

**В. Ю. Данільченко, О. М. Семирга (м. Київ)**

### **Фазовий склад твердосплавного електроіскрового покриття на підкладці з вуглецевої сталі**

*Рентгеноструктурним методом досліджено кількісний фазовий склад твердосплавного покриття, що сформувалося в процесі електроіскрової обробки сталі У8 з використанням легуючого електрода зі сплаву Т15К6. Показано, що кількісне співвідношення фазових складових покриття визначається дисоціацією карбіду WC на поверхні електрода і синтезом карбонітриду TiCN в міжелектродному проміжку за рахунок засвоєння азоту з повітря.*

**Ключові слова:** *структурно-фазовий стан, рентгенівська дифракція, електроіскрова обробка, карбід.*

Комплекс фізико-механічних властивостей електроіскрового покриття (ЕІП) і приповерхневих зміцнених шарів матеріалу підкладки визначається їхнім хімічним складом і структурно-фазовим станом. Багаторазовий імпульсний вплив електроіскрового розряду на матеріали електрода і підкладки призводить до складних механізмів електричної ерозії і масоперенесення між анодом і катодом. У результаті ерозії матеріал анода потрапляє в канал розряду і міжелектродний проміжок у вигляді частинок, що перебувають у паровій, рідкокрапельній і твердій фазах. Ці частинки бомбардують підкладку і беруть участь у формуванні ЕІП, легуванні і зміцненні її приповерхневих шарів [1—3]. Такий інтенсивний вплив здатний викликати істотний перерозподіл хімічних елементів у покритті і приповерхневих шарах підкладки та змінити їхній структурно-фазовий стан.

Обґрунтований вибір оптимальних режимів електроіскрової обробки (ЕІО) металічних матеріалів пов'язаний з використанням фундаментальних залежностей формування структурно-фазового складу в матеріалах легуючого електрода, покриття і підкладки. Внаслідок дії зазначених чинників кількісне співвідношення фазових складових, а значить, і комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей ЕІП можуть суттєво змінюватися [3—5]. У зв'язку з цим актуальним є дослідження кількісного фазового складу ЕІП на сталій підкладці.

Електроіскрову обробку сталі У8 проводили в повітряному середовищі на установці “Елітрон” за величини електричного струму 0,3—2,8 А та часу обробки 1—5 хв. Матеріалом легуючого електрода вибрали твердий сплав Т15К6, який широко використовують при нанесенні покриттів з метою поліпшення зносостійкості готових деталей, зміцнення деталей зі сталей, підвищення ресурсу різального інструменту тощо. Фазовий аналіз виконували рентгенівським методом на дифрактометрі “ДРОН-3” у випромінюванні кобальтового або залізного анода. Кількість фазових складових вимірювали за інтенсивністю дифракційних рефлексів із урахуванням фактора повторюваності відповідних кристалографічних площин ґраток фазових складових і

коефіцієнтів поглинання рентгенівського випромінювання різними елементами [6, 7]. Розрахунок фазового складу вихідного електрода Т15К6 з рентгенівських даних показав, що електрод містив (в % (за масою)) 79 WC, 15 TiC, 6 Co.

Фазовий склад електрода і покриття істотно відрізнялися. Про зміну фазового складу матеріалу електрода в процесі його ерозії і наступного осадження на підкладці повідомлялося в літературі і раніше [2—4]. На рис. 1 приведено кількісне співвідношення фазових складових покриття. Для отримання покриття були вибрані досліджені раніше в роботі [8] режими нанесення, при яких в покритті були виявлені мінімальні значення коефіцієнта тертя і втрати маси.

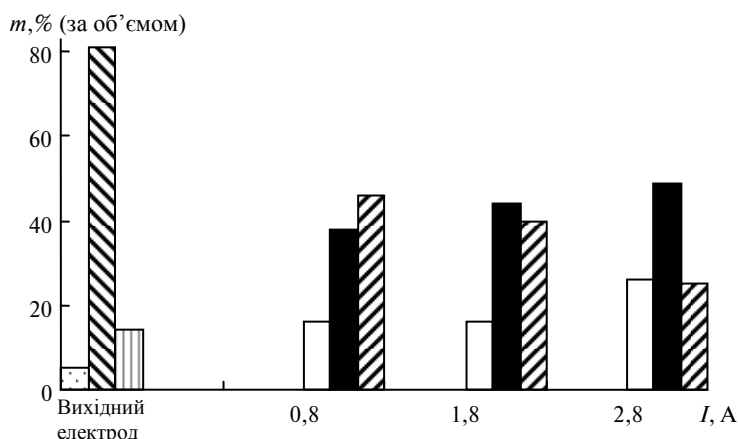


Рис. 1. Зміна об'ємної частки фазових складових в ЕПП залежно від величини електричного струму при обробці протягом 2 хв: □ — Co; ▨ — WC; ▤ — TiC; □ — TiN; ■ — W<sub>2</sub>C; ▩ — W.

У дифракційній картині покриття не були виявлені рефлекси від основної структурної складової електрода — карбіда WC, а також від пластичної фази — кобальту. Натомість на дифрактограмах спостерігались рефлекси від гексагональної ґратки карбіду W<sub>2</sub>C і ОЦК ґратки чистого вольфраму. Фіксували також слабкі рефлекси від карбіду швидкорізальної сталі Fe<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C і сліди оксидів. Найбільш інтенсивними рефлексами при рентгенографуванні поверхні покриття виявилися рефлекси TiC. Дифракційна картина містила також рефлекси від ГЦК ґратки аустеніту (γ-фаза), кількість якого була значно вищою, ніж у необробленій сталі У8 перед ЕЮ. Раніше було встановлено, що утворення вуглецевих γ-твердих розчинів характерно для ЕЮ сплавів заліза і сплавів кобальту [3, 9]. Крім того, фіксували рефлекси від ОЦК ґратки α-фази сталльної підкладки. Можливість спостереження рефлексів від γ- і α-фаз, що належали підкладці, пов'язана з малою товщиною і несучільністю покриття.

Через різницю в ерозійній здатності матеріалів електрода фазові складові покриття розподілялися по-різному на глибині, в якій формувалися відповідні дифракційні рефлекси. З цієї причини в даній роботі приведено вміст фазових складових без врахування розподілу їх по глибині проникнення первинного рентгенівського променя.

Фазовий склад покриття залежав від режиму ЕЮ. При збільшенні величини струму та часу нанесення вміст вольфраму збільшувався. Причиною цього може бути те, що під дією високих температур іскрового розряду карбід WC електрода дисоціював на карбід W<sub>2</sub>C і W з виділенням атомарного вуглецю.

Реакція дисоціації відбувалася вже на поверхні легуючого електрода. Дійсно, рентгенографічно на поверхні сплаву Т15К6 спостерігали утворення вольфраму під впливом електричного розряду. Частки, що потрапили в міжелектродний проміжок у результаті крихкого руйнування карбіду WC, очевидно, додатково дисоціювали і таким чином у ЕП вихідна карбідна фаза WC уже не виявлялася. Вольфрам при цьому накопичувався на електроді внаслідок того, що його ерозійна стійкість була вищою, ніж  $W_2C$ , TiC і Co [3]. Тому можна вважати, що при інтенсивних режимах дисоціація активніше проходить вже на самому електроді. Виміри фазового складу покриття після механічного шліфування показали збільшення вмісту  $W_2C$  на певній глибині (рис. 2), що підтверджує висновок про більшу ерозійну здатність сполуки  $W_2C$ . Одночасне зменшення вмісту вольфраму свідчить про можливість його додаткової карбідизації за рахунок висхідної дифузії вуглецю з глибших шарів сталеної підкладки. В свою чергу дифузія вольфраму з покриття в приповерхневі шари підкладки за умови висхідної дифузії вуглецю зумовила утворення карбіду  $Fe_3W_3C$ , що додатково зміцнював підкладку.

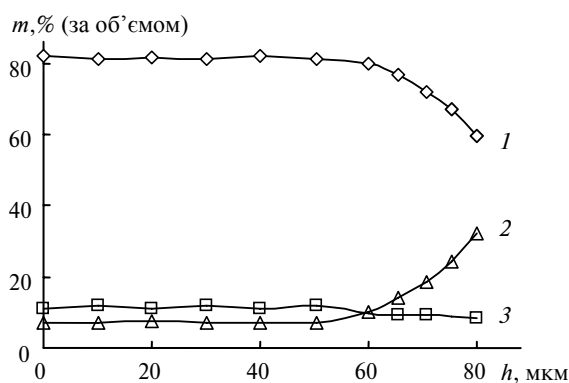


Рис. 2. Зміна об'ємної частки фазових складових залежно від глибини ЕП: 1 — W; 2 —  $W_2C$ ; 3 — TiCN.

Відсутність рефлексів кобальту при рентгенографуванні поверхні ЕП вказувала на те, що кобальт, перенесений з електрода на підкладку, здатний при взаємодії компонентів у рідкій фазі практично цілком розчинитися в залізі внаслідок можливості утворення при високих температурах в системі  $Fe_\gamma$ —Co необмежених твердих розчинів, а також розчинитися у вольфрамі, що вивільнився в результаті дисоціації вихідного карбіду WC. Цей експериментальний факт показав доцільність застосування в легуючому електроді в якості пластичної фази таких металів, які у процесі формування покриття при високих температурах частково розчиняються в  $\gamma$ -залізі і внаслідок цього не створюють додаткових залишкових напруг в ЕП. Цим вимогам задовольняють такі метали, як нікель, кобальт і хром.

Параметр  $a_{TiCN}$  ГЦК ґратки сполуки TiC в електроді виявився рівним 0,4290 нм, тобто більшим за параметр цієї фази у ЕП. Наприклад, при режимі нанесення покриття  $I = 0,8$  А, 2 хв параметр  $a_{TiCN}$  був рівним 0,4254 нм, а при  $I = 2,8$  А, 2 хв він збільшувався до 0,4270 нм. Механічне шліфування і хімічне травлення показали, що величина  $a_{TiCN}$  додатково зменшувалася по глибині покриття (рис. 3).

Зменшення параметру  $a_{TiCN}$  в ЕП пов'язане з азотуванням сполуки TiC у каналі розряду в процесі масоперенесення між електродами. У каналі розряду атмосферний молекулярний азот розпадався на атомарний, який мав високу

реакційну здатність. Очевидно, за певних умов може утворитися азотна плазма з іонами азоту, що мають більшу реакційну здатність. Тому вільний титан як продукт часткової дисоціації TiC може вступати в реакцію з азотом і утворювати нітрид титану TiN. Крім цього, азот при високих температурах і тисках у каналі розряду здатний взаємодіяти з TiC, частково заміщаючи вуглець з утворенням у ЕП твердих розчинів TiCN. Така можливість з'являється у зв'язку з термодинамічною вигідністю утворення TiN порівняно з TiC (теплота утворення TiC і TiN при температурах 1115—1500 °С відповідно дорівнює -44,6 і -80,9 ккал/моль [10]).

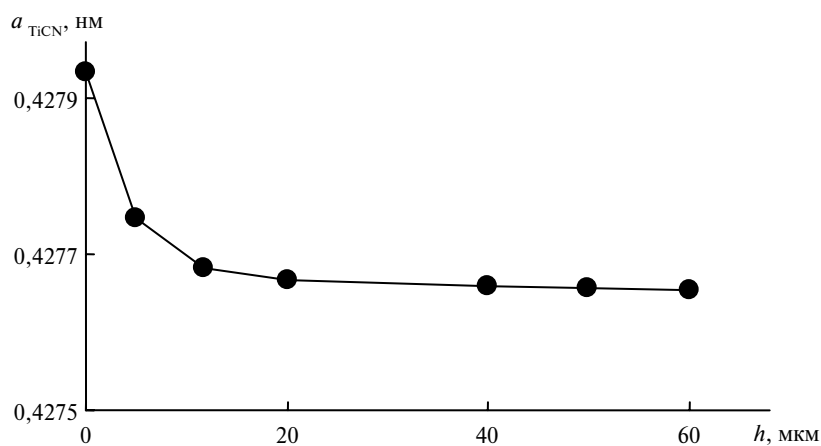


Рис. 3. Зміна параметру ґратки  $a_{TiCN}$  по глибині ЕП.

Сполуки TiC і TiN утворюють неперервний ряд твердих розчинів і зміна параметра кристалічної ґратки практично відповідає правилу Вегарда. За величиною зменшення  $a_{TiCN}$  можна визначити кількість вуглецю чи азоту в карбонітриді TiCN. При величині електричного струму розряду рівній 2,5—2,8 А частка TiN в карбонітриді досягала 70—80 %.

Іншою причиною зменшення  $a_{TiCN}$  у ЕП є дефектність ґратки TiC по вуглецю. Карбід  $TiC_x$  існує в достатньо широкому інтервалі гомогенних твердих розчинів  $1 > x > 0,5$ . При цьому металічна ґратка виявляється завжди комплектною, а дефектність вуглецевої підґратки в значних межах може мінятися при технологічному процесі виготовлення і компактування порошків карбиду титану. З ростом дефектності по вуглецю параметр  $a_{TiCN}$  зменшується. Тому можна припустити, що менша величина  $a_{TiCN}$  в матеріалі вихідного легуючого електрода пов'язана з дефектністю вуглецевої підґратки.

Формування нітридів і карбонітридів на базі карбиду титану в ЕП слід вважати корисним явищем у зв'язку з тим, що в порівнянні з карбідом вони мають менший коефіцієнт тертя по сплавах на основі заліза і вищу стійкість до стирання.

Таким чином, фазовий склад ЕП і приповерхневих шарів сталльної підкладки визначався дисоціацією карбиду WC на поверхні легуючого електрода T15K6 на складові  $W_2C$  і W та їх подальшою ерозією, взаємодією продуктів ерозії з елементами міжелектродного середовища, взаємною дифузією елементів покриття і підкладки, формуванням карбонітриду титану, а також висхідною дифузією вуглецю із приповерхневих шарів підкладки.

1. Самсонов Г. В., Верхотуров А. Д., Бовкун Г. А., Сычев В. С. Электроискровое легирование металлических поверхностей. — Киев: Наук. думка, 1976. — 219 с.
2. Гитлевич А. Е., Михайлов В. В., Парканский Н. Я., Ревуцкий В. М. Электроискровое легирование металлических поверхностей. — Кишинев: Штиинца, 1985. — 196 с.
3. Коваленко В. С., Верхотуров А. Д., Головки Л. Ф., Подчерняева И. А. Лазерное и электроэрозионное упрочнение материалов. — М.: Наука, 1986. — 376 с.
4. Паустовский А. В., Ботвинко В. П. Фазовый состав поверхностных слоев быстрорежущей стали после электроискрового легирования и лазерной обработки // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2000. — № 1. — С. 83—86.
5. Данільченко В. Ю., Семирга О. М. Закономірності формування твердосплавних електроіскрових покриттів на сталій підкладці // Сверхтв. материалы. — 2005. — № 3. — С. 57—62.
6. Русаков А. А. Рентгенография металлов. — М.: Атомиздат, 1977. — 479 с.
7. Миркин Л. И. Справочник по рентгеноструктурному анализу. — М.: Гос. изд-во. физ.-мат. лит., 1961. — 863 с.
8. Бондар В. Й., Губін Ю. В., Данільченко В. Ю. та ін. Залишкові напруження у фазових складниках електроіскрового покриття з карбідів вольфраму і титану // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2005. — № 5. — С. 115—118.
9. Babkevich A. Yu., Bondar V. I., Danilchenko V. E. Effect of aging on the structure of spark erosion treated surface of cobalt // Zeitschrift für Metallkunde. — 1997. — **88**. — P. 489—492.
10. Самсонов Г. В., Виницкий И. М. Тугоплавкие соединения. — М.: Металлургия, 1976. — 558 с.

Ін-т металофізики

Поступила 03.12.07

ім. Г. В. Курдюмова НАН України