

УДК 621.793.7

doi:10.20998/2413-4295.2021.01.02

ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ МЕТАЛОКЕРАМІЧНИХ ТА МЕТАЛОКАРБІДНИХ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ

А. А. КАРПЕЧЕНКО, М. М. БОБРОВ, О. М. ДУБОВИЙ, Т. О. МАКРУХА, Є. Ю. НЕДЕЛЬКО

кафедра матеріалознавства і технології металів, Національний університет кораблебудування ім. адм. Макарова, м. Миколаїв, УКРАЇНА
e-mail: laborantmtm@gmail.com

АНОТАЦІЯ У роботі досліджено можливість формування композиційних металокерамічних ($Sv-08G2S-O-Al_2O_3$) та металокарбідних ($Sv-08G2S-O-TiC$) електродугових покриттів із застосуванням зміцнювальної фази у вигляді частинок порошку. Для цього застосовували модернізований ковпак розпилювальної голівки металізатора EM-14M, що оснащений вузлом безперебійної подачі порошку. Отримано лабораторну партію зразків на різних технологічних режимах напылення. За допомогою растрового електронного мікроскопу досліджено мікроструктуру сформованих покриттів. Встановлено, що композиційні покриття характеризуються лускатою будовою та мають досить низьку пористість від 8 до 12% (залежно від режиму напылення та вмісту зміцнювальної фази), у структурі добре диференціюються частинки різних фаз за їх відтінком. Ідентифікацію фаз проведено за показниками їх мікротвердості. Встановлено, що мікротвердість металевої матриці ($Sv-08G2S-O$) складає 1,8 ГПа, керамічних частинок Al_2O_3 – 17,1 ГПа, частинок TiC – 31,0 ГПа. Досліджено вплив технологічних параметрів напылення, а саме: сили струму, напругу на дузі та витрати порошку на вміст зміцнювальної фази у структурі вказаних композиційних електродугових покриттів. Встановлено, що при використанні максимальних значень технологічних параметрів (сила струму 160 А, напруга 35 В і витрати порошку 35 г/хв), забезпечується отримання максимальної кількості зміцнювальної фази у покриттях: 10,3 % Al_2O_3 в металокерамічних та 25,6% TiC у металокарбідних. Значно більший вміст TiC у порівнянні зі вмістом Al_2O_3 у відповідних композиційних покриттях пояснюється вищою густиною карбіду та, як наслідок, підвищеною швидкістю даних частинок у високотемпературному гетерофазному струмені, а також кращою його змочуваністю рідким металом. Проведено експериментальні дослідження впливу вмісту зміцнювальної фази у композиційних покриттях на їх міцність зчеплення з основою. Показано, що максимальне значення міцності зчеплення металокерамічних покриттів складає 30 МПа та відповідає вмісту Al_2O_3 на рівні 8,7%. Щодо металокарбідних покриттів, то максимальне значення міцності зчеплення 32 МПа отримали при вмісті карбідної фази 18,4%. При цьому міцність зчеплення з основою покриття отриманого з дроту $Sv-08G2S-O$ становить 26 МПа. Підвищення вказаної характеристики для композиційних покриттів пояснюється додатковою активацією напылюваної поверхні нерозплавленими твердими частинками Al_2O_3 та TiC. Показано, що міцність зчеплення зменшується при підвищенні вмісту Al_2O_3 до 10,3%, а TiC до 25,2%, що пояснюється значним зниженням фактичної площі контакту покриття з основою.

Ключові слова: електродугове напылення; композиційні покриття; оксид алюмінію; карбід титану; міцність зчеплення; мікротвердість

FORMATION OF COMPOSITE METAL-CERAMIC AND METAL-CARBIDE ELECTRIC ARC SPRAYED COATINGS

A. KARPECHENKO, M.M BOBROV, O. DUBOVYY, T. MAKRUKHA, Ye. NEDELKO

Department of Material Science and technology of metals, Admiral Makarov National University of Shipbuilding, Mykolaiv, UKRAINE

ABSTRACT The paper studies the possibility of forming composite metal-ceramic ($Sv-08G2S-O-Al_2O_3$) and metal-carbide ($Sv-08G2S-O-TiC$) electric arc sprayed coatings using a hardening phase in the form of powder particles in a free form. For this, a modernized cap of the spray head of an EM-14M electric arc spray gun was used, equipped with a unit for continuous powder feed supply. A laboratory batch of samples was obtained in various technological modes of spraying. Microstructures of the deposited coatings are investigated using a scanning electron microscope. It has been established that composite coatings are characterized by a lamellar structure and a rather low porosity from 8 to 12% (depending on the deposition mode and the hardening phase content), and phase particles of different shades are well differentiated in the structure. The phases were identified by their microhardness indicators. It has been established that the microhardness of the metal matrix ($Sv-08G2S-O$) is 1.88GPa, ceramic Al_2O_3 particles - 17.1GPa, TiC particles- 31GPa. The influence of the technological parameters of spraying, namely: current, voltage and powder consumption on the content of the hardening phase in the structure of the composite electric arc coatings has been investigated. It was found that when using the maximum values of technological parameters (current 160A, voltage 35V and powder consumption 35 g/min), the maximum content of the hardening phase in the coatings is obtained: 10.3% Al_2O_3 in metal-ceramic and 25.6% TiC in metal-carbide. The significantly higher maximum TiC content in comparison with the Al_2O_3 content in composite coatings is explained by the high density of carbide and, as a consequence, the increased velocity of these particles in the high-temperature heterophase jet. Experimental studies of the influence of the content of the strengthening phase in composite coatings on their bond strength to the substrate have been carried out. It is shown that the maximum value of the bond strength of metal-ceramic

coatings is 30 MPa and corresponds to the Al_2O_3 content of 8.7%. As for metal-carbide coatings, the maximum bond strength value of 32 MPa was obtained with a carbide phase content of 18.4%. At the same time, the bond strength of the convention coating sprayed of Sv-08G2S-O wire is 26 MPa. An increase in this characteristic for composite coatings is explained by the additional activation of the sprayed surface by unmelted solid particles of Al_2O_3 and TiC. It is shown that the decrease in bond strength with an increase in Al_2O_3 content to 10.3%, and TiC to 25.2% is explained by a significant decrease in the actual contact area of the coating with the substrate.

Keywords: electric arc spraying; composite coatings; aluminum oxide; titanium carbide; bond strength; microhardness

Вступ

Рівень розвитку машинобудування на початку ХХІ століття характеризується підвищеною інтенсивністю режимів експлуатації машин і механізмів. Зміна та ускладнення умов роботи вузлів і агрегатів вимагає постійного вдосконалення технології їх виготовлення із забезпеченням достатньої надійності та довговічності. Експлуатаційні властивості деталей та механізмів, а також ресурс їх роботи, визначаються переважно фізико-механічними властивостями поверхні. Як показує статистичний аналіз, більшість машин (85–90 %) виходять з ладу не через поломку, а у результаті зносу поверхонь окремих деталей. При відновленні зношених деталей останнім часом все частіше застосовують газотермічне напилення покриттів. Пояснюється це тим, що при усуненні зносу деталі, маса металу, що наноситься, зазвичай становить 2 – 4 %, а вартість ремонту не перевищує 10–40 % від вартості нової.

Однак покриття, отримані за традиційними технологіями напилення, не завжди забезпечують достатній рівень експлуатаційних властивостей для ефективної роботи деталей та механізмів у заданих умовах. Для вирішення даної проблеми останнім часом все частіше застосовують композиційні зносостійкі металокерамічні та металокарбідні відновлювальні покриття, що складаються з металеві матриці, в основному на основі сплавів нікелю, кобальту або заліза, і зміцнювальної фази, головним чином оксидної кераміки або карбідів. Також протягом останнього десятиліття у практиці газотермічного напилення проводяться дослідження, направлені на створення композиційних покриттів з ультрадисперсними складовими, що забезпечують отримання комплексу підвищених фізико-механічних та експлуатаційних властивостей (зносостійкості, корозійної та ерозійної стійкості, жароміцності). Для отримання таких композиційних покриттів застосовують в основному газополумене [1], атмосферне плазмове [2], високошвидкісне газополумене [3] або холодне газодинамічне напилення [4,5]. До недоліків покриттів, нанесених зазначеними методами, слід віднести їх високу собівартість, пов'язану із застосуванням горючих та інертних газів; дорогих плакованих або отриманих механічним легуванням порошків; обов'язкове використання дорогого устаткування для нанесення; високі вимоги до кваліфікації робітників.

Серед усіх методів газотермічного напилення слід приділити увагу електродуговому методу, який є

найбільш простим і технологічним, не потребує дорогого обладнання, має високі коефіцієнти використання матеріалу і енергетичний ККД, які можуть досягати 0,7...0,9; характеризується найбільшою продуктивністю. Відносна вартість напилених покриттів в 3 - 10 разів нижча, ніж при нанесенні іншими газотермічними методами при забезпеченні їх високої міцності. Основними недоліками цього методу є: застосування в якості розпилюваного матеріалу тільки електропровідних дротів, невисокі міцнісні характеристики покриттів, що обмежує можливості застосування даного методу.

Одним зі способів формування композиційних електродугових покриттів є розпилення двох або трьох дротів з різних матеріалів суцільного перерізу [6]. Такі псевдосплавні покриття характеризуються високими механічними, трибологічними і корозійностійкими властивостями за рахунок отримання щільної структури покриття, підвищеної адгезійної і когезійної міцності. Істотним недоліком псевдосплавних покриттів є те, що їх отримують тільки зі струмопровідних дротів. При використанні прутків як розпилюваного матеріалу порушується безперервність процесу, що призводить до зниження службових властивостей.

Також для формування композиційних електродугових покриттів використовують порошкові дрони різноманітних складів [7–9]. За рахунок цього можливо широко варіювати хімічний склад покриттів, різко розширювати сферу їх використання, а також у багатьох випадках отримувати покриття з властивостями на рівні кращих плазмових і надзвукових газотермічних покриттів, але в 5...10 разів дешевше. Однак застосування порошкового дроту при напиленні призводить до підвищеної пористості, що негативно впливає на комплекс фізико-механічних властивостей покриттів. При цьому значно підвищується їх вартість у порівнянні з покриттями з суцільного дроту. Також для зносостійких композиційних покриттів характерний високий рівень залишкових напружень, який викликає появу мікро- і макротріщин, а також недостатню когезійну і адгезійну міцність. Особливо це характерно для відновлювальних покриттів значної товщини, які у процесі механічної обробки необхідно шліфувати під ремонтні розміри.

Мета роботи

Дослідження можливості нанесення композиційних металокерамічних та металокарбідних електродугових покриттів із застосуванням

зміцнювальної фази у формі частинок порошку у вільному вигляді і визначення їх фізико-механічних і експлуатаційних властивостей.

Виклад основного матеріалу

Об'єктом досліджень обрані електродугові металокерамічні та металокарбідні композиційні покриття, отримані шляхом розпилення дроту марки Св-08Г2С-О і порошок оксиду алюмінію Al_2O_3 та карбіду титану TiC на основу, виготовлену із вуглецевої конструкційної якісної сталі 45.

Порошок оксиду алюмінію та карбіду титану перед напиленням просушували в сушильній шафі ШСВ 3,5.3.5.6/3,5 за температури $150^{\circ}C$ протягом 3 годин. Ситову класифікацію порошоків проводили на лабораторній установці модель 029, використовуючи сітку номерів 004 і 008 за ГОСТ 6613-86. В результаті просіювання отримано порошок фракцією 40...80 мкм, який і застосовувався для отримання композиційних електродугових покриттів.

Для напилення композиційних електродугових покриттів використовували установку КДМ-2, укомплектовану апаратом ЕМ-14М з модернізованим ковпаком розпилювальної голівки, що оснащений вузлом безперервної подачі порошку [10]. Даний вузол включає в себе бункер з дозуючим пристроєм, вихід якого розміщено в основному робочому бронзовому соплі з кільцевою камерою і транспортувальними соплами для подачі порошку за рахунок атмосферної інжекції, виходи яких розміщені під гострим кутом до осі високотемпературного струменя і направлені у бік напилюваної поверхні. Отвір основного робочого сопла, з якого відбувається витікання робочого стисненого газу, має менший діаметр, ніж отвір, з якого виходять транспортувальні сопла для подачі порошку. Сопло встановлено в ізолятори і притиснуто захисним екраном до ковпака. Захисний екран також містить кільцеву камеру з соплами, виходи яких розміщені під гострим кутом до осі струменя і направлені у бік напилюваної поверхні, через які подається стиснутий газ. За рахунок модернізації забезпечується можливість регулювання у широкому діапазоні концентрації порошкових частинок у високотемпературному струмені й, відповідно, у композиційному електродуговому покритті. Підвищується якість отриманого покриття за рахунок збільшення швидкості часток у високотемпературному струмені та зменшення кута його розкривання, що приводить до підвищення коефіцієнту використання матеріалу при напиленні.

Для запобігання налипанню розплавлених частинок на бронзове робоче сопло використовували дріт діаметром 1,2 мм.

Підготовку поверхні зразків, безпосередньо перед напиленням, здійснювали за допомогою установки струменево-абразивної обробки марки 026-7 «Ремдеталь». Як абразив використовували електрокорунд марки 7Б, шліф зерно номер 125.

Струменево-абразивну обробку поверхні, призначену під напилення, проводили у наступному технологічному режимі:

- Тиск стисненого повітря, МПа.....0,4–0,6
- Відстань від зрізу сопла до оброблюваної поверхні, мм.....100–150
- Діаметр сопла, мм.....12
- Кут падіння струменя на оброблювану поверхню, град60–90
- Лінійна швидкість переміщення пістолета, мм /хв.....50–400

Обробка проводилася в кілька проходів.

Контроль якості обробленої поверхні проводився візуально. Оброблена поверхня сталевих пластин і зразків, призначених для дослідження мікроструктури та визначення міцності зчеплення покриттів з основою відповідно, після струменево-абразивної обробки мала сірувато-матовий відтінок. Величина шорсткості обробленої поверхні складала $R_z = 38...75$ мкм.

Напилення композиційних покриттів здійснювали на пластини з вуглецевої сталі 45 розміром $50 \times 20 \times 5$ мм. Зазначена сталь призначена для виготовлення втулок, шестерень, колінчастих і розподільних валів, шпинделів, бандажів, циліндрів, штоків і т.п.

Товщину покриттів визначали вимірами зразків до і після напилення штангенциркулем. Товщина напилених покриттів становила 1,5...2,0 мм.

Для дослідження мікроструктури композиційних покриттів виготовлялися мікрошліфи. Металографічні дослідження проводили на скануючому електронному мікроскопі-мікроаналізаторі РЕММА 102-02 (Св-08Г2С-О- Al_2O_3) та ZEISS Gemini SEM 500 (Св-08Г2С-О- TiC). Ідентифікацію фаз і вимір мікротвердості у композиційних електродугових покриттях здійснювали за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3 на поперечних шліфах при навантаженні на індентор 50 г.

Критеріями якості нанесеного композиційного електродугового покриття служили: мінімальні показники пористості; кількість несучільностей на границі розділу покриття – основа; їх мікротвердість.

Показники пористості, кількість несучільностей на границі розділу покриття – основа та кількість наповнювача визначали за допомогою комп'ютерного металографічного аналізу із застосуванням методів стереометричної металографії, а саме планіметричного методу.

У даній роботі для визначення міцності зчеплення покриттів з основою використовували штифтовий метод, оскільки він дозволяє оперативно проводити випробування безпосередньо після їхнього нанесення на зразки (рис.1), які також виготовляли з вуглецевої конструкційної якісної сталі 45.

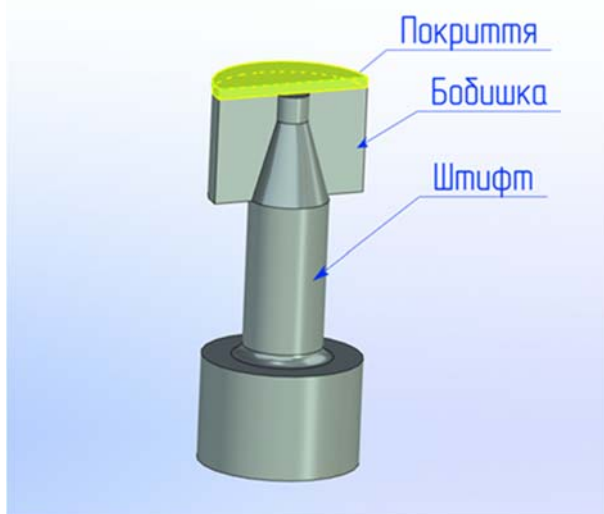


Рис. 1 – Зразок для визначення міцності зчеплення покриттів з основою

Перед нанесенням покриттів, поверхню, що підлягає напиленню, знежирювали технічним етанолом і піддавали струменево-абразивній обробці. Товщина нанесених покриттів, на зразках призначених для випробувань міцності зчеплення з основою, не перевищувала 0,8...1,0 мм. Для отримання результатів міцності зчеплення покриттів з основою і виключення впливу їх пористості на дану характеристику напилення на одному і тому ж режимі виконували в один прохід на 5 зразків одночасно (5 зразків без наповнювача, 5 – з відповідним наповнювачем). Міцність зчеплення композиційних металокерамічних та металокарбідних покриттів з основою визначали на розривній машині УММ-5.

Обговорення результатів

За допомогою електродугового вдосконаленого апарата ЕМ-14М отримана лабораторна партія зразків з різним вмістом зміцнювальної фази в композиційних покриттях.

Режими нанесення металокерамічних та металокарбідних покриттів вибирали експериментально. Силу струму змінювали від 80 до 160 А, напруга на дузі становила 35 – 40 В, витрати порошку 25 – 35 г/хв, тиск стисненого повітря 0,4 – 0,6 МПа, дистанція напилення 80 мм.

При силі струму менше 80 А і подачі керамічного та карбідного порошку в зону дугового розряду, горіння електричної дуги стає нестійким. Виникаючі пульсації електричної дуги призводять до утворення на напилюваній поверхні краплеподібних частинок. При збільшенні сили струму понад 160 А спостерігається поділ потоку розплавлених частинок металу на два, з кожного дроту-електроду, що приводить до зменшення вмісту керамічних та

карбідних частинок в композиційних покриттях і погіршує їх якість.

Підвищена напруга при нанесенні композиційних покриттів призводить до збільшення ентальпії частинок розплавленого металу, що збільшує вміст частинок наповнювача у відповідному покритті та їх міцність зчеплення з основою.

Збільшення тиску стисненого повітря позитивно впливає на процес нанесення композиційних покриттів так, як досягається велика ступінь інжекції керамічного та карбідного порошку в високотемпературний струмінь і збільшується їх швидкість, що призводить до підвищеного вмісту наповнювача в покритті. Евакуйований розплавлений метал, з торців дротів-електродів, диспергується на більш дрібні частинки, покращуючи якість сформованих покриттів.

Дистанцію напилення обрали на рівні 80 мм виходячи з припущення, що тугоплавка частка зміцнювальної за час проходження високотемпературної зони дугового розряду і всієї подальшої дистанції напилювання не розплавиться, а досягнувши високої швидкості, при зіткненні з закріпленими ще пластичними частинками металу, закріпиться у покритті.

Зроблене припущення підтвердилося експериментально. При дистанції напилювання менше 80 мм відбувся перегрів підкладки, що супроводжувалося стіканням розплавленого металу із зразка. При дистанції напилювання більше 80 мм непроплавлені частки зміцнювальної фази не закріплюються в мікронерівностях підкладки та наступних шарів покриття, а відскакують від них, що приводить до зменшення їх вмісту у покритті.

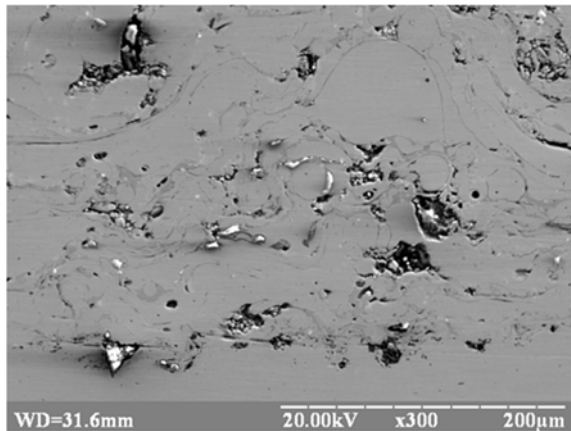
На рис. 2 представлені мікроструктури металокерамічних та металокарбідних електродугових покриттів, отриманих при силі струму 120А і напрузі на дузі 30В на різних збільшеннях.

Комп'ютерний металографічний аналіз наведених мікроструктур показав, що електродугові композиційні покриття мають досить низьку пористість, яка становить близько 8 %, в структурі добре диференціюються частинки різних фаз, які відрізняються відтінками. Для металокерамічного покриття системи Св-08Г2С-О – Al_2O_3 : світла фаза (імовірно оксид алюмінію) та сіра (Св-08Г2С-О); для металокарбідного покриття системи Св-08Г2С-О – ТіС: темна (імовірно карбід титану) і сіра (Св-08Г2С-О) фази.

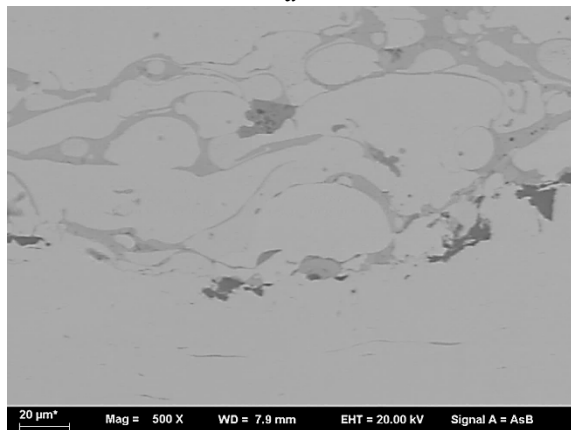
Ідентифікацію фаз у композиційних електродугових покриттях проводили шляхом вимірювання їх мікротвердості. Приклад знімків індентора на різних фазах металокерамічного композиційного електродугового покриття наведено на рис. 3.

Мікротвердість сірої фази (металевої матриці) для обох покриттів склала 1,88 ГПа, а світлої (керамічних частинок Al_2O_3) – 17,1 ГПа. Мікротвердість Al_2O_3 за даними роботи [11] дорівнює

17,0 ГПа. Мікротвердість темної фази (частинок TiC) - 31 ГПа, що відповідає мікротвердості карбіду титану згідно з літературними даними [12].



а



б

Рис. 2 – Мікроструктури металокерамічного Cv-08Г2С-О – Al₂O₃ (а) та металокарбідного Cv-08Г2С-О - TiC покриттів (б)

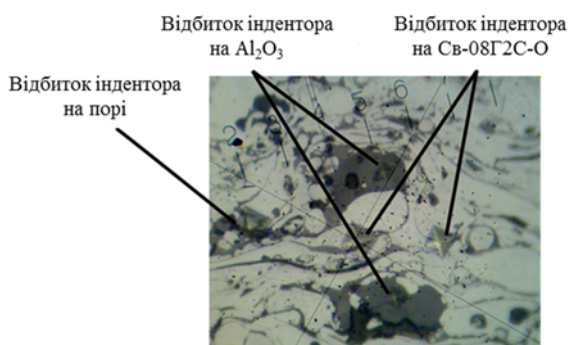


Рис. 3 – Знімок відбитків індентора на різних фазах металокерамічного композиційного електродугового покриття (Cv-08Г2С-О – Al₂O₃) при визначенні мікротвердості

Для отримання максимального рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей композиційних електродугових покриттів необхідно управляти технологічними режимами наплення, забезпечуючи заданий зміст зміцнювальної фази у

відповідних покриттях. Як наслідок, залежно від умов експлуатації виробу і вимог, що пред'являються до покриття, для кожного конкретного випадку режим електродугового наплення підбирається експериментально. Аналізуючи попередні дослідження [13] про вплив технологічних параметрів електродугового наплення на якість одержуваних покриттів як найбільш значущі обрали: силу струму, напругу на дузі та витрати порошку. Визначення вмісту зміцнювальної фази проводили за допомогою планіметричного методу за отриманими знімками мікроструктури. У табл. 1 наведено рівні варіювання зазначених технологічних параметрів і відповідно кількість отриманої зміцнювальної фази у покриттях.

Таблиця 1 – Рівні варіювання технологічних параметрів наплення і кількість зміцнювальної фази у структурі композиційних електродугових покриттів

Сила струму, А	Напруга, В	Витрати порошку, г/хв	Кількість Al ₂ O ₃ в покритті, % (об.)	Кількість TiC в покритті, % (об.)
80	25	25	6,9	12,1
120	30	30	8,7	18,5
160	35	35	10,3	25,6

Аналізуючи наведені дані, очевидно, що вміст зміцнювальної фази в обох електродугових композиційних покриттях інтенсивно збільшується з підвищенням сили струму, напруги та витрат порошку. При підвищенні сили струму і напруги збільшується продуктивність процесу, що призводить до збільшення концентрації розплавлених частинок металу в струмені, їх ентальпії і, отже, вмісту наповнювача в покритті. При збільшенні витрат порошку, збільшується концентрація твердих порошкових частинок у високотемпературному струмені, що також призводить до підвищення вмісту Al₂O₃ та TiC в покриттях. Використання максимальних значень технологічних параметрів, сила струму 160А, напруга 35В і витрата порошку 35 г/хв, забезпечило отримання 10,3 % Al₂O₃ в металокерамічних та 25,6% TiC в металокарбідних покриттях. Однак при цьому спостерігається підвищення пористості покриттів, в тому числі і на границі покриття-основа. Значно більший максимальних вміст TiC у порівнянні з вмістом Al₂O₃ в відповідних композиційних покриттях пояснюється вищою густиною карбіду та кращою його змочуваністю рідким металом, як наслідок, підвищеною інерційністю даних частинок за рахунок чого більш значна їх кількість досягає основи та закріплюється у покритті.

Результати визначення міцності зчеплення напелених покриттів наведено на рис. 4.

Згідно з представленими даними, залежність міцності зчеплення з основою від вмісту зміцнювальної фази в покритті носить екстремальний характер. Міцність зчеплення покриття з дроту Cv-08Г2С-О

становить 26 МПа. Максимальне значення міцності зчеплення (30МПа) отримали в металокерамічному покритті при вмісті Al_2O_3 8,7%. Щодо металокарбідних покриттів, то максимальне значення міцності зчеплення (32МПа) отримали при вмісті карбідної фази 18,4%. Оскільки частки оксиду алюмінію та карбиду титану мають досить високу температуру плавлення і твердість, підвищення міцності зчеплення композиційних покриттів з основою, ймовірно пов'язано з тим, що нерозплавлені частинки Al_2O_3 та TiC, вдарюючись з поверхнею основи, додатково її активують за рахунок своєї високої кінетичної енергії, а співударюючись з вже закріпленими пластичними металевими частинками вбивають їх у мікронерівності поверхні основи і наступних шарів покриття. Зниження зазначеної характеристики при підвищенні вмісту Al_2O_3 до 10,3% а TiC до 25,6% пояснюється значним зниженням фактичної площі контакту частинок з основою (рис. 5), що збільшує результуюче навантаження на одиницю площі нанесеного покриття.

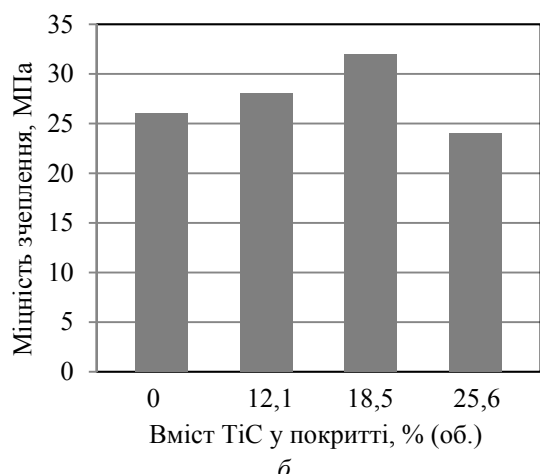
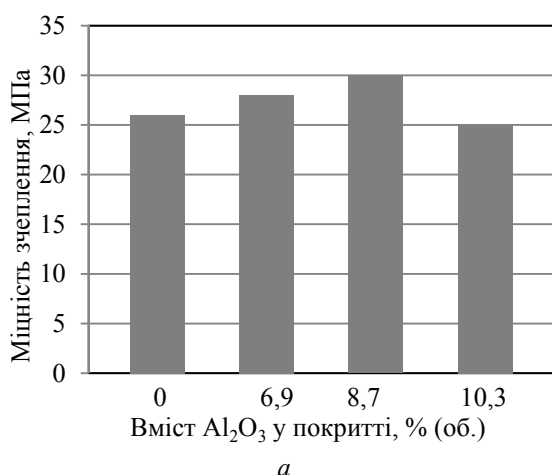


Рис. 4 – Результати визначення міцності зчеплення композиційних електродугових покриттів з різним вмістом зміцнюючої фази: а - Sv-08Г2С-О - Al_2O_3 ; б - Sv-08Г2С-О - TiC

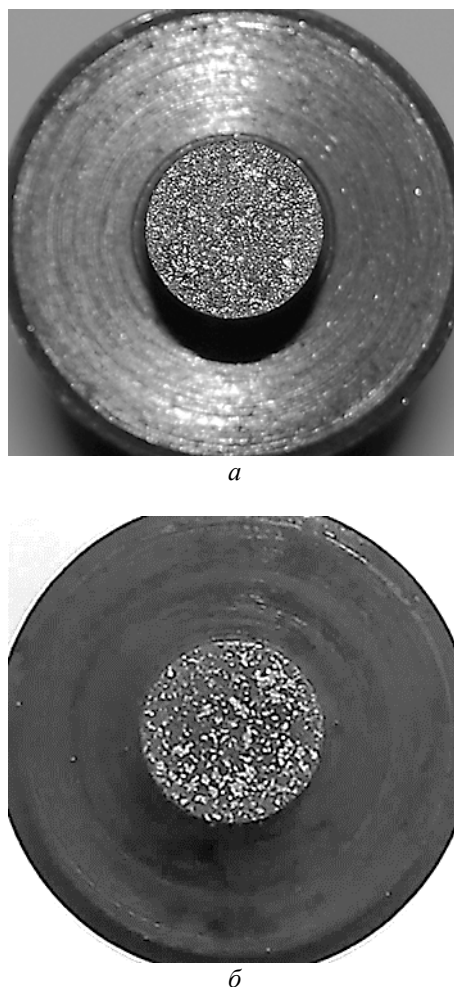


Рис. 5 – Зразки після випробувань на міцність зчеплення металокерамічних електродугових покриттів: а – 18,5% (об.) TiC; б – 25,6% (об.) TiC

Таким чином, виходячи з результатів досліджень з визначення міцності зчеплення, можна зробити висновок, що оптимальний вміст Al_2O_3 у металокерамічних покриттях складає 8,7% (об.); в металокарбідних – 18,5% (об.) TiC. При цьому такі покриття будуть мати максимальну міцність зчеплення з основою.

Висновки

Сформовано електродугові композиційні металокерамічні покриття системи Sv-08Г2С-О – Al_2O_3 та металокарбідні системи Sv-08Г2С-О – TiC з використанням порошку зміцнювальної фази у вільному вигляді за рахунок застосування вдосконаленого електродугового апарату ЕМ-14М.

Визначено мікротвердість різних фаз у сформованих композиційних покриттях. Мікротвердість металеві матриці для обох покриттів склала 1,88 ГПа; керамічних частинок Al_2O_3 – 17,1 ГПа; частинок TiC – 31 ГПа.

Визначено вплив технологічних параметрів напилення на кількість зміцнювальної фази (Al_2O_3 , TiC) в структурі композиційних покриттів: при підвищенні сили струму, напруги та витрат порошку кількість Al_2O_3 , TiC збільшується. Використання максимальних значень технологічних параметрів, сила струму 160А, напруга 35В і витрата порошку 35 г/хв, забезпечило отримання максимальної кількості зміцнювальної фази у покриттях: 10,3 % Al_2O_3 в металокерамічних та 25,6% TiC в металокарбідних.

Встановлено, що залежність міцності зчеплення композиційних електродугових покриттів від вмісту зміцнювальної фази носить екстремальний характер з вираженим максимумом. Максимальне значення міцності зчеплення металокерамічних покриттів (30МПа) отримали при вмісті Al_2O_3 8,7%. Щодо металокарбідних покриттів, то максимальне значення міцності зчеплення (32МПа) отримали при вмісті карбідної фази 18,4 %, що пояснюється додатковою активацією напилюваної поверхні твердими частинками Al_2O_3 та TiC. При підвищенні вмісту Al_2O_3 до 10,3 % а TiC до 25,2 % спостерігається зниження вище зазначеної характеристики покриття за рахунок суттєвого зменшення фактичної площі контакту частинок покриття з основою.

Список літератури

1. Huang J., Liu Y., Yuan J., Li H. Al/ Al_2O_3 Composite Coating Deposited by Flame Spraying for Marine Applications: Alumina Skeleton Enhances Anti-Corrosion and Wear Performances. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2014. Vol. 23. P. 676–683. doi: 10.1007/s11666-014-0056-7.
2. Cao Y., Huang C., Liu W., Zhang W., Du L. Effects of Boron Carbide Content on the Microstructure and Properties of Atmospheric Plasma-Sprayed NiCoCrAlY/ Al_2O_3 -B₄C Composite Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2014. Vol. 23. P. 716–724. doi:10.1007/s11666-014-0061-x.
3. Bai M., Song B., Reddy L., Hussain T. Preparation of MCrAlY- Al_2O_3 Composite Coatings with Enhanced Oxidation Resistance through a Novel Powder Manufacturing Process. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2019. Vol. 28. P. 433–443. doi: 10.1007/s11666-019-00830-y.
4. Zhang L., Yang S., Lv X., Jie X. Wear and Corrosion Resistance of Cold-Sprayed Cu-Based Composite Coatings on Magnesium Substrate. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2019. Vol. 28. P. 1212–1224. doi: 10.1007/s11666-019-00887-9.
5. Winnicki M., Małachowska A., Piwowarczyk T., Rutkowska-Gorczyca M., Ambroziak A. The bond strength of Al+ Al_2O_3 cermet coatings deposited by low-pressure cold spraying. *Surface and coatings technology*. 2016. Vol. 16. P. 743–752. doi: 10.1016/j.acme.2016.04.014.
6. Wang J., Wang G., Liu J., Zhang L., Wang W., Li Z. Microstructure of Ni-Al powders and Ni-Al composite coatings prepared by twin-wire arc spraying. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2016. Vol. 23. P. 810–818. doi: 10.1007/s12613-016-1295-z.

7. Cheng J., Ge Y., Wang B., Zhang L., Hu X., Hong S., Liang X., Zhang X. Microstructure and Tribocorrosion Behavior of Al_2O_3 /Al Composite Coatings: Role of Al_2O_3 Addition. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2020. Vol. 29. P. 1741–1751. doi:10.1007/s11666-020-01062-1.
8. Wielage B., Pokhmurska H., Student M., Gvozdeckii V., Stupnyckij T., Pokhmurskii V. Iron-based coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures. *Surface and coatings technology*. 2013. Vol. 27. P. 27–35. doi: 10.1016/j.surfcoat.2012.12.013.
9. Похмурский В.И., Студент М.М., Гвоздецкий В.М., Похмурская А.В. Порошковые проволоки серии ФМИ для электродугового напиления покрытий. *Автоматическая сварка*. 2011. № 9. С. 52–57.
10. Дубовий О.М., Карпеченко А.А., Бобров М.М., Мазуренко А.О. Пат. 111760 Україна, МПК С23С 26/02, В05В 7/22. Пристрій для електродугового напилення композиційних покриттів. – а 2014 07318; заявл. 01.07.2014; опубл. 10.06.2016, Бюл. №11.
11. Lysenko V., Mali V., Anisimov A. Microhardness of Ceramics Obtained by Different Methods from Nanopowders of Different Oxides. *Athens Journal of Sciences*. 2014. Vol. 1. P. 269–280. doi: 10.30958/ajs.1-4-4.
12. Shackelford J., Han Y., Kim S., Kwon S. *CRC materials science and engineering handbook* 4th Edition. CRC press, 2015. 644 p. doi:10.1201/9781420038408.
13. Dubovoj A.N., Prokudin S.A., Karpechenko A.A. Manufacture of coatings with mixed compositions by means of powder arc spraying using a facility developed specifically for this purpose. *Thermal spray bulletin*. 2013. Vol. 2. P. 102–107.

References (transliterated)

1. Huang J., Liu Y., Yuan J., Li H. Al/ Al_2O_3 Composite Coating Deposited by Flame Spraying for Marine Applications: Alumina Skeleton Enhances Anti-Corrosion and Wear Performances. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2014, Vol. 23, pp. 676–683, doi: 10.1007/s11666-014-0056-7.
2. Cao Y., Huang C., Liu W., Zhang W., Du L. Effects of Boron Carbide Content on the Microstructure and Properties of Atmospheric Plasma-Sprayed NiCoCrAlY/ Al_2O_3 -B₄C Composite Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2014, Vol. 23, pp. 716-724, doi:10.1007/s11666-014-0061-x.
3. Bai M., Song B., Reddy L., Hussain T. Preparation of MCrAlY- Al_2O_3 Composite Coatings with Enhanced Oxidation Resistance through a Novel Powder Manufacturing Process. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2019, Vol. 28, pp. 433–443, doi: 10.1007/s11666-019-00830-y.
4. Zhang L., Yang S., Lv X., Jie X. Wear and Corrosion Resistance of Cold-Sprayed Cu-Based Composite Coatings on Magnesium Substrate. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2019, Vol 28, pp. 1212–1224, doi: 10.1007/s11666-019-00887-9.
5. Winnicki M., Małachowska A., Piwowarczyk T., Rutkowska-Gorczyca M., Ambroziak A. The bond strength of Al+ Al_2O_3 cermet coatings deposited by low-pressure cold spraying. *Surface and coatings technology*, 2016, Vol. 16, pp. 743–752, doi: 10.1016/j.acme.2016.04.014.
6. Wang J., Wang G., Liu J., Zhang L., Wang W., Li Z. Microstructure of Ni-Al powders and Ni-Al composite coatings prepared by twin-wire arc spraying. *International*

- Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2016, Vol. 23, pp. 810–818, doi: 10.1007/s12613-016-1295-z.
7. Cheng J., Ge Y., Wang B., Zhang L., Hu X., Hong S., Liang X., Zhang X. Microstructure and Tribocorrosion Behavior of Al₂O₃/Al Composite Coatings: Role of Al₂O₃ Addition. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2020, Vol. 29, pp. 1741–1751, doi: 10.1007/s11666-020-01062-1.
 8. Wielage B., Pokhmurska H., Student M., Gvozdeckii V., Stupnyckij T., Pokhmurskii V. Iron-based coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures. *Surface and coatings technology*, 2013, Vol. 27, pp. 27–35, doi: 10.1016/j.surfcoat.2012.12.013.
 9. Pohmurskiy V.I. Student M.M., Hvozdetzkyi V.M., Pokhmurskaia A.V. Poroshkovyie provoloki serii FMI dlya elektrodugovogo napyileniya pokrytiy [FMI series flux-cored wires for electric arc spraying]. *Avtomaticheskaya svarka [Automatic welding]*, 2011, no. 9, pp. 52–57.
 10. Dubovyi O.M., Karpechenko A.A., Bobrov M.M., Mazurenko A.O. Pat. 111760 Ukraine, MPK C23C 26/02, B05B 7/22, *Prystrii dlia elektroduhovoho napylennia kompozytsiinykh pokryttiv [Device for electric arc spraying of composite coatings]*, a 2014 07318; declared. 01.07.2014; publ. 10.06.2016, Bull. №11.
 11. Lysenko V., Mali V., Anisimov A. Microhardness of Ceramics Obtained by Different Methods from Nanopowders of Different Oxides, *Athens Journal of Sciences*, 2014, Vol. 1, p. 269–280, doi: 10.30958/ajs.1-4-4.
 12. Shackelford J., Han Y., Kim S., Kwon S. *CRC materials science and engineering handbook*, 2015, 644 p., doi: 10.1201/9781420038408.
 13. Dubovoj A.N., Prokudin, S.A., Karpechenko, A.A. Manufacture of coatings with mixed compositions by means of powder arc spraying using a facility developed specifically for this purpose. *Thermal spray bulletin*, 2013, Vol. 2, pp. 102–107.

Відомості про авторів (About authors)

Карпеченко Антон Анатолійович – кандидат технічних наук, доцент, Національний університет кораблебудування ім. адм. Макарова, доцент кафедри матеріалознавства і технології металів, м. Миколаїв, Україна; ORCID:0000-0002-7543-4159; e-mail: karpechenkoanton@gmail.com.

Anton Karpechenko – Candidate of Technical Sciences (Ph.D), Docent, Admiral Makarov National University of Shipbuilding, Docent of Department Material science and technology of metals, Mykolaiv, Ukraine; ORCID:0000-0002-7543-4159; e-mail: karpechenkoanton@gmail.com.

Бобров Максим Миколайович – кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, Національний університет кораблебудування ім. адм. Макарова, м. Миколаїв, Україна; ORCID: 0000-0002-9098-6912; e-mail: laborantmtm@gmail.com.

Maksym Bobrov - Candidate of Technical Sciences (Ph.D), Senior Research Fellow, Admiral Makarov National University of Shipbuilding, Mykolaiv, Ukraine; ORCID: 0000-0002-9098-6912; e-mail: laborantmtm@gmail.com.

Дубовий Олександр Миколайович – доктор технічних наук, професор, Національний університет кораблебудування ім. адм. Макарова, завідувач кафедри матеріалознавства і технології металів, м. Миколаїв, Україна; ORCID: 0000-0002-2843-1879; e-mail: oleksandr.dubovyj@nuos.edu.ua

Oleksander Dubovyy – Doctor of Technical Sciences, Professor, Admiral Makarov National University of Shipbuilding, Head of the Department of Materials science and technology of metals, Mykolaiv, Ukraine; ORCID: 0000-0002-2843-1879; e-mail: oleksandr.dubovyj@nuos.edu.ua

Макруха Тетяна Олександрівна – кандидат технічних наук, провідний фахівець кафедри матеріалознавства і технології металів, Національний університет кораблебудування ім. адм. Макарова, м. Миколаїв, Україна; ORCID: 0000-0001-8841-1688; e-mail: tmakruha@gmail.com.

Tetiana Makruha - Candidate of Technical Sciences (Ph.D), Senior Specialist of Department Materials science and technology of metals, Mykolaiv, Ukraine; ORCID: 0000-0001-8841-1688; e-mail: tmakruha@gmail.com.

Неделько Євген Юрійович – кандидат технічних наук, доцент, Національний університет кораблебудування ім. адм. Макарова, доцент, завідувач кафедри вищої математики, м. Миколаїв, Україна; ORCID:0000-0003-3557-3717; e-mail: enedelko52@gmail.com.

Yevhen Nedelko – Candidate of Technical Sciences (Ph.D), Docent, Admiral Makarov National University of Shipbuilding, Head of the Department of Higher Mathematics, Mykolaiv, Ukraine; ORCID: 0000-0003-3557-3717; e-mail: enedelko52@gmail.com.

Будь ласка посилайтесь на цю статтю наступним чином:

Карпеченко А. А., Бобров М. М., Дубовий О. М., Макруха Т. О., Неделько Є. Ю. Формування композиційних металокерамічних та металокарбідних електродугових покриттів. *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»*, Серія: Нові рішення в сучасних технологіях. Харків: НТУ «ХПІ». 2021. № 1 (7). С. 9-17. doi:10.20998/2413-4295.2021.01.02.

Please cite this article as:

Karpechenko A., Bobrov M., Dubovyy A., Makruha T. Nedelko E. Formation of composite metal-ceramic and metal-carbide electric arc sprayed coatings. *Bulletin of the National Technical University “KhPI”. Series: New solutions in modern technologies.* – Kharkiv: NTU “KhPI”, 2021, no. 1 (7), pp. 9-17, doi:10.20998/2413-4295.2021.01.02.

Пожадуйста ссылайтесь на эту статью следующим образом:

Карпеченко А. А., Бобров М. Н., Дубовой А. Н., Макруха Т. А., Неделько Е. Ю. Формирование композиционных металлокерамических и металлокарбидных электродуговых покрытий. *Вестник Национального технического университета «ХПИ»*, Серия: Новые решения в современных технологиях. – Харьков: НТУ «ХПИ». 2021. № 1 (7). С. 9-17. doi:10.20998/2413-4295.2021.01.02.

АННОТАЦИЯ В работе исследована возможность формирования композиционных металлокерамических (Св-08Г2С-О- Al_2O_3) и металлокарбидных (Св-08Г2С-О-ТiС) электродуговых покрытий с применением упрочняющей фазы в виде частиц порошка. Для этого применяли модернизированный колпак распылительной головки металлатора ЭМ-14М оснащенный узлом бесперебойной подачи порошка. Получено лабораторную партию образцов на различных технологических режимах напыления. С помощью растрового электронного микроскопа исследована микроструктура сформированных покрытий. Установлено, что композиционные покрытия характеризуются чешуйчатым строением и достаточно низкой пористостью от 8 до 12% (в зависимости от режима напыления и содержания упрочняющей фазы), в структуре хорошо дифференцируются фазы, которые имеют различные оттенки. Идентификацию фаз осуществляли по показателям их микротвердости. Установлено, что микротвердость металлической матрицы (Св-08Г2С-О) составляет 1,8 ГПа, керамических частиц Al_2O_3 - 17,1 ГПа, частиц ТiС – 31,0 ГПа. Исследовано влияние технологических параметров напыления, а именно: силы тока, напряжения на дуге и расхода порошка на содержание упрочняющей фазы в структуре указанных композиционных электродуговых покрытий. Установлено, что при использовании максимальных значений технологических параметров (сила тока 160 А, напряжение 35 В и расход порошка 35 г/мин), обеспечивается получение максимального количества упрочняющей фазы в покрытиях: 10,3% Al_2O_3 в металлокерамических и 25,6% ТiС в металлокарбидных. Значительно большее максимальное содержание ТiС по сравнению с содержанием Al_2O_3 в композиционных покрытиях объясняется высокой плотностью карбида и, как следствие, повышенной скоростью данных частиц в высокотемпературной гетерофазной струе, а также лучшей его смачиваемостью жидким металлом. Проведены экспериментальные исследования влияния содержания упрочняющей фазы в композиционных покрытиях на их прочность сцепления с основой. Показано, что максимальное значение прочности сцепления металлокерамических покрытий составляет 30 МПа при содержании Al_2O_3 на уровне 8,7%. Что касается металлокарбидных покрытий, то максимальное значение прочности сцепления с основой составляет 32 МПа при содержании карбидной фазы 18,4 %. При этом прочность сцепления покрытия нанесенного по традиционной технологии из проволоки Св-08Г2С-О составляет 26 МПа. Повышение указанной характеристики для композиционных покрытий объясняется дополнительной активацией напыляемой поверхности нерасплавленными твердыми частицами Al_2O_3 и ТiС. Показано, что уменьшение прочности сцепления при повышении содержания Al_2O_3 до 10,3 % и ТiС до 25,2 % объясняется значительным снижением фактической площади контакта покрытия с основой.

Ключевые слова: электродуговое напыление; композиционные покрытия; оксид алюминия; карбид титана; прочность сцепления; микротвердость

Надійшла (received) 18.02.2021