

А. М. Степанчук^{1,*}, І. В. Андрєєв², С. Ю. Тєсля¹

¹Національний технічний університет України

“КПІ ім. Ігоря Сікорського”,

Інститут матеріалознавства і зварювання

ім. С. О. Патона м. Київ, Україна

²Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля

НАН України, м. Київ, Україна

*anstepanchuk6@gmail.com

Особливості отримання плавленого карбіду вольфраму в низькотемпературній плазмі під тиском газу та його властивості

Досліджено умови отримання плавленого карбіду вольфраму у дуговій печі за допомогою витратного електроду під різним (до 9 МПа) тиском газу в робочій камері. Показано, що під час плавлення відбувається розкладання карбіду вольфраму з отриманням продукту, який вміщує фази WC і W₂C та вільний вуглець. Наведено результати дослідження інтегральної мікротвердості, міцності зерен на роздавлювання, зносостійкості та абразивної здатності, які збільшуються для карбідів, отриманих за більш високого тиску газу. Показано, що зміною умови плавлення карбіду вольфраму можна регулювати склад продукту і у такий спосіб його властивості. Надано інтерпретацію отриманих результатів та запропоновано механізм формування складу, структури та властивостей плавленого в низькотемпературній плазмі монокарбіду вольфраму з погляду на поведінку тугоплавких сполук за надплавильних температур.

Ключові слова: карбід вольфраму, плавлення, тиск газу, абразивні властивості, дисоціація

ВСТУП

Під час розробки нових матеріалів і отримання з них виробів методами порошкової металургії з наперед заданими властивостями важливе значення мають властивості початкових матеріалів (порошків). Їхньому вивченню присвячено багато робіт, дані яких узагальнено у ряді довідників і монографій. Однією з найбільш широко застосованих сполук у процесі виготовлення інструментальних та конструкційних матеріалів у світі є карбід вольфраму, який відноситься до класу твердих тугоплавких сполук [1]. Карбід вольфраму є основою для спечених твердих сплавів типу WC–Co, WC–Ni, наплавлювальних матеріалів, напилювання зносостійких покриттів газотермічними методами, абразивних матеріалів [2–4]. Знаходить застосування плавлений карбід вольфраму (реліт), який складається із суміші карбідів WC + W₂C. Огляд робіт щодо його отримання та застосування наведено в [5–10].

Аналіз відомих на даний час даних показує, що властивості карбідів, у тому числі і карбіду вольфраму, в деяких випадках суперечливі і значно відрізняються один від одного за твердістю, характеристиками міцності, стійкістю до зношування, абразивною здатністю, електрофізичними характеристиками

та іншими властивостями. Різницю у значеннях властивостей, отриманих різними авторами, може бути обумовлено тим, що їхнє вивчення переважно проводили на зразках, отриманих різними методами порошкової металургії і, як наслідок, вони відрізнялися за вмістом основних компонентів, домішок і за щільністю [1, 11].

Найбільш достовірними слід вважати значення величин, отриманих у процесі дослідження монокристалічних зразків. Матеріал таких зразків має досконалу структуру, практично не містить домішок та має стовідсоткову щільність. У першому наближенні до таких зразків можна віднести зразки плавлених твердих тугоплавких сполук, у яких відсутня пористість, відносно малий вміст домішок і які мають інші переваги [12–16].

Для отримання матеріалів за участю твердих тугоплавких сполук, у тому числі й карбіду вольфраму, використовують їхні вихідні порошки, що одержують у процесі синтезу з металів і вуглецю або відновлення-науглецювання вихідних оксидів [17]. Водночас за необхідності отримання порошоків із заданим розміром частинок (від ультрадисперсного до грубого) змінюють умови технологічного процесу їхнього отримання [2, 17, 18].

У [19–21] показано, що використання порошоків плавлених тугоплавких сполук або їхнє отримання як структурної складової в кінцевому матеріалі виробу, може значно підвищити експлуатаційні властивості матеріалів, що використовують в інструментальних матеріалах, матеріалах для абразивної і магнітно-абразивної обробки деталей [19, 21]. Останнє обумовлене наявністю в їхньому складі монокристалічних частинок з високою міцністю, що значно перевищує міцність частинок, отриманих традиційними методами порошкової металургії [12, 14].

Враховуючи викладене, актуальним є відпрацювання процесів (технологій) отримання плавлених твердих тугоплавких сполук, зокрема карбіду вольфраму. Огляд методів їхнього отримання, зокрема карбідів перехідних металів, наведено в [17]. Аналіз літературних джерел показав, що відомості з отримання плавленого в низькотемпературній плазмі карбіду вольфраму за тиску газу в робочій камері з метою керування його фазовим та хімічним складом і, як наслідок, властивостями кінцевого продукту є обмеженими. Тому актуальним є проведення досліджень з одержання плавлених твердих тугоплавких сполук, результати яких можуть бути корисними для встановлення механізмів формування властивостей виробів з використанням сучасних технологій електророзрядного спікання заготовок виробів 3D друку, що містять в своєму складі тугоплавкі складові [22], електроімпульсного та інших методів з використанням високоенергетичних джерел енергії з локальним нагріванням матеріалів до надплавильних температур [23]. Як вказано в [23] накопичені практичні результати вимагають проведення досліджень по встановленню механізмів формування складу та властивостей матеріалів під час отримання за умов, коли матеріали виробів, у тому числі з кераміки, локально можна нагрівати до температур, які значно перевищують температуру їхнього плавлення. За таких умов може відбуватись їхня дисоціація з наступним інконгруентним випаровуванням складових. У разі карбідів це є переважне випаровування вуглецю [24, 25]. Наслідком цього є зміна хімічного і фазового складу кінцевого продукту і його властивостей [19]. Одним з варіантів попередження цих процесів, як показано в [17, 19], є отримання матеріалів в автоклавах за високого тиску інертного або активного газу. У цьому випадку буде відбуватись пригнічення випаровування складових матеріалу і не буде відбуватись зміна їхнього хімічного і фазового складу і, як наслідок, кінцевих

властивостей матеріалу і виробу з нього. Окрім того, штучним змінюванням умов (тиску газу, щільності струму дуги), можна отримувати матеріали з наперед заданими властивостями.

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Плавлений карбід вольфраму отримували у відповідності до методики, викладеній в [17, 19], що передбачає плавлення електроду, що витрачається, в дуговій печі під тиском захисного газу (аргону). Загальну схему експериментальної установки наведено на рис. 1. Передбачали, що в цьому разі пригнічуватиметься випаровування продуктів дисоціації тугоплавких сполук, яке має місце за температур, які перевищують їхню температуру плавлення [24, 25].

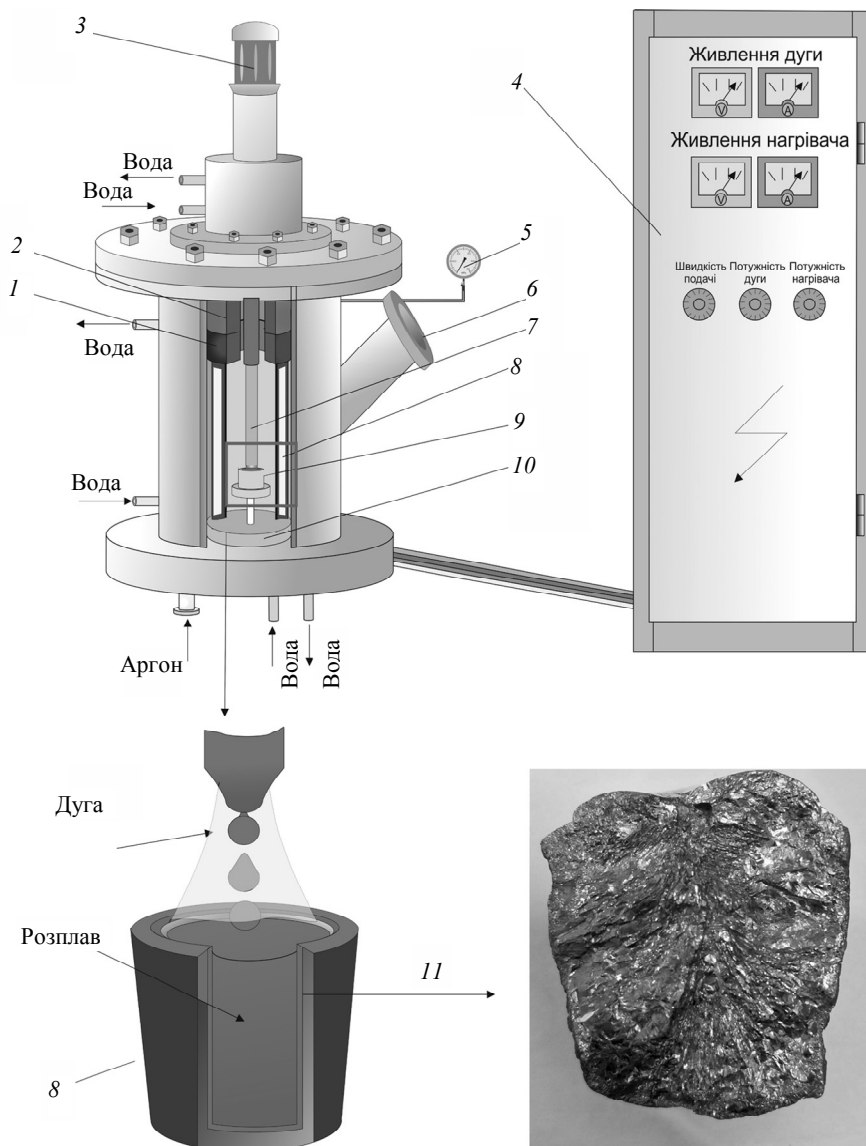


Рис. 1. Загальна схема установки для отримання плавлених тугоплавких сполук за тиску захисного (активного) газу у робочій камері: 1 – мідна притискна гайка; 2 – графітове притискне кільце; 3 – манометр; 4 – головка подачі електроду; 5 – оглядове вікно; 6 – витратний електрод; 7 – графітовий нагрівач; 8 – кристалізатор; 9 – струмопідвід; 10 – блок управління; 11 – виливка карбіду.

Для виготовлення витратних електродів використовували порошок карбїду вольфраму, що було одержано вуглецюванням вольфраму в присутності твердого карбюратора (вуглецю) за температури 1500 °С. Хімічний склад карбїду вольфраму: W – 93,6 % (за масою), C_{зв.} – 6,13 % (за масою), C_{вільн.} – 0,04 % (за масою), розмір частинок – < 100 мкм. Вміст зв'язаного та вільного вуглецю визначали гравіметричним методом за допомогою виділення двоокису вуглецю CO₂ за стандартами ISO [26]. Електроди з карбїду вольфраму отримували пресуванням пластифікованої суміші з порошку WC і пластифікатора (2-відсоткового розчину полівінілового спирту у воді) в розбірній прес-формі за тиску 1,5 МПа згідно методики [27]. Спикання отриманих заготовок проводили в трубчатій електропечі з графітовим нагрівачем за температури 1800 °С та з витримкою 45 хв. Отримані таким способом електроди мали залишкову пористість 14–16 % , що забезпечувало їм достатню термостійкість [27].

Плавлення карбїду вольфраму здійснювали за щільності струму дуги 220 А/см² і тиску газу (аргону) від 1 до 9 МПа в робочій камері та різної швидкості охолодження розплаву після плавлення. Водночас вивчали вплив швидкості охолодження на формування структури і властивостей плавленого карбїду вольфраму. Вивчали два режими охолодження. За першого режиму охолодження розплаву проводили від його початкової (5000–5500 °С) температури до температури 600–800 °С зі швидкістю 300–350 град/хв і потім зі швидкістю 20–30 град/хв охолоджували до кімнатної температури. Такий режим охолодження було забезпечено в установці, принцип дії якої описано в [17, 19], без включення системи підігрівання розплаву. За другого режиму швидкість охолодження складала 15–17 град/хв, яку регулювали за допомогою регулювального трансформатора за включеної системи підігрівання розплаву [17, 19].

Перший режим плавлення застосовували з метою з'ясування міри дисоціації монокарбїду вольфраму і подальшого випаровування продуктів дисоціації за результатами фазового і хімічного аналізів продукту безпосередньо після плавлення. У разі підігрівання розплаву і його повільного охолодження за другим режимом можуть бути отримані результати, які не дадуть ясного уявлення про поведінку монокарбїду вольфраму за температур значно вищих та близьких до температури плавлення, оскільки продукти його розкладання, які за тиску газу залишилися в розплаві, взаємодітимуть між собою під час повільного охолодження. Як наслідок, кінцевий продукт за складом буде відрізнятися від складу карбїду вольфраму, отриманого безпосередньо після плавлення.

Було досліджено хімічний і фазовий склад та мікротвердість одержаних зразків продуктів плавлення, проведено їхній металографічний аналіз. Такі ж дослідження проводили після відпалу матеріалів у вакуумній печі за температури 1900 °С протягом 4 год з подальшим охолодженням зі швидкістю 8–12 град/хв. Визначення хімічного складу вихідних компонентів та одержаних зразків здійснювали за загальноприйнятими методиками порошкової металургії [26]. Фазовий аналіз здійснювали за допомогою рентгенівського дифрактометра в CuK α випромінюванні. Дослідження мікроструктури одержаних зразків здійснювали за допомогою металографічного мікроскопа. Мікротвердість вимірювали з використанням мікротвердоміра ПМТ-3 за навантаження 100 г.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА ЇХНЕ ОБГОВОРЕННЯ

Металографічним аналізом було встановлено, що плавлений без підігрівання розплаву карбїд вольфраму має дрібнозернисту структуру, що складається з двох фаз – білої і світло-сірої. Вміст білої фази більший і збільшується у міру зростання тиску в робочій камері під час плавлення (рис. 2). Також плавлений

таким способом карбід вольфраму містить довгасті пластинчасті темні включення вільного вуглецю (рис. 3). Мікроструктура карбіду вольфраму, плавленого з підігріванням розплаву, була подібною (рис. 4), також були присутні дві фази і вільний вуглець та спостерігали збільшення вмісту білої фази зі збільшенням тиску під час плавлення, але структура була більш крупнозернистою.

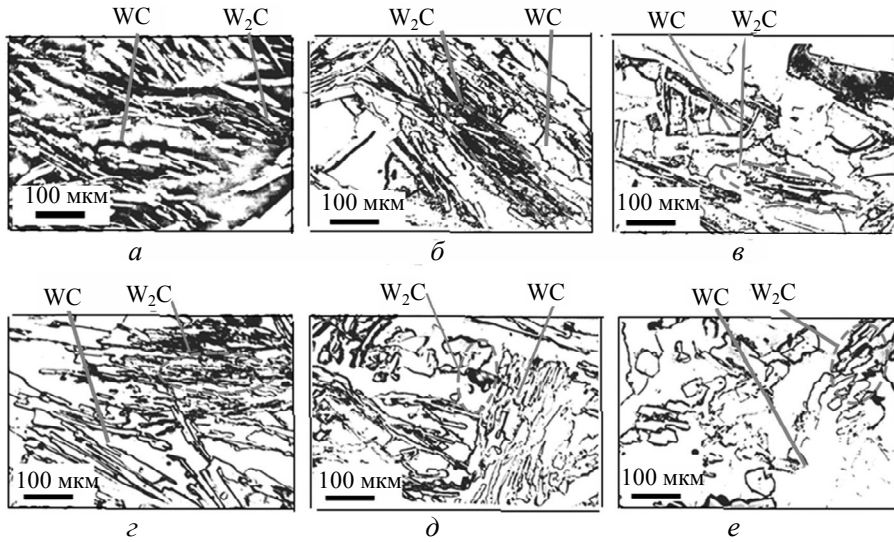


Рис. 2. Мікроструктура карбіду вольфраму плавленого до (а, б, в) і після (z, d, e) відпалу без підігрівання розплаву за різних тисків газу в робочій камері: 1 (а, z), 5 (б, d), 9 (в, e) МПа.

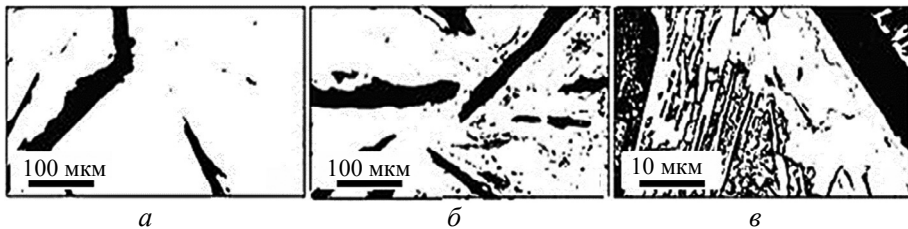


Рис. 3. Мікроструктура плавленого карбіду вольфраму до (а) і після (б, в) травлення.

Рентгенівський аналіз показав (рис. 5), що в плавленому карбіді вольфраму присутні дві фази: WC і W_2C з гексагональними ґратками. За інтенсивністю і кількістю ліній було визначено, що кількість фази WC збільшується, а W_2C зменшується зі збільшенням тиску газу під час плавлення. Після відпалу плавленого карбіду вольфраму його фазовий склад залишається тим самим, але з меншим змістом фази W_2C , кількість якої також зменшується зі збільшенням тиску газу в робочій камері під час плавлення.

Результати дослідження усереднених (інтегральних) значень мікротвердості карбіду вольфраму, плавленого за різного тиску газу, наведено в таблиці, де видно, що інтегральна мікротвердість зразків після відпалу значно зменшується. Також було встановлено, що значення мікротвердості білої і світло-сірої фаз значно відрізняються, біла фаза (WC) складає 16,5–17,5 ГПа, а для світло-сіра (W_2C) – 29,5–30,5 ГПа. Водночас мікротвердість окремих фаз практично не залежить від умов отримання плавленого карбіду вольфраму. Водночас інтегральна мікротвердість зменшується зі збільшенням тиску під час плавлення, особливо мікротвердість зразків до їхнього відпалу.

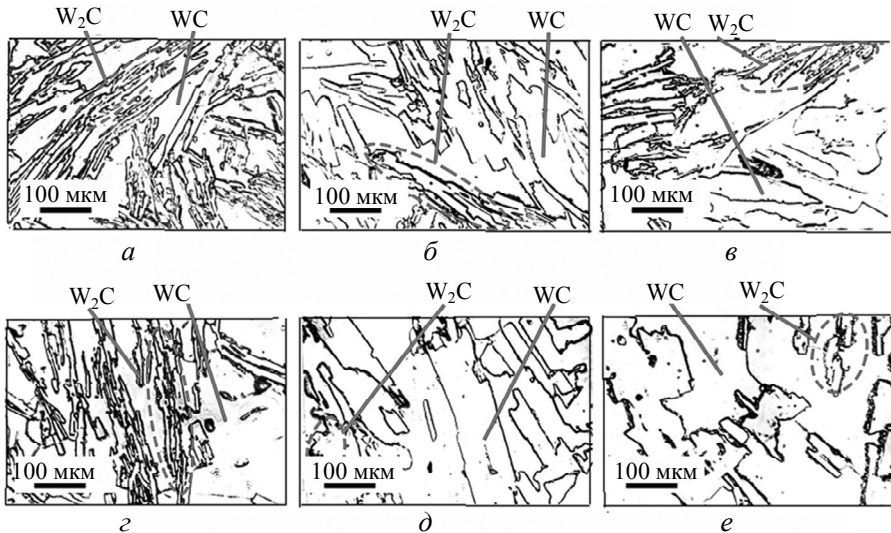


Рис. 4. Мікроструктура карбіду вольфраму, плавленого з підігріванням розплаву, за різного тиску газу в робочій камері: 1 (а, б), 6 (в, г), 9,5 (д, е) МПа; до (а, б, в) і після (г, д, е) відпалу.

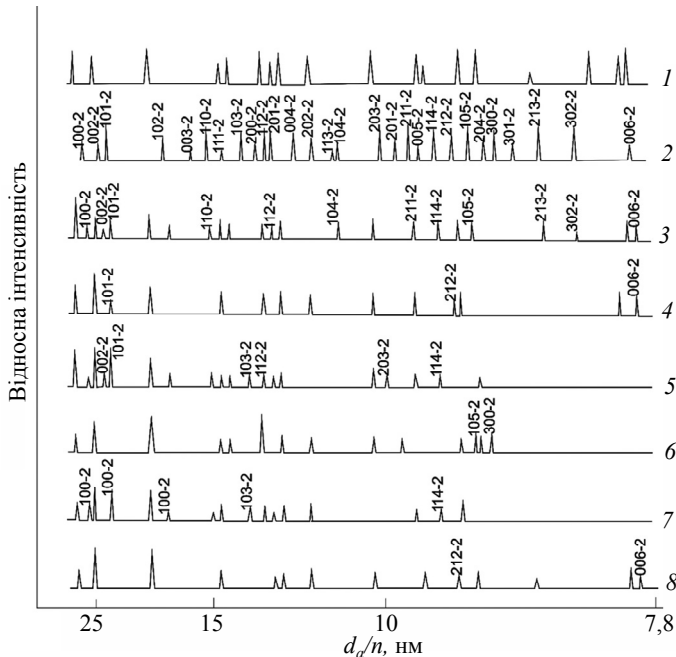


Рис. 5. Дифрактограми карбідів вольфраму, плавлених за різного тиску газу в робочій камері: 2 (3, 4), 6,5 (5, 6), 9 (7, 8) МПа; до (3, 5, 7) і після (4, 6, 8) відпалу; еталони WC (1) і W₂C (2).

Інтегральна мікротвердість відпалених зразків плавленого карбіду вольфраму практично не змінюється для зразків, плавлених за тиску газу в інтервалі 1–6 ГПа. За подальшого збільшення тиску мікротвердість дещо збільшується (див. таблицю).

Результати визначення вмісту загального і зв'язаного вуглецю наведено на рис. 6. Видно, що усі плавлені карбіди вольфраму, отримані за різних умов плавлення, мають менший вміст загального і зв'язаного вуглецю, ніж у початковому карбіді. Водночас є меншим вміст загального вуглецю у плавлених карбідах вольфраму, отриманих за відсутності підігрівання розплаву, особливо

за тиску газу в інтервалі 1,0–6,5 МПа (рис. 6, 3). Проте, вміст зв'язаного вуглецю в них дещо вищий, ніж у карбідів вольфраму, отриманих з підігріванням розплаву. У карбідах вольфраму, плавлених за тиску газу вище 6,5–7,0 МПа, вміст загального вуглецю співрозмірний, а зв'язаного вуглецю більше у карбідах вольфраму, отриманих з підігріванням розплаву. З підвищенням тиску газу вміст зв'язаного вуглецю збільшується як в карбідах вольфраму, отриманих з підігріванням, так і без підігрівання розплаву. Така ж залежність має місце для вмісту вільного вуглецю. Але у разі плавлення з підігріванням розплаву збільшення вмісту загального вуглецю зі збільшенням тиску газу відбувається менш інтенсивно (див. рис. 6, 1). Найбільший вміст зв'язаного вуглецю мають карбіди вольфраму, отримані за тиску 9 МПа, а максимальний вміст – у карбідах вольфраму, отриманих з підігріванням розплаву (див. рис. 6, 2).

Інтегральна мікротвердість карбіду вольфраму, плавленого без підігрівання розплаву

Мікротвердість, ГПа за тиску газу під час плавлення, МПа							
1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,5	7,5	9,0
До відпалу							
30,0	29,8	30,0	28,0	26,4	26,0	26,5	28,0
Після відпалу							
20,0	21,1	21,1	21,0	20,6	22,0	21,6	23,0

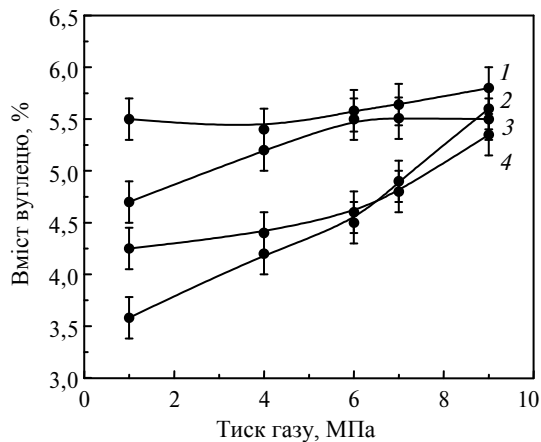


Рис. 6. Залежність вмісту вуглецю в плавлених карбідах вольфраму, отриманих за різних умов, від тиску газу в робочій камері: 1 – вміст загального (1, 3) і зв'язаного (2, 4) вуглецю в карбідах вольфраму, отриманих під час плавлення з підігріванням (1, 2) і без підігрівання (3, 4) розплаву.

Отримані результати дослідження складу і властивостей плавленого карбіду вольфраму можна інтерпретувати у такий спосіб. Як встановлено в [24], підтверджено в [25] та показано в [19] тугоплавкі сполуки, у тому числі й карбіди вольфраму, за високих температур дисоціюють з подальшим випаровуванням продуктів дисоціації – металу і металоїду. За такої умови, залежно від температури і складу карбіду, можливе як конгруентне, так і інконгруентне випаровування з переважним випаровуванням того або іншого компонента (металу або вуглецю для карбідів вольфраму). Переважно випаровується той компонент, у якого за цих умов тиск пари більший. У разі карбідів вольфраму за температур,

нижчих за їхню температуру плавлення, тиск пари металу вищий, чим пари вуглецю. Тому слід чекати зниження вмісту металу в них і їхнє збагачення вуглецем. За температур, близьких до температури плавлення, тиск парів металу і вуглецю сумірний, і в такому разі відбувається конгруентне випаровування продуктів дисоціації без зміни складу карбідів вольфраму. За температур, значно вищих за температури плавлення (6000 °С), що мають місце в умовах існування низькотемпературної плазми, тиск пару вуглецю значно перевищує тиск пару металу і інтенсивно зростає з підвищенням температури [24]. Тому у разі плавлення карбіду вольфраму в дуговій печі за допомогою витратного електроду слід чекати переважного випаровування вуглецю і зменшення його вмісту в продукті, що і спостерігали у даному разі.

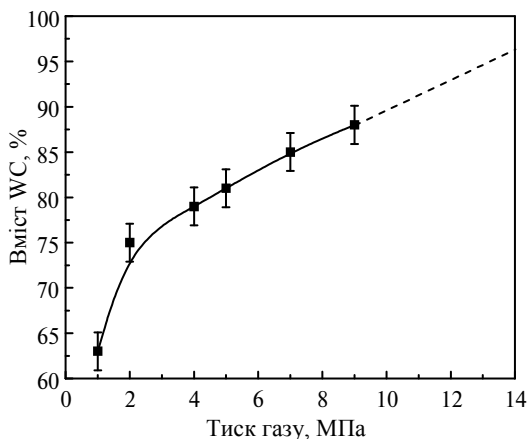


Рис. 7. Залежність вмісту фази WC в плавленому карбіді вольфраму від тиску газу в робочій камері.

Монокарбід вольфраму WC практично не має області гомогенності. У зв'язку з цим його дисоціація відбувається за реакцією $2WC = W_2C + C$ [28] і продукт містить дві фази – WC, W_2C , а також вільний вуглець (див. рис. 3), що знаходиться в аморфному стані і його не можна визначити за допомогою рентгенографії. За наявності тиску газу (аргону) в робочій камері, що чинить екрануючу дію і перешкоджає випаровуванню продуктів дисоціації, у даному разі вуглецю, який частково залишається в розплаві, що і спостерігали автори. Кількість вуглецю, що залишився в розплаві, збільшується зі збільшенням тиску аргону в робочій камері (див. рис. 4). Під час подальшого відпалу плавленого карбіду вольфраму без підігрівання розплаву або повільному охолодженні розплаву під час плавлення з підігріванням розплаву, вуглець, що залишився в розплаві, взаємодіє з фазою W_2C за реакцією $W_2C + C = 2WC$. Як наслідок, у кінцевому продукті збільшується вміст фази WC (див. рис. 7) і зменшується вміст вільного вуглецю. З врахуванням асимптотичної залежності вмісту фази WC від тиску аргону в робочій камері (див. рис. 5) слід припустити, що однофазний плавлений карбід вольфраму можна отримати за тиску газу в робочій камері $> 14\text{--}15$ МПа. Останнє підтверджують результати, отримані під час плавлення графіту (рис. 8), які показують, що за тиску < 14 МПа графіт сублимує і після плавлення є аморфним утворенням (див. рис. 8, а). Водночас за тиску > 14 МПа він плавиться без видимих слідів випаровування і набуває структуру вилівка (див. рис. 8, б), що закристалізувався. Ці результати узгоджуються з даними [28], де показано можливість утворення кристалів вуглецю за певних умов литва залізовуглецевих сплавів.

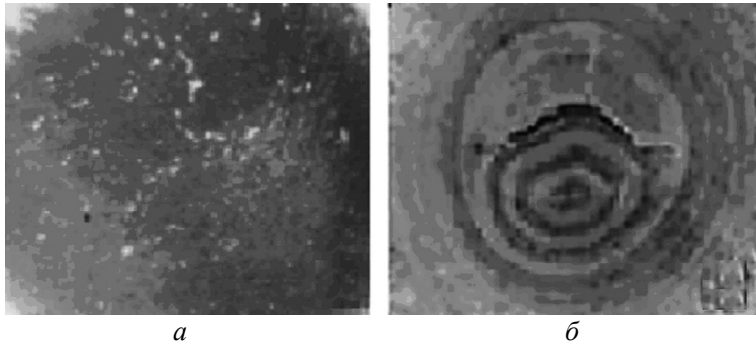


Рис. 8. Мікроструктура графіту, плавленого за тиску 8 (а) і 14 (б) МПа.

Аналіз значень мікротвердості карбіду вольфраму, плавленого за різних умов, дає можливість відмітити, що вони узгоджуються з викладеними уявленнями про формування їхньої структури і складу. Як відомо [1, 28], мікротвердість фаз карбіду вольфраму значно відрізняється. Так, для WC вона складає 17–18 ГПа, а для W_2C – ~ 30 ГПа. Крім того, фаза WC є більше пластичною (менш крихкою), оскільки має більш високий модуль пружності, ніж фаза W_2C [1, 28]. Тому більш високі значення інтегральної мікротвердості плавленого без підігрівання розплаву карбіду вольфраму можуть бути обумовлені високим вмістом в ньому фази W_2C , вміст якої зменшується зі збільшенням тиску газу під час плавлення, після відпалу і у разі плавлення з підігріванням розплаву та подальшим повільним його охолодженням. Високі значення мікротвердості також можуть бути обумовлені недосконалістю кристалічної ґратки плавлених карбідів вольфраму, яка формується за високої швидкості охолодження, що має місце під час плавлення без підігрівання розплаву.

Враховуючи викладене, автори вважають актуальним вивчення абразивних властивостей плавленого карбіду вольфраму, отриманого за різних умов. Тому було досліджено міцність зерен зернистістю 160/125 плавленого карбіду вольфраму на роздавлення, зносостійкість мікрорізців з нього і їхню абразивну здатність по склу K8. Результати досліджень наведено на рис. 9 і 10, де видно, що з підвищенням вмісту фази WC в плавленому карбіді вольфраму міцність зерен та їхня абразивна здатність зростають. Аналіз цих результатів дозволяє відмітити наступне. Як було зазначено вище, плавлений карбід вольфраму складається з фаз WC, W_2C і вільного вуглецю (див. рис. 2), а співвідношення фаз змінюється залежно від умов його отримання (див. рис. 3).

Збільшення тиску газу в робочій камері під час плавлення приводить до збільшення вмісту в плавленому продукті більш пластичної фази WC і зменшенню вмісту вільного вуглецю. Тому однією з причин збільшення міцності абразивних зерен є зменшення вмісту вільного вуглецю, наявність якого сприяє виникненню тріщин й їхньому поширенню в абразивному зерні. Екстраполяція абразивної здатності і міцності абразивного зерна на нульовий вміст вільного вуглецю, що можливо за 100 %-ного вмісту фази WC у разі плавлення за тиску газу > 14 МПа, показує, що досяжна абразивна здатність плавленого карбіду вольфраму може бути 2,6 (відносні одиниці), а міцність абразивного зерна – 10,8 Н/зерно, що перевищує міцність алмазних зерен марки АСВ аналогічної зернистості [12]. З іншого боку, підвищення міцності абразивних зерен плавленого карбіду вольфраму і їхньої абразивної здатності може бути також обумовлене підвищенням вмісту більш пластичної фази WC.

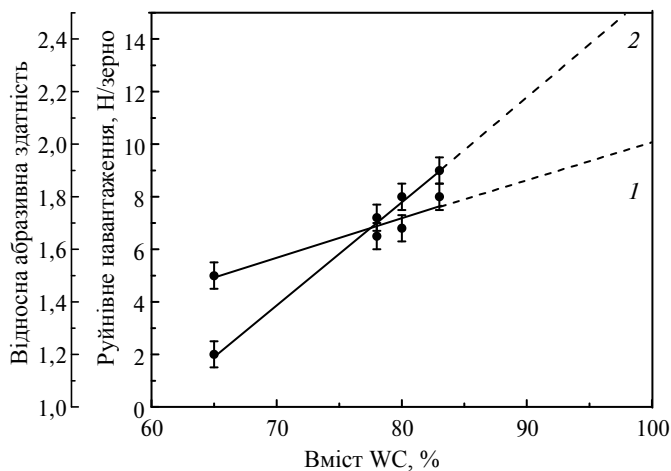


Рис. 9. Залежність руйнівного навантаження (1) і абразивної здатності (2) зерен плавленого карбіду вольфраму зернистістю 160/125 від вмісту фази WC.

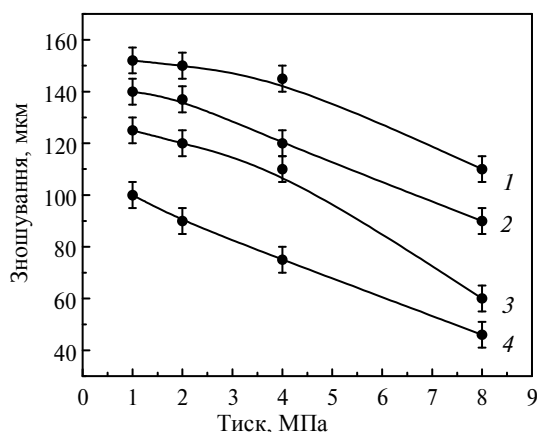


Рис. 10. Залежність зношування мікрорізців, виготовлених із плавленого карбіду вольфраму, від тиску газу під час його плавлення; шлях тертя: 50 (1), 100 (2), 150 (3), 200 (4) м.

ВИСНОВКИ

Дослідження впливу умов отримання плавленого карбіду вольфраму в дуговій печі за допомогою електроду, що витрачається, під різним тиском газу в робочій камері, показало, що за низького тиску газу в робочій камері під час плавлення відбувається розкладання карбіду вольфраму з отриманням продукту, який містить фази WC і W_2C і вільний вуглець. Збільшення тиску газу сприяє зменшенню в плавленому карбіді вольфраму фази W_2C і вуглецю, що обумовлено пригніченням випаровування вуглецю і його взаємодією з фазою W_2C з утворенням фази WC під час повільного охолодження розплаву, що підтверджує хімічний і фазовий склад та мікротвердість отриманих матеріалів.

Зміна умов отримання плавленого карбіду вольфраму приводить до зміни його властивостей – міцності зерен на роздавлювання, зносостійкості і абразивної здатності. Ці характеристики збільшуються зі збільшенням тиску газу в робочій камері під час плавлення карбіду вольфраму. Останнє обумовлене збільшенням вмісту в плавленому карбіді більш пластичної фази WC.

За допомогою змінювання умов плавлення карбіду вольфраму можна регулювати склад продукту і, отже, його властивості.

Результати дослідження можуть бути використані для оптимізації умов отримання виробів з наперед заданими властивостями з тугоплавких сполук з застосуванням високоенергетичних технологій.

ФІНАНСУВАННЯ

Ця робота була підтримана постійним інституційним фінансуванням. Жодних додаткових грантів на проведення чи керівництво цим дослідженням отримано не було.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори цієї роботи заявляють, що не мають конфлікту інтересів.

A. M. Stepanchuk¹, I. V. Andreiev², S. Y. Teslia¹

¹Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute,

Y.O. Paton Institute of Materials Science and Welding Kyiv, Ukraine

²Bakul Institute of Superhard Materials,

National Academy of Science of Ukraine, Kyiv, Ukraine

Peculiarities of the tungsten smelted carbide preparation
in a low-temperature plasma under gas pressure
and its properties

This paper presents the results of the synthesis of fused tungsten carbide in an arc furnace. Melting was performed using a consumable electrode under different gas pressures in the work chamber. It is shown that tungsten carbide decomposes during melting to obtain a product that contains WC and W₂C carbides and free carbon. The value of integral micro hardness, compressive strength of grains, wear resistance and abrasive ability were increased with increasing gas pressure. It is shown that by changing the melting conditions of tungsten carbide, it is possible to control the composition of the product and its properties. The mechanism of formation of the chemical composition, microstructure, and properties of tungsten monocarbide melted in low-temperature plasma is proposed. The proposed mechanism of forming the chemical composition, microstructure, and properties of tungsten monocarbide melted in a low-temperature plasma is based on the behavior of refractory compounds at super melting temperatures.

Keywords: tungsten carbide, melting, gas pressure, abrasive properties, dissociation.

1. Samsonov G.V., Vinitiski I.M. Handbook of Refractory Compounds. IFI / Plenum, New York, Washington, London, 1980. 568 p.
2. Степанчук А.Н., Билык И.И., Бойко П.А. Технология порошковой металлургии: Уч. пособие. Киев: Вища школа, 1989. 415 с.
3. Степанчук А.М., Білик І.І. Матеріали для напилювання покриттів: Навч. посіб. Київ: Центр учбової літератури, 2016. 226 с.
4. Lassner E., Schubert W.D. Tungsten. New York: Kluwer, 1999. 422 p.
5. Белый А.И. Износостойкость и прочность карбидов вольфрама WC–W₂C, полученных различными способами. *Автоматическая сварка*. 2010. № 12. С. 20–23.
6. Дзыкович В.И., Жудра А.П., Белый А.И. Свойства порошков карбидов вольфрама, полученных по различным технологиям. *Автоматическая сварка*. 2010. № 4 (684). С. 28–31.
7. Tan Ch., Hu J., Shi Q., Khanlari Kh., Xie H., Liu X. Enhanced hardness and toughness in WC/W₂C–Ni–Cu composites fabricated by selective laser melting. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2022. Vol. 105, art. 105805.
8. Garcia-Ayala E.M., Tarancon S., Ferrari B., Pastor J.Y., Sanchez-Herencia A.J. Thermomechanical behaviour of WC–W₂C composites at first wall in fusion conditions. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2021. Vol. 98, art. 105565.
9. Bretzler P., Huber M., Rane A.A., Jentoft R.E., Köhler K., Jentoft. F.C. Selective synthesis of tungsten carbide phases W₂C and WC as hydrogenation catalysts. *J. Catalysis*. 2022. Vol. 405. P. 60–73.

10. Zhao Sh., Yang L., Huang Y., Xu S. Enrichment of in-situ synthesized WC by partial dissolution of ex-situ eutectoid-structured WC/W₂C particle in the coatings produced by laser hot-wire deposition. *Mater. Lett.* 2020. Vol. 281, art. 128641.
11. Самсонов Г.В., Упадхья Г.Ш., Нешпор В.С. Физическое материаловедение карбидов. Киев: Наук. думка, 1974. 456 с.
12. Полищук В.С. Интенсификация условий получения карбидов, нитридов и композиционных материалов на их основе. Севастополь: Вебер, 2003. 327 с.
13. Степанчук А.М., Бірюкович Л.О. Електрофізичні властивості плавлених карбідів TiC, ZrC, NbC в області їх гомогенності. *Наукові вісті НТУУ "КПІ"*. 2015. № 1. С. 66–73.
14. Степанчук А.М., Шевчук М.Б., Мазасєв С.В. Отримання та властивості гранул з тугоплавких сполук для створення композиційних матеріалів. *Наукові вісті НТУУ "КПІ"*. 2010. № 6. С. 111–119.
15. Степанчук А.М., Притуляк А.С., Чижук Л.В. Стійкість проти газоабразивного зносу деяких плавлених карбідів та їх сплавів. *Наукові нотатки ЛДТУ*. Луцьк: ЛДТУ, 2008. Вип. 23. С. 420–429.
16. Степанчук А.М., Матяшов В.Г., Кумуржи О.Ю. Окиснення плавлених карбідів на повітрі. *Наукові вісті НТУУ "КПІ"*. 2009. № 3. С. 53–60
17. Степанчук А.М. Теоретичні та технологічні основи отримання порошків металів, сплавів і тугоплавких сполук: Підручник. Київ: НТУУ "КПІ", 2006. 353 с.
18. Bondarenko V.P., Andreyev I.V., Savchuk I.V., Matviychuk O.O., Ievdokymova O.V., Galkov A.V. Recent researches on the metal-ceramic composites based on the decamicron-grained WC. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2013. Vol. 39. P. 18–31.
19. Степанчук А.Н. Прочностные и абразивные свойства плавлених тугоплавких соединений и инструментальных материалов на их основе. *Сб. науч. тр. "Современные спеченные твердые сплавы"*. Киев: ИСМ НАН Украины, 2008. С. 269–280.
20. Степанчук А.Н. Плавленые тугоплавкие соединения для инструментальных материалов. *Оборудование и инструмент для профессионалов*. 2008. № 6. С. 52–56.
21. Олиker В.Е. Порошки для магнитно-абразивной обработки. Москва: Металлургия, 1990. 176 с.
22. Zgalat-Lozynskyi O.B., Matviichuk O.O., Tolochyn O.I., Ievdokymova O.V., Zgalat-Lozynska N.O., Zakiev V. Polymer materials reinforced with silicon nitride particles for 3D printing. *Powder Metall. Met. Ceram.* 2021. 59. P. 515–527.
23. Biesuz M., Grasso S., Sglavo V.M. What's new in ceramics sintering. A short report on the latest trends and future prospects. *Current Opinion Solid State Mater. Sci.* 2020. Vol. 24, art. 100868.
24. Болгар А.С., Турчанин А.Г., Фесенко В.В. Термодинамические свойства карбидов. Киев: Наук. думка, 1973. 271 с.
25. Куликов В.С. Термодинамика карбидов и нитридов: Справ. изд. Челябинск: Металлургия, Челябинское отд-ние, 1988. 320 с.
26. Фомина О.И., Суворова С.Н., Турецкий Я.М. Порошковая металлургия. Энциклопедия международных стандартов. Москва: ИПК Изд-во стандартов, 1999. 312 с.
27. Степанчук А.Н., Бірюкович Л.О., Шум Л.А. Получение расходоуемых электродов для плавки тугоплавких соединений в дуговой печи. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра: матеріали XIII Всеукраїнської науково-практичної конференції*. Київ, 21 квітня 2015 р. Київ: НТУУ "КПІ", 2015. С. 843–864.
28. Самсонов Г.В., Витрянюк В.К., Чаплыгин Ф.И. Карбиды вольфрама. Киев: Наук. думка, 1974. 176 с.
29. Ахматов Ю.С., Таран Ю.Н., Степанчук А.Н. Строение и механизм роста кристаллов углерода различного генетического происхождения. Москва: Металлы. 1974. № 2. С. 92–98.

Надійшла до редакції 02.07.23

Після доопрацювання 16.12.23

Прийнята до опублікування 18.12.23