

## УТВОРЕННЯ НАНОСТРУКТУРНИХ КАРБІДНИХ ПОКРИТТІВ НА КОНСТРУКЦІЙНИХ ПОВЕРХНЯХ ІЗ ПРОДУКТІВ ЕЛЕКТРОВИБУХОВОГО РУЙНУВАННЯ ТУГОПЛАВКИХ ПРОВІДНИКІВ

Л. З. Богуславський<sup>ID</sup>, А. В. Сінчук<sup>ID</sup>, Н. С. Назарова<sup>ID</sup>, Ю. О. Адамчук<sup>ID</sup>, С. В. Чушак<sup>ID</sup>

*Інститут імпульсних процесів і технологій НАН України,  
просп. Богоявленський, 43-А, Миколаїв, 54018, Україна*

(Отримано 27 червня 2019 р.; прийнято до друку — 12 червня 2020 р.; опубліковано онлайн — 02 вересня 2020 р.)

Здійснено серію електричних вибухів одинарних дротів і банчів з міді, титану і вольфраму в пропан-бутані та проаналізовано відповідні часові залежності напруги і струму. Продукти електровибуху рефракторних Ti і W і їхньої хімічної взаємодії з вуглецем, нанесені у вигляді покриття на конструкційну поверхню, досліджено засобами оптичної і сканувальної електронної мікроскопії та рентгенівської дифрактометрії. Процес резистивного нагрівання Cu характеризується різким, а, головне, монотонним зростанням напруги до пікового значення, тоді як криві напруги Ti і W позначаються утворенням плоского плато, за яким іде дещо нижчий порівняно з Cu пік перенапруги. Зазначені особливості пояснюються відмінністю питомого опору й температурних коефіцієнтів опору в рідкому стані для рефракторних провідників і високопровідної міді. Відносно товсті банчі досліджених металів (скрутки дротів діаметром 0,3 мм) вибухають за умови енергетичного осадження, що не перевищує енергію сублімації провідників, з утворенням мікрокапель рідкого металу та агломерованих сферичних часток розміром менше 100 нм. Підвищення енергії, введеної в Ti і W на стадії резистивного нагрівання, яке можна реалізувати або через зміну параметрів електричного кола, або підриванням провідників, ізольованих діелектричним лаком, сприятливе для утворення карбідів, зокрема стабілізованих високотемпературних карбідних фаз у складі покриттів, зменшення середнього розміру частинок та згладжування поверхневого рельєфу покриттів. Показано, що приріст маси покриттів, утворених продуктами руйнування Ti і W за однакових режимів електровибуху й однакової геометрії провідників, визначається енергією сублімації та співвідношенням густини чистого металу й утворених ним карбідів.

**Ключові слова:** електричний вибух провідника, тугоплавкі метали, осаджена енергія, енергія сублімації, карбіди, покриття.

DOI: <https://doi.org/10.30970/jps.24.3501>

### I. ВСТУП

Цілком природно виглядають намагання дослідників і практиків використовувати в складі поверхневих покриттів карбіди Ti і W, які є тугоплавкими, твердими, мало змінюють свої властивості з підвищенням температури, стійкі до окиснення й мають низький коефіцієнт лінійного термічного розширення. Традиційно отримання таких покриттів відбувається двома етапами: спочатку окремо отримують порошки карбідів, бажано, нанорозмірні порошки, які потім наносять на конструкційні поверхні. Для цього можна використовувати такі способи: високотемпературний електрохімічний синтез з йонних розплавів, електронно-променевого наплавлення або найбільш комерційно значущий спосіб газоплазмового напилення [1].

Натомість електричний вибух провідника (ЕВП) в газоподібному середовищі, що містить вуглець, як про те свідчать ранні роботи [2, 3], є комбінованим процесом, де розпорошення металу супроводжується високотемпературним піролізом газу, а утворені активні атоми вуглецю беруть участь у синтезі хімічних сполук із металом провідника. Перетворення матеріалу провідника здійснюється в екстремальних нерівноважних умовах, пов'язаних зі швидкісним нагріванням металу, йонізацією, дією електромагнітних полів, швидкісними хімічними реакціями, швидкісним

охладженням продуктів хімічної взаємодії. Значна кількість виконаних на сучасному технічному рівні робіт (наприклад, [4–6]) показує, що такі умови синтезу делегують утвореним карбідам структуру і властивості, відмінні від структури і властивостей карбідів, отриманих іншими способами. Окрім того, швидкісний розліт продуктів синтезу й дія ударної хвилі забезпечують практично миттєве закріплення дисперсних карбідів на розташованих поблизу металевих поверхнях. Тобто ЕВП в органічному газі дає змогу поєднати в просторі і часі синтез карбідних фаз і їх нанесення на поверхню зміцнення.

Перші спроби нанесення твердосплавних покриттів через ЕВП були зроблені близько 50 років тому. Тоді підривали спеціально виготовлені з карбідів порошкові провідники або порошкові навіски карбідів. Перший варіант був використаний, наприклад, у роботі [7] для нанесення покриття з молібдену, а в роботі [8] — для нанесення покриття системи WC-Mo на деталі ткацького верстата й різальний інструмент. Другий варіант із підривом порошкових навісок Ta<sub>2</sub>C використовували автори [9]. Але отримання покриттів через електровибух металевих провідників в органічному газі ще потребує вивчення. Адже утворення хімічних сполук обмежується точно визначеним діапазоном термодинамічних параметрів: тиском, температурою, концентрацією продуктів дисоціації в газоподібній фазі, наявністю або відсутністю конденсова-



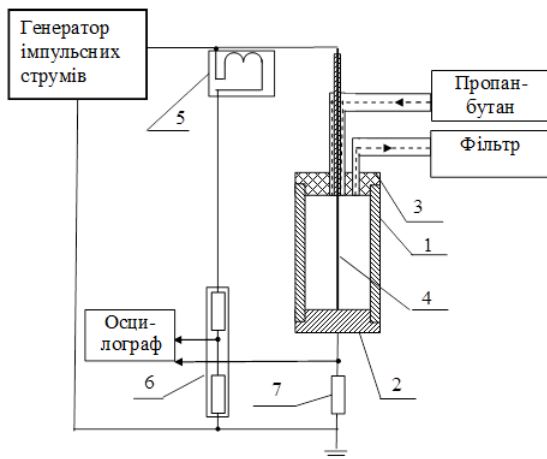


Рис. 1. Схема експериментального стенду: 1 — деталь для нанесення покриття; 2 — протиелектрод; 3 — ізоляційна кришка; 4 — металевий провідник; 5 — котушка компенсації; 6 — подільник напруги; 7 — шунт.

Fig. 1. Scheme of the experimental stand: 1 — part for coating; 2 — counter-electrode; 3 — insulating cover; 4 — metal conductor; 5 — compensation coil; 6 — voltage divider; 7 — shunt.

ної фази — охолоджених продуктів хімічного синтезу, частинок твердого вуглецю, залишкових частинок металу. Отже, карбідоутворення визначатиметься багатьма чинниками, але насамперед режимами вибуху, які забезпечують той чи інший фазовий стан продуктів руйнування провідника, і фізико-хімічними характеристиками рефракторних металів, як-от Ti і W.

Мета цієї роботи полягає в оцінці впливу режимів електричного вибуху провідних металів Ti і W в газі з умістом вуглецю на процеси утворення карбідних фаз та їх осадження на металевій поверхні.

## II. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Дослідження здійснено стосовно нанесення покриттів на внутрішні поверхні отворів. Структурну схему експериментального стенду для реалізації ЕВП, де джерелом енергії є високовольтний генератор імпульсних струмів з ємнісним накопичувачем, наведено на рис. 1.

Генератор підключено до електрода з коаксіальним отвором, крізь який вручну чи автоматично можна подавати в міжелектродний проміжок провідник будь-якої конфігурації (дріт прямий, скручений у спіраль, згорнута фольга), та протиелектрода, до якого дотикається провідник, провокуючи вибух. Підривали як поодинокі, так і зібрані в банч титанові та вольфрамові дроти різного діаметра, що мали довжину, тотожну величині міжелектродного проміжку, тобто 80 мм. Для порівняння з високопровідними матеріалами було також здійснено серію ЕВП мідних дротів. Усі вибухи реалізовано за початкової напруги  $U_0 = 8$  кВ і ємності конденсатора  $C = 50$  мкФ, що формують імпульс струму з накопиченою енергією

єю  $E_0 = 1.6$  кДж, та початкової напруги  $U_0 = 12$  кВ і ємності конденсатора  $C = 25$  мкФ, що відповідають накопиченій енергії  $E_0 = 1.8$  кДж. Для осадження синтезованих карбідних фаз на поверхню використовували алюмінієву профільну трубку з внутрішнім перерізом  $12 \times 12$  мм, умонтовану в ізоляційну кришку реактора. Внутрішню поверхню трубки очищали від бруду та жиру, але спеціальної попередньої підготовки поверхні, на кшталт полірування, як того потребують деякі інші способи нанесення покриттів, та підігрівання поверхні не здійснювали. Органічне газоподібне джерело вуглецю — пропан-бутан — та газоподібні продукти піролізу курсували через канали в ізоляційній кришці. Для контролю електричних характеристик розрядного кола застосовано подільник напруги та шунт, під'єднані до цифрового осцилографа Witting Technologies W2012, за допомогою якого реєстрували часові залежності напруги  $u(t)$  і струму  $i(t)$ . Активну компоненту струму вирізняли в умовах експерименту за рахунок компенсації індуктивного складника за допомогою котушки компенсації, виконаної у вигляді соленоїда і під'єднаної послідовно до подільника напруги в його високовольтне плече. Кількість витків визначала величину компенсаційної е.р.с., а контроль компенсації здійснювали коротким замкненням розрядного проміжку. Власний опір розрядного контуру становив 0.05 Ом, що істотно менше величини початкового опору провідника. Отже, електричну енергію  $E$ , введену в провідник на момент вибуху, розраховували за рівнянням:

$$E = \int_0^b u(t) \cdot i(t) dt,$$

де  $b$  — час резистивного нагрівання провідника, отожнений з піком перенапруги, с.

Мікроструктуру покриттів досліджували за допомогою оптичного металографічного мікроскопу «Аксіверт 200М МАТ» та електронного сканувального мікроскопа JSM-6700F. Для проведення рентгенофазового аналізу осаджених та залишкових продуктів ЕВП використано дифрактометр ДРОН-4-07 з мідним анодом (довжина хвилі  $\lambda = 1.54$  Å).

## III. ОТРИМАНІ РЕЗУЛЬТАТИ

Само собою явище ЕВП, яке можна реалізувати в різних середовищах, хоч і достатньо вивчене, досі все ще є предметом глибших досліджень [10, 11]. По суті, воно відображає різке розширення речовини в ході інтенсивного джоулевого нагрівання металу імпульсом електричного струму. У електротехнічній діагностиці воно виявляється в різкому зростанні омичного опору, в оптиці фіксується спалах світла. Загалом ЕВП — вельми складне фізичне явище, пов'язане з низкою послідовних принципових змін фізичного стану речовини провідника, який залежно від виділеної в провіднику енергії на момент втрати його цілісності

може бути рідким або газоподібним, з наступним електричним пробоем міжелектродного проміжку. Окрім того, як уже зазначалось, ЕВП в органічному газі під дією плазми розряду супроводжується високотемпературним піролізом з розкладанням на атомарний вуглець, який бере участь в утворенні хімічних сполук з металом провідника, та водень (або нижчі вуглеводні). Тож, коли йдеться про дисперсні, нанорозмірні продукти хімічних реакцій, логічно думати, що вони можуть утворюватися саме тоді, коли обидва реагуючі елементи перебувають у газоподібному стані, у якому швидкісна дифузія сприяє протіканню хімічних реакцій. Зокрема, утворення карбідних фаз із повністю газоподібних компонентів можливо за температур, що перевищують точку кипіння матеріалу провідника, яка дорівнює, відповідно, 3560 К для титану, 5933 К для вольфраму. За вищих температур можлива одночасна деструкція хімічних речовин, а за нижчих температур, що покривають діапазон рідкого і твердого стану провідника, швидкості хімічних реакцій малі. Отже, щоб перевести провідник, який вибухає, у газоподібний стан, необхідно в нього ввести електричну енергію  $E$ , що як мінімум дорівнює енергії сублімації  $E_c$ .

У табл. 1 наведено значення  $E_c$  для провідників із різних металів, а на рис. 2 — осцилограми, що відповідають електровибуху банчів (скрутка 3 дротів), здійсненому за однакових початкових напруг і ємності. Розглядаючи співвідношення  $E_0/E_c$ , яке приймає

значення 0,16 для Cu, 0,25 для W і 0,36 для Ti, можна констатувати, що на резистивне нагрівання банчів із тугоплавких металів порівняно з добре провідною міддю витрачається до 1,5–2 разів більше енергії  $E_0$ , накопиченої в конденсаторі. Сигнали струму й напруги для згаданих металів також відрізняються. Мідь — матеріал, який вибухає в одноразовому режимі, коли виміряні сигнали струму й напруги мають особливості, зумовлені швидким збільшенням опору провідника через повномасштабне випаровування на момент різкого піка  $u = 11$  кВ на кривій напруги й раптового обвалу струму. Часові залежності напруги титанового й вольфрамового провідника відрізняються від мідного: для рефракторних металів характерна наявність плато на кривій напруги ( $u = 5.5$  кВ для Ti і  $u = 2$  кВ для W), що характеризує перебування провідника в рідкому стані, і нижчий, порівняно з міддю, пік перенапруги — 9 кВ для Ti і  $u = 7$  кВ для W. Така відмінність пояснюється різницею питомих опорів і температурних коефіцієнтів опору згаданих металів у рідкому стані. Зокрема, для Ti розрахунок показує, що на початок плавлення його питомий опір і питомий опір Cu становить, відповідно, 1,56 мкОм·м і 0,1 мкОм·м. На початок випаровування питомий опір Cu збільшується майже в 2,5 рази, сягаючи 0,26 мкОм·м, а от питомий опір Ti лишається незмінним, що позначається утворенням плоского плато на часовій залежності напруги.

Матеріал	Cu	Ti	W
Маса одинарного дроту діаметром 0.3 мм, г	0.05	0.05	0.22
$E_c$ одинарного дроту, Дж	270.2	300	1144.2
Маса банчу дротів, г	0.15	0.075	0.66
$E_c$ банчу, Дж	810.6	900	3432.6

Таблиця 1. Енергія сублімації провідників  
Table 1. Sublimation energy of conductors

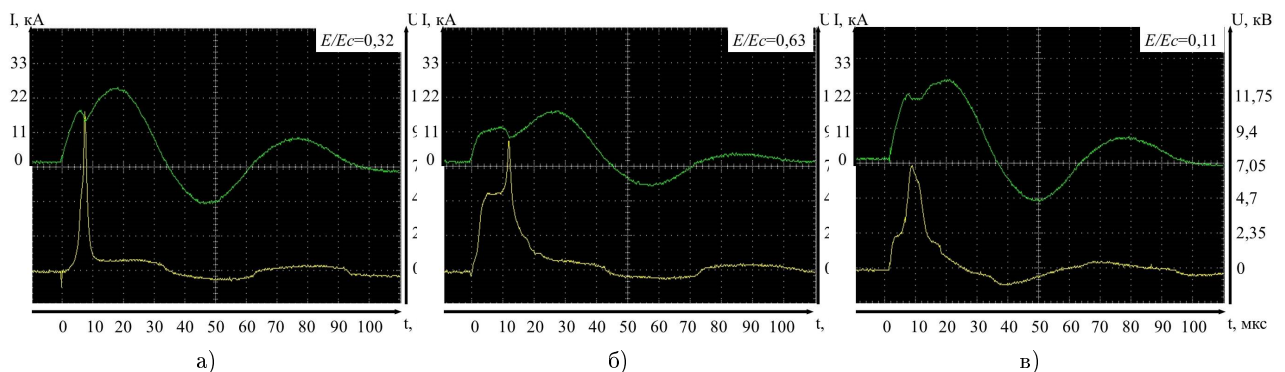


Рис. 2. Осцилограми електровибуху банчів, які складаються з 3 дротів діаметром 0.3 мм ( $E_0 = 1.6$  кДж):  
а — Cu; б — Ti; в — W

Fig. 2. Oscillograms of electroexplosion of bunches, which consist of 3 wires with a diameter of 0.3 mm ( $E_0 = 1.6$  kJ):  
а — Cu; б — Ti; в — W

Характеризуючи часову залежність струму, можна бачити, що за піком перенапруги для всіх провідників струм різко зростає, позначаючи дугову стадію розряду, а після зриву напруги має звичну форму синусоїди, що загасає. Наявність дугової стадії ЕВП для всіх металів, включно з міддю, найімовірніше пояснюється неоднорідністю нагрівання відносно товстих, порівняно з одинарними провідниками, банчів, що провокує першочергове випаровування поверхневих шарів і розвиток поверхневого розряду. Стосовно титанових і вольфрамових провідників може спрацювати також розвинена поверхнева електронна емісія, завдяки якій дугова стадія починає розвиватися, коли рефракторні метали перебувають ще в рідкому, іноді навіть у твердому, стані. І, оскільки струм тече по поверхневих парах, резистивне нагрівання серцевини припиняється, а подальше випаровування повністю контролюється взаємодією гарячої дуги з холоднішим ядром провідника. Такий сценарій ЕВП для Ті експе-

риментально підтверджено роботами [12–13], а для W, на основі якого виконуються дровові збірки Z-пінча, роботами [14–15]. Отже, у метали рефракторної групи, куди належать Ti і W, вкрай складно ввести енергію, достатню для випаровування провідника, через розвинену електронну емісію з поверхні провідника і завчасний початок дугової стадії. За малої кількості введеної енергії, якої не вистачає, щоб розплавити провідник, його серцевина лишатиметься у твердому стані або частково розпадатиметься, на проміжному рівні (більше, ніж енергія плавлення, але менше, ніж енергія випаровування) — розпадатиметься на мікрокраплі гарячої рідини або кластери субмікронного розміру. Зазначені на рис. 2 величини введеної енергії  $E < E_c$  вказують, що продуктами розпаду мідних, титанових і вольфрамових банчів, напевно, є мікрокраплі розплаву, а продуктами хімічних реакцій — карбіди тотожного розміру чи композити з карбідною поверхнею й металевим осердям.

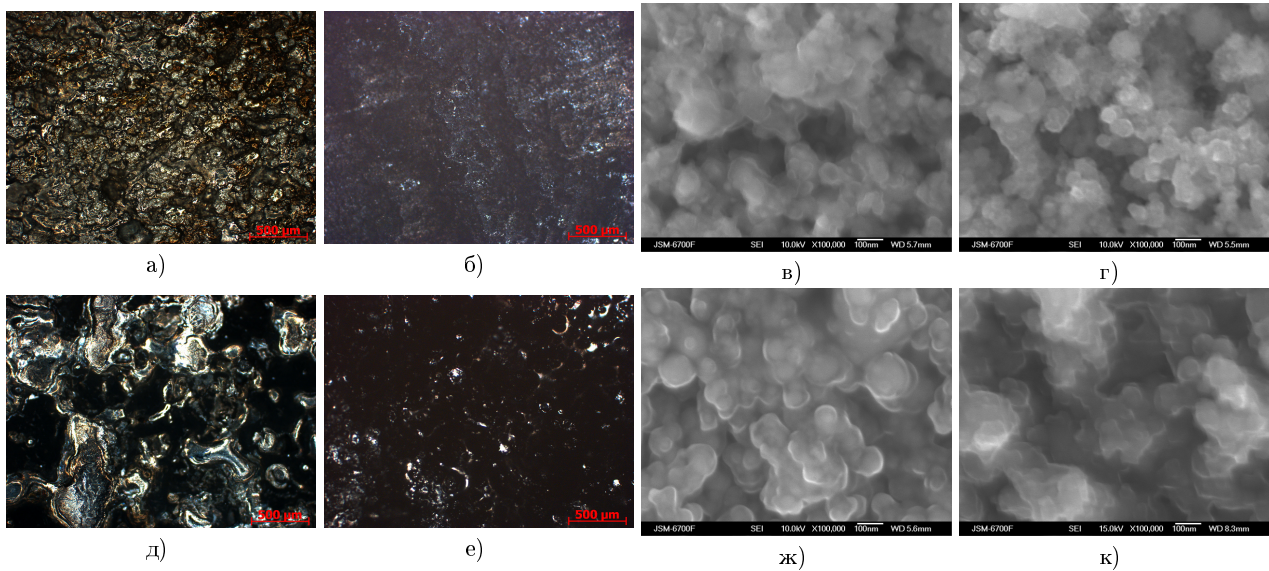


Рис. 3. Структура покриттів, отриманих ЕВП: а, б, в, г — W (банч із 3 дротів діаметром 0,3 мм); д, е, ж, к — Ti (одинарний дріт діаметром 0,9 мм); а, б, д, е — оптична мікроскопія; в, г, д, к — електронна сканувальна мікроскопія; а, д, в, ж —  $E_0 = 1.6$  кДж; б, е, г, к —  $E_0 = 1.8$  кДж

Fig. 3. The structure of the coatings obtained by the electric explosion of the conductor: а, б, в, г — W (bunch of 3 wires with a diameter of 0.3 mm); д, е, ж, к — Ti (single wire with a diameter of 0.9 mm); а, б, д, е — optical microscopy; в, г, д, к — scanning electron microscopy; а, д, в, ж —  $E_0 = 1.6$  kJ; б, е, г, к —  $E_0 = 1.8$  kJ

Для реалізації режимів ЕВП з повнішим випаровуванням тугоплавкі дроти Ti і W підривали за збільшеної енергії, накопиченої конденсатором. Аналіз структури отриманих покриттів (рис. 3) свідчить, що навіть незначне збільшення енергії, введеної в провідник на стадії резистивного нагрівання, змінює морфологію поверхні. Сформовані низькоенергетичним ЕВП крупні краплі розплаву, що виявляються під оптичним мікроскопом металевим блиском (особливо це добре видно на рис. 3д), із підвищенням введеної енергії зменшуються в розмірах та змішуються з тьмянішими карбідними фазами, кількість яких зростає. Підвищення енергетики ЕВП також збільшува-

ло швидкість розширення продуктів вибуху, що сприяло зменшенню середнього розміру частинок зруйнованого провідника та згладжуванню поверхневого рельєфу.

Дослідження покриттів засобами електронної мікроскопії виявляє сферичну форму і гладку поверхню часток, що їх утворюють. Поруч із мікронною фракцією є велика кількість часток, розміром менше 100 нм. Дрібні частки мають схильність осідати на більших з утворенням окремих агломератів, але всі частки, незалежно від розміру, сферичні, що вказує на проходження провідника через рідкий стан і дію сил поверхневого натягу.

Ще одним способом підвищення виділеної в провіднику енергії є його покриття діелектричною речовиною, що стримує розвиток електронної емісії з поверхні та відтерміновуватиме пік перенапруги, як зазначено в праці [16]. Для перевірки цього способу покривали діелектричним лаком і пропускали імпульс струму через одинарні титанові й вольфрамові

провідники діаметром 0.3 мм. За даними рис. 4а,б, можна бачити, що це, справді, сприяло підвищенню піка перенапруги, сили струму та, загалом, уведеної в провідник енергії на стадії резистивного нагрівання до рівня  $E/E_c = 0.26$  (для вольфраму). Струм дуги за наявності ізоляційного покриття на провіднику також посилювався.

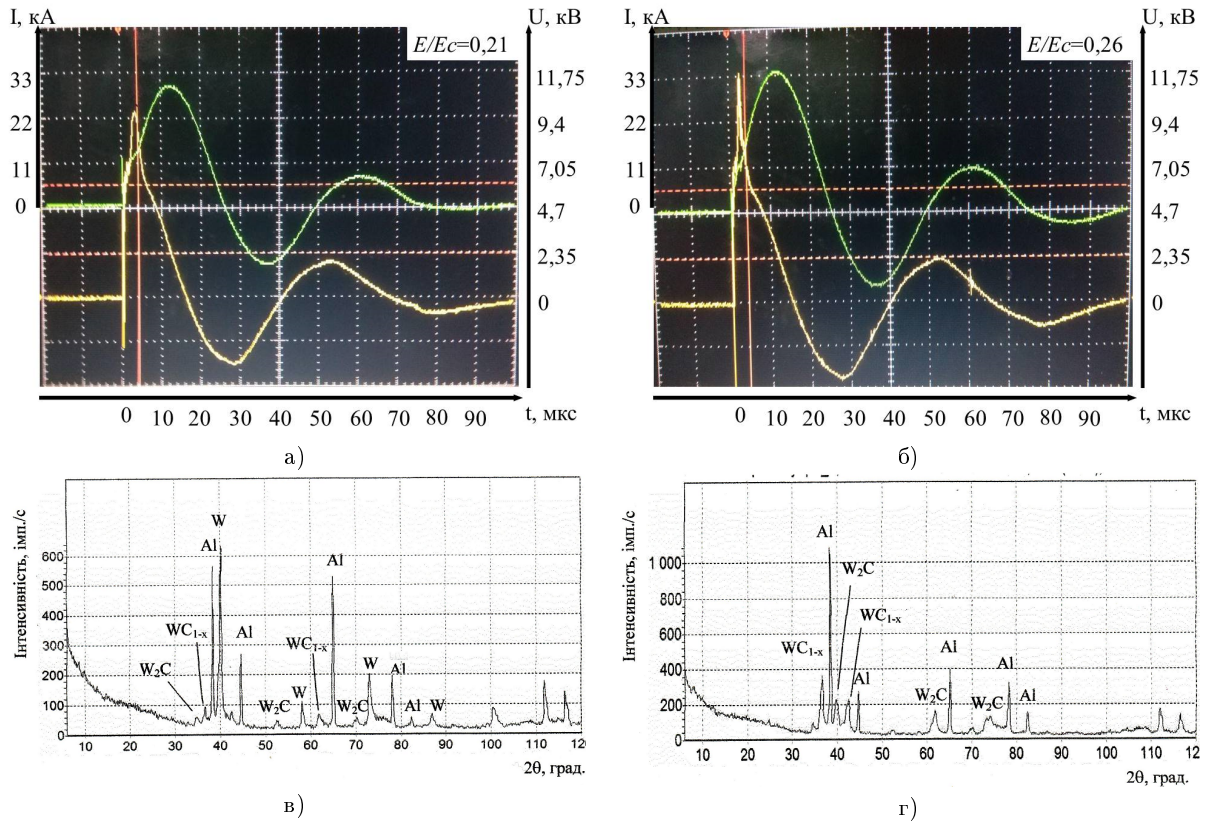


Рис. 4. Наслідки впливу ізоляційного покриття вольфрамового провідника діаметром 0.3 мм: а, б — осцилограми ЕВП ( $E_0 = 1.8$  кДж); в, г — дифрактограми утвореного покриття; а, в — вибух без покриття; б, г — вибух провідника, покритого лаком

Fig. 4. Consequences of influence of an insulating cover of a tungsten conductor with a diameter of 0.3 mm: а, б — oscillograms of the electric explosion of the conductor ( $E_0 = 1.8$  kJ); в, г — diffraction patterns of the formed coating; а, в — explosion without cover; б, г — explosion of the conductor covered with varnish

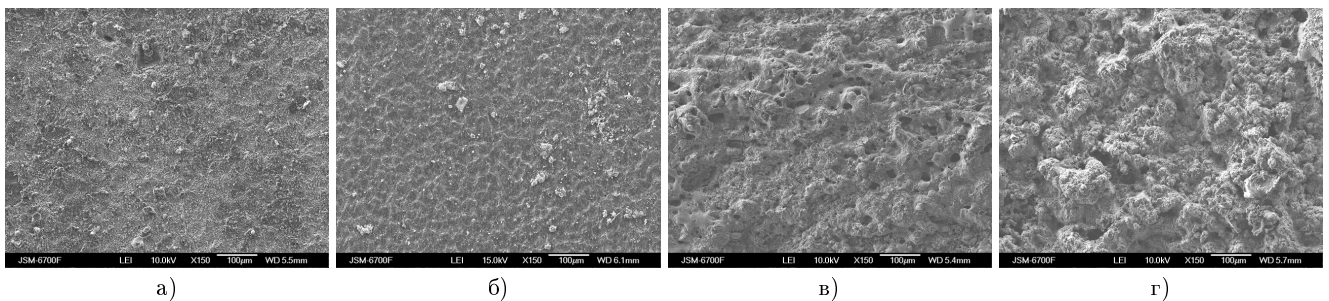


Рис. 5. Процес росту покриття, утвореного електровибухом дротів W діаметром 0.3 мм ( $E_0 = 1.8$  кДж): а — вибух одинарного провідника; б — банч із 2 дротів; в — послідовні вибухи 3 банчів; г — послідовні вибухи 6 банчів

Fig. 5. The process of growth of the coating formed by the electric explosion of W wires with a diameter of 0.3 mm ( $E_0 = 1.8$  kJ): а — explosion of a single conductor; б — bunch of 2 wires; в — consecutive explosions of 3 bunches; г — consecutive explosions of 6 bunches

Дослідження фазового складу покриттів, які складаються з продуктів електричного вибуху вольфрамових провідників у пропані, показало, що вони містять карбідні фази WC ( $WC_{1-x}$ ) і  $W_2C$ , а також металічний W (рис. 4в,г). Слідів окису вольфраму не знайдено. Примітно, що карбід  $W_2C$ , який у звичайних умовах є тільки в ділянці високих температур, починаючи з  $1247^\circ C$ , наявний у покриттях у кількості, достатній для рентгенівської ідентифікації. Вочевидь, поліморфні метали в умовах ЕВП завдяки швидкому охолодженню рідкофазних продуктів стабілізуються з утворенням високотемпературних модифікацій. Зі збільшенням уведеної енергії (за рахунок діелектричного покриття провідника) вміст осаджених на поверхні алюмінієвого зразка карбідів, зокрема метастабільних високотемпературних карбідів вольфраму, збільшується, а кількість металічного W зменшується до ледь помітних слідів.

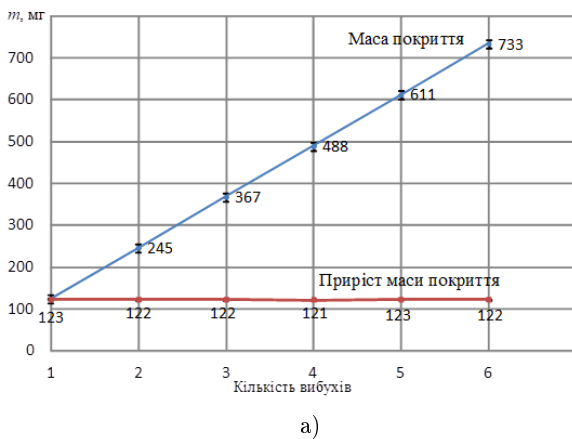


Рис. 5 дає змогу наочно простежити, як проходить напашування продуктів ЕВП на поверхню із збільшенням кількості вибухів (кількості зірваних провідників), а рис. 6 дає кількісну оцінку цього процесу. Можна стверджувати, що спостерігається майже лінійна залежність маси одержаного покриття від кількості вибухів, оскільки стандартне відхилення не перевищує 1% для Ti та 2% для W. З погляду швидкісного нарощування маси покриття, звісно, вигідно підиривати не поодинокі провідники, а банчі. Це призводитиме до зменшення осадженої енергії, збільшення розмірів часток, що розлітаються, та кількості чистого металу в складі покриття. Тому з погляду фазового складу і наноструктурованості покриття, потрібно шукати розумний компроміс між продуктивністю й режимами ЕВП, які забезпечують максимальний, бажано, 100%ий вміст твердих дисперсних карбідів у покритті.

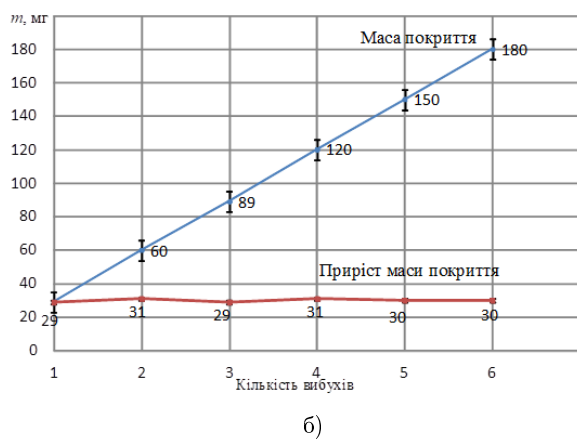


Рис. 6. Динаміка збільшення маси покриття ( $E_0 = 1.8$  кДж): а — електричний вибух одиничних дротів Ti діаметром 0.9 мм; б — електричний вибух банчів з 2 дротів W

Fig. 6. Dynamics of increase in the mass of the coating ( $E_0 = 1.8$  kJ): а — electric explosion of single Ti wires with a diameter of 0.9 mm; б — electric explosion of bunches of 2 W wires

Маса дроту, що вибухає, г	Середній приріст маси покриття за 1 вибух, г (%)	Маса порошку, г	Густина металу дроту, г/см <sup>3</sup>	Густина карбїду, г/см <sup>3</sup>
Титан				
0.23	0.122 (53)	0.108	4.505	4.93 (TiC)
Вольфрам				
0.22	0.03 (13)	0.19	19.3	15.63 (WC) 17.2 (W <sub>2</sub> C)

Таблиця 2. Баланс маси ЕВП, розрахований за даними рис. 6

Table 2. The mass balance of the electric explosion of the conductor, calculated according to Fig. 6

Варто зазначити, що під час ЕВП не всі продукти, утворені вибухом, піролізом і наступною хімічною взаємодією, осідають на конструкційній поверхні. На великих відстанях частина розплавлених продуктів провідника починає тверднути, не досягнувши поверхні, або осаджується на поверхні у вигляді твердих частинок, що мають низьку міцність зчеплення з

нею і відриваються від поверхні під дією ударної хвилі, спровокованої наступним вибухом. Такі продукти ЕВП осідають на дно реактора у вигляді порошку. В табл. 2 наведено розрахункові дані, які дають змогу оцінити розподіл маси цілісного провідника між продуктами вибуху, що утворюють покриття, і залишковим порошком. Це непряма оцінка. Наприклад, не

можна прямо стверджувати, що 53% маси підірваного провідника Ti осідає на конструкційній поверхні, тому що до складу покриття, окрім чистого металу, входять карбіди і, напевне, аморфний вуглець. Але порівняно з вибухом вольфрамового провідника приріст маси на підкладці внаслідок одиночного вибуху титанового дроту відбувається інтенсивніше, що можна пояснити осадженням на поверхні важчих, ніж металічний Ti, карбідних фаз. Відповідно, не можна безпосередньо говорити, що всі 13% маси підірваного дроту W осідають на підкладці, оскільки покриття формується чистим металом, карбідами та вуглецем. Але слабкий приріст маси покриття, значно менший, ніж у випадку з Ti, може пояснюватися, зокрема, осіданням на поверхні карбідів WC ( $WC_{1-x}$ ) і  $W_2C$ , які мають меншу густину, ніж металічний W.

#### IV. ВИСНОВКИ

1. Експериментальні дані роботи підтверджують можливість через ЕВП в органічному газі одночасно синтезувати й наносити на конструкційну поверхню карбідні фази Ti і W, утворені хімічною взаємодією продуктів вибуху металевих провідників і продуктів піролізу.

2. Утворення карбідів тугоплавких металів відбувається навіть за умов, коли введеної на стадії рези-

стивного нагрівання провідника енергії недостатньо для того, щоб перевести його повністю в газоподібний стан. Збільшення енергетичного осадження в провіднику до вибуху сприяє зростанню дисперсності структурних складиків покриття, підвищенню вмісту карбідів, зокрема стабілізованих високотемпературних карбідних фаз.

3. Покриття провідників Ti і W діелектричною речовиною, яка стримує поверхневу емісію електронів, є простим за реалізацією засобом інтенсифікації карбідоутворення в системі, особливо, коли відсутня технічна можливість збільшувати енергетичне осадження в провіднику через регулювання електричних параметрів кола.

4. За однакових досліджених режимів ЕВП й однакової геометрії провідників приріст маси покриття, утвореного продуктами вибуху титанового дроту в середньому в 4 рази переважає приріст маси покриття, утвореного продуктами вибуху вольфрамового дроту. Поясненням цього явища можуть бути не лише відмінності енергії сублимації для згаданої пари металів, а й співвідношення густин чистих металів й утворених ними карбідів: карбід TiC важчий від чистого Ti, а карбіди WC,  $W_2C$  мають меншу густину порівняно з чистим W.

5. Питання компромісної продуктивності нанесення карбідних покриттів способом ЕВП й мінімізації втрат, не нанесених на поверхню продуктів вибуху, ще потребують вирішення.

- 
- [1] В. Е. Панин, В. П. Сергеев, А. В. Панин, *Наноструктурирование поверхностей слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий* (Изд-во Томского политех. ун-та, Томск, 2010).
- [2] R. L. Johnson, B. Siegel, J. Electrochem. Soc. **155**, 24 (1968); <https://doi.org/10.1149/1.2410993>.
- [3] E. Cook, B. Siegel, J. Inorg. Nucl. Chem. **30**, 1699 (1968); [https://doi.org/10.1016/0022-1902\(68\)80341-0](https://doi.org/10.1016/0022-1902(68)80341-0).
- [4] B. Debalina, M. Kamaraj, B. Murthy, S. Chakravarthi, R. Sarathi, J. Alloys Comp. **496**, 122 (2010); <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.01.140>.
- [5] А. П. Ильин, О. Б. Назаренко, Д. В. Тихонов, Вестн. науки Сибири **3**(4), 80 (2012).
- [6] R. Sarathi *et al.*, IEEE Transact. Plasma Sci. **43**, 3470 (2015); <https://doi.org/10.1109/TPS.2015.2426019>.
- [7] Y. Mihashi, H. Ito, K. Kase, M. Kawamura, J. Metal Finish. Soc. Jpn **26**, 164 (1975); <https://doi.org/10.4139/sfj1950.26.164>.
- [8] А. А. Дерibas, В. П. Шаков, Б. М. Крейчман, В. С. Таран, В. Н. Филимоненко, Физ. горения взрыва **2**, 110 (1981).
- [9] H. Tamura, M. Konoue, A. B. Sawaoka, J. Therm. Spray Technol. **6**, 463 (1997); <https://doi.org/10.1007/s11666-997-0032-6>.
- [10] Н. И. Кускова, В. Ю. Бакларь, В. И. Гордиенко, С. А. Хайнацкий, Электрон. обработка материалов **1**, 44 (2008).
- [11] В. Ю. Бакларь, А. Ю. Терехов, Н. И. Кускова, Электрон. обработка материалов **47**, 29 (2011).
- [12] X. B. Zou, Z. G. Mao, X. X. Wang, W. H. Jiang, Europhys. Lett. **97**, 35004 (2012); <https://doi.org/10.1209/0295-5075/97/35004>.
- [13] A. S. Zhigalin *et al.*, J. Phys. Conf. Ser. **552**, 012027 (2014); <https://doi.org/10.1088/1742-6596/552/1/012027>.
- [14] G. S. Sarkisov *et al.*, J. Appl. Phys. **96**, 1674 (2004); <https://doi.org/10.1063/1.1767976>.
- [15] G. S. Sarkisov, K. W. Struve, D. H. McDaniel, Phys. Plasmas **12**, 052702 (2005); <https://doi.org/10.1063/1.1883180>.
- [16] Jian Wu, Xingwen Li, Mo Li, Yang Li, Aici Qiu, J. Phys. D **50**, 403002 (2017); <https://doi.org/10.1063/1.4883180>.

**CREATION OF NANOSTRUCTURAL CARBIDE COATINGS ON MATERIAL SURFACES USING PRODUCTS OF REFRACTORY WIRE ELECTROEXPLOSION**

L. Z. Boguslavsky, A. V. Sinchuk, N. S. Nazarova, Yu. O. Adamchuk, S. V. Chuschak  
*Institute of Pulse Processes and Technologies, NAS of Ukraine,  
43-A, Bogoyavlensky Ave, UA-54018, Mykolaiv, Ukraine*

A series of electric explosions of single wires and bunches of copper, titanium and tungsten in propane-butane was carried out and the respective time dependencies of voltage and current were analyzed. The products of the exploded refractory metals and their chemical compounds with carbon, deposited in the form of coating on a structural surface, were investigated by means of optical and scanning electron microscopy and X-ray diffractometry. The process of resistive heating of Cu is characterized by a sharp, and, most importantly, monotonous increase in voltage to a peak value while the voltage curves of Ti and W are characterized by the formation of a flat plateau followed by a peak of overvoltage slightly lower than the one for Cu. These features are due to the difference of the resistivity and the temperature coefficients of resistance in the liquid state for refractory conductors and high-conductive Cu, which can absorb during resistive heating 1.5–2 times more energy accumulated by the condenser than Ti and W. Relatively thick bunches of tested metals (twisted wires 0.3 mm in diameter) explode with the energy deposition that does not exceed the sublimation energy, and form liquid metal microdrops and agglomerated spherical particles less than 100 nm in size. The presence of the electric arc may be due to the heterogeneous heating of the cross section of thick bunches, as compared to a single wire, and the development of electroemission from the surface of the refractory conductors. The study of the obtained coatings shows that an increase in the energy input into Ti and W during the resistive heating, which can be realized either by changing the parameters of the electric circuit, or by the electro explosion of conductors insulated with dielectric varnish, is conducive to the formation of different carbides, in particular, stabilized high temperature carbide phases, to reducing the amount of pure metal in the coating, reducing the average particle sizes of destroyed conductors and to smoothing the surface relief of the coating. The calculated mass balance of the system reveals that the weight of the coating increases in proportion to the number of electroexplosions, despite the fact that a certain quantity of destroyed electric wires does not participate in the formation of the coating and falls to the bottom of the reactor as powder. The mass growth of the coatings composed of the Ti and W destruction products is determined by the sublimation energy and the density ratio of pure metals and carbide phases provided the same modes of wire electroexplosion and the uniform geometry of conductors.

**Key words:** electric explosion of the conductor, refractory metals, precipitated energy, sublimation energy, carbides, coatings.