with the magnesium alloy substrate when the traverse speed is selected as 80 and 40 mm/s. The C40 coating that is prepared at 40 mm/s possesses the highest microhardness and fracture toughness. The ball-on-disk wear test indicates that WC–17Co coating can significantly improve the wear resistance of magnesium alloy. The wear rate of C40 coating is  $8.2 \cdot 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ , while magnesium alloy exhibits very high wear rate of  $6.8 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ . Meanwhile, WC–17Co coating reduces the corrosion current density of magnesium alloy and C40 coating also possesses more excellent corrosion resistance than that of C80 coating. Thus, with appropriate traverse speed, high quality nano WC–17Co coating can be prepared and the wear and corrosion resistance of magnesium alloy substrate can be greatly improved by this cold sprayed coating.*

**Keywords:** cold spray, magnesium alloy, wear, corrosion, WC–17Co.

1. Gupta M., Wong W.L.E. Magnesium-based nanocomposites: lightweight materials of the future. *Mater. Charact.* 2015. Vol. 105. P. 30–46.
2. Mordike B.L., Ebert T. Magnesium properties-applications-potential. *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. Vol. 302, no. 1. P. 37–45.
3. Joosta W.J., Krajewskib P.E. Towards magnesium alloys for high-volume automotive applications. *Scripta Mater.* 2017. Vol. 128. P. 107–112.
4. Song G., Atrens A., Dargusch M. Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D. *Corros. Sci.* 1998. Vol. 41. P. 249–273.
5. García-Rodríguez S., Torres B., Maroto A., López A.J., Otero E., Rams J. Dry sliding wear behavior of globular AZ91 magnesium alloy and AZ91/SiCp composites. *Wear.* 2017. Vol. 390–391. P. 1–10.
6. Arrabal R., Pardo A., Merino M.C., Mohedano M., Casajús P., Matykina E. Corrosion of magnesium-aluminum alloys with Al–11Si/SiC thermal spray composite coatings in chloride solution, *J. Therm. Spray Technol.* 2011. Vol. 20, no. 3. P. 569–579.
7. Goli E., Aghajani H., A study on corrosion resistance of Al magnetron sputtering coated AZ31 magnesium alloy. *Vacuum.* 2018. Vol. 152. P. 231–238.
8. Mingo B., Arrabal R., Mohedano M., Pardo A., Matykina E. Corrosion and wear of PEO coated AZ91/SiC composites. *Surf. Coat. Technol.* 2017. Vol. 309. P. 1023–1032.
9. Jacobs L., Hyland M.M., De Bonte M. Comparative study of WC-cermet coatings sprayed via the HVOF and the HVOF process. *J. Therm. Spray Technol.* 1998. Vol. 7, no. 2. P. 213–218.
10. Hou G., An Y., Liu G., Zhou H., Chen J., Chen Z. Effect of atmospheric plasma spraying power on microstructure and properties of WC–(W,Cr)<sub>2</sub>C–Ni coatings. *J. Therm. Spray Technol.* 2011. Vol. 20, no. 6. P. 1150–1160.
11. Guilemany J.M., Dosta S., Miguel J.R. The enhancement of the properties of WC–Co HVOF coatings through the use of nanostructured and microstructured feedstock powders. *Surf. Coat. Technol.* 2006. Vol. 201. P. 1180–1190.
12. Guilemany J.M., Dosta S., Nin J., Miguel J.R. Study of the properties of WC–Co nanostructured coatings sprayed by high-velocity oxyfuel. *J. Therm. Spray Technol.* 2005. Vol. 14, no. 3. P. 405–413.
13. Assadi H., Kreye H., Gärtner F., Klassen T. Cold spraying – A materials perspective. *Acta Mater.* 2016. Vol. 116. P. 382–407.

14. Kim H.J., Lee C.H., Hwang S.Y. Fabrication of WC–Co coatings by cold spray deposition. *Surf. Coat. Technol.* 2005. Vol. 191. P. 335–340.
15. Lima R.S., Karthikeyan J., Kay C.M., Lindemann J., Berndt C.C. Microstructural characteristics of Cold-sprayed nanostructured WC–Co coatings. *Thin Solid Films.* 2002. Vol. 416. P. 129–135.
16. Kim H.J., Lee C.H., Hwang S.Y. Superhard nano WC–12%Co coating by cold spray deposition. *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. Vol. 39. P. 243–248.
17. Ji G.C., Wang H.T., Chen X., Bai X.B., Dong Z.X., Yang F.G. Characterization of cold-sprayed multimodal WC–12Co coating. *Surf. Coat. Technol.* 2013. Vol. 235. P. 536–543.
18. Nahvi S.M., Jafari M. Microstructural and mechanical properties of advanced HVOF-sprayed WC-based cermet coatings. *Surf. Coat. Technol.* 2016. Vol. 286. P. 95–102.
19. Lekatou A., Sioulas D., Karantzalis A.E., Grimanelis D. A Comparative study on the microstructure and surface property evaluation of coatings produced from nano-structured and conventional WC–Co powders HVOF-sprayed on Al7075. *Surf. Coat. Technol.* 2015. Vol. 276. P. 539–556.
20. Luo X.T., Li C.X., Shang F.L., Yang G.J., Wang Y.Y., Li C.J. High velocity impact induced microstructure evolution during deposition of cold spray coatings: A review. *Surf. Coat. Technol.* 2014. Vol. 254. P. 11–20.
21. Li C.J., Yang G.J., Gao P.H., Ma J., Wang Y.Y., Li C.X. Characterization of nanostructured WC–Co deposited by cold spraying. *J. Therm. Spray Technol.* 2007. Vol. 16, nos. 5–6. P. 1011–1020.
22. Wang D., Zhang B., Jia C., Gao F., Yu Y., Chu K., Zhang M., Zhao X. Influence of carbide grain size and crystal characteristics on the microstructure and mechanical properties of HVOF-sprayed WC–CoCr coatings. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2017. Vol. 69. P. 138–152.

Надійшла до редакції 12.11.19

Після доопрацювання 12.11.19

Прийнята до опублікування 18.02.20