

УДК 620.22.66

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ РІЖУЧОГО ІНСТРУМЕНТАЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ НА ОСНОВІ НАНОДИСПЕРСНИХ ПОРОШКІВ ЗА РАХУНОК ЕЛЕКТРОСПІКАННЯ

Канд. техн. наук В. П. Нерубацький, д-р техн. наук Е. С. Геворкян,
канд. техн. наук Г. Л. Комарова, асп. О. М. Морозова,
молод. наук. співр. В. Р. Цибульник

PECULIARITIES OF OBTAINING CUTTING TOOL MATERIAL BASED ON NANODISPERSED POWDERS BY ELECTRIC SINTERING

PhD (Tech.) V. P. Nerubatskyi, Dr. Sc. (Tech.) E. S. Gevorkyan, PhD (Tech.) H. L. Komarova,
postgraduate O. M. Morozova, junior research fellow V. R. Tsybulnyk

DOI: <https://doi.org/10.18664/1994-7852.205.2023.288803>



Анотація. Статтю присвячено отриманню інструментальної кераміки з нанодисперсних порошків Al_2O_3-WC методом гарячого вакуумного пресування та дослідженню їхніх властивостей. Ріжучий матеріал отримується за рахунок гарячого пресування прямим пропусканням електричного струму. Розроблений ріжучий матеріал характеризується високими фізико-механічними властивостями, відсутністю легкоплавких компонентів, що могли б знизити високотемпературну міцність, а також в'язкістю руйнування. Крім того, він показує високу ефективність при обробці високотвердих сталей, кераміки, має високу твердість, міцність міжфазних і міжзеренних меж, високу дисперсність і рівномірний розподіл структурних компонентів, мінімальний розмір дефектів, які можуть бути джерелами руйнування. Порівняльні дослідження різних ріжучих керамічних матеріалів показують, що основними причинами високої зносостійкості оксидно-карбідної кераміки, зокрема одержаного нанокompозита, при обробці сталей є їнях дрібнозерниста структура, а також субструктурний і дисперсний механізм зміцнення. У білій кераміці Al_2O_3 зерна містять дислокації, тобто зерна, не здатні до запасання енергії деформації, внаслідок чого відбувається мікроруйнування зерен Al_2O_3 у поверхневих шарах інструменту. З цього випливає, що підвищення опірності крихкому руйнуванню оксидно-карбідної кераміки і стабільність її ріжучих властивостей можна досягти за рахунок зменшення розмірів зерен матриці, що спостерігається при використанні добавок у вигляді карбідів (TiC, WC, SiC).

Ключові слова: гаряче пресування, електроспінання, інструментальна кераміка, ріжучий матеріал.

Abstract. The article is devoted to the production of tool ceramics from nanodispersed powders of Al_2O_3-WC by hot vacuum pressing and the study of their properties. The cutting material is obtained by hot pressing by direct transmission of electric current. The developed cutting material is characterised by high physical and mechanical properties, the absence of fusible components that could reduce high-temperature strength, and fracture toughness. In addition, it shows high efficiency in the processing of high-hard steels and ceramics, has high hardness, strength of interfacial and intergranular boundaries, high dispersion and uniform distribution of structural components, and a minimum size of defects that could be sources of fracture. Comparative studies of various cutting ceramic materials show that the main reasons for the high wear resistance of oxide-carbide ceramics, in particular the resulting nanocomposite, in steel

processing are their fine-grained structure, as well as the substructural and dispersed strengthening mechanism. In white Al_2O_3 ceramics, the grains contain dislocations, i.e., the grains are not capable to store the deformation energy, which results in microfracture of Al_2O_3 grains in the surface layers of the tool. It follows that an increase in the resistance to brittle fracture of oxide-carbide ceramics and the stability of its cutting properties could be achieved by reducing the grain size of the matrix, which is observed when using additives in the form of carbides (TiC, WC, SiC). It was found, the optimal sintering temperature of the mixture under pressure is equals to 1600 °C. At a temperature of 1550 °C, the holding time is not sufficient, and at 1650 °C, the temperature of the Al_2O_3 –WC interfacial interaction is exceeded, which could lead to the formation of CO and closed porosity. The pressing pressure is limited by the characteristics of graphite and equals 50 MPa. The maximum pressure is applied only when the maximum pressing temperature is reached to complete degassing of sorbed gases. It has been determined that the grain size of the structural components of ceramics in the range of 2...5 μm is not optimal and is formed not during the sintering process, but during the preparation of the mixture for hot pressing.

Keywords: hot pressing, electrosintering, tool ceramics, cutting material.

Вступ. Багато інструментальних керамічних матеріалів базуються на оксиді алюмінію. Незважаючи на ряд переваг, таких як висока твердість, особливо при високих температурах, хімічна інертність і, отже, висока зносостійкість, а також необмежений доступ до сировинних ресурсів, оксидна кераміка має деякі недоліки, такі як крихкість і низька стійкість до термічних і механічних впливів [1, 2], але попри це матеріали, засновані на оксиді алюмінію, знайшли застосування як ріжучий інструмент для обробки високотвердих сплавів металів та інших матеріалів, що важко обробляються.

Використання гарячого пресування при виробництві оксидної кераміки дало змогу знизити температуру спікання та отримати матеріал із щільністю, близькою до теоретичної. Наприклад, з глинозему різних марок можна отримати зразки з щільністю 98,5...99,5 % при тиску 50 МПа і температурах 1600...1700 °C, навіть з додаванням 0,2...0,4 % MgO. Це дає змогу досягти такої щільності при звичайному спіканні лише при температурі 1800...1900 °C [3].

Процес спікання оксиду алюмінію добре вивчений і залежить від декількох механізмів масопереносу, таких як в'язка течія, пластична деформація,

випаровування-конденсація, об'ємна, зерногранична та поверхнева дифузія [4, 5].

При гарячому пресуванні основними механізмами ущільнення кераміки на останніх етапах процесу є пластична деформація та дифузія. Режим спікання дуже впливає на кінцеві властивості кераміки [6]. Оптимальна температура спікання кераміки залежить від дисперсності вихідного порошку, наявності в ньому домішок, добавок і тривалості нагрівання. Так, при розмірі зерен порошку 0,5...1,0 мкм спікання пластин оксидної кераміки здійснюється при температурі 1710 °C протягом 5...10 хв. При збільшенні температури до 1780...1820 °C витримка може бути скорочена до 1...2 хв. Встановлено, що оптимальними є нетривалі витримки при високих температурах [7].

Структура інструментальної кераміки має такі характеристики: високу щільність матеріалу, міцність міжфазних і міжзеренних меж, високу дисперсність і рівномірний розподіл структурних компонентів, мінімальний розмір дефектів, які можуть бути джерелами руйнування, відсутність легкоплавких компонентів, що могли б знизити високотемпературну міцність, а також високу твердість і опір поширенню тріщин. Механічні характеристики оксидної кераміки залежать від середнього розміру зерен у матеріалі

[8]. Введення 15...30 % карбідів (TiC, WC, Cr₂C₃, Mo₂C) в оксид алюмінію дає змогу покращити механічні характеристики за рахунок додаткового вдосконалення структури. У промисловості найчастіше використовується карбід титану [9]. Порівняльні дослідження кінетики зростання зерен оксиду алюмінію з добавками MgO (0,6 %) і TiC (30 %) показали, що обидва типи добавок знижують зростання зерен при гарячому пресуванні [10, 11].

Керамічний матеріал характеризується ковалентними або іонними зв'язками, що робить його важко піддатливим деформації через сильні взаємодії між атомами [12]. При перевищенні межі міцності в кераміці відбувається крихке руйнування. За теорією Гріффітса [13], міцність крихких матеріалів можна виразити рівнянням $\sigma = K_{Ic} / \sqrt{C}$, де K_{Ic} – в'язкість руйнування; C – величина пошкодження матеріалу. Щоб знизити крихкість матеріалів (тобто підвищити їхню міцність), необхідно або збільшити K_{Ic} , або зменшити величину C . В'язкість руйнування можна збільшити або підвищенням модуля Юнга, отримавши спечений матеріал з тонкою текстурою, близькою до теоретичної щільності, або збільшенням енергії руйнування, контролюючи структуру та умови випалу, підвищуючи рівномірність структури [14].

Для забезпечення надійності керамічних матеріалів необхідно зменшити їхню варіабельність характеристик [15]. Особливо важливо це для кераміки, використовуваної в машинобудуванні, де надійність підвищується за рахунок скорочення розкиду в міцності матеріалу. Цей розкид пов'язаний з наявністю пор і тріщин у матеріалі, тому для зниження крихкості та створення надійної машинобудівної кераміки часто необхідно усунути навіть найменшу пористість, викликану потраплянням пилу з повітря, на що раніше мало звертали увагу при традиційному виробництві кераміки.

При виробництві машинобудівної кераміки, навіть при використанні тих самих процесів формування та спікання, слід суворо контролювати процес виробництва, щоб уникнути утворення тріщин і залишкових напружень. Ці тріщини можуть виникнути через введення сторонніх частинок (пластифікаторів) у процесі формування і через усадкові явища під час сушіння та випалу. Також необхідно мінімізувати кількість дислокацій, що залишилися в обпалених виробках, і забезпечити їхній рівномірний розподіл [16, 17].

З точки зору цієї проблематики, метод гарячого пресування, застосований без використання пластифікуючих добавок і з мінімальним градієнтом температур вздовж перерізу графітової форми, має значний інтерес.

Конструкція пресів для гарячого пресування залежить від способу нагрівання та застосування тиску, температури пресування, необхідності використання газового захисного середовища або вакууму та інших факторів [18].

Аналіз останніх досліджень і публікацій. У роботі [19] дається обґрунтування застосування композиційного матеріалу Al₂O₃-SiC як інструментального. Аналізується та обґрунтовується перевага цього композиційного матеріалу порівняно з матеріалом, що має добавки з SiC-волокон. Розглянуто мікроструктури композитів за різних режимів електроспікання (електроконсолідації). Визначено деякі механічні властивості одержаних композиційних матеріалів методом електроспікання, фазовий склад, дано порівняльну оцінку властивостей і зроблено висновки щодо подальшого поліпшення фізико-механічних властивостей композитів Al₂O₃-SiC, де як добавки використовуються нанопорошки карбиду кремнію.

У роботі [20] розглянуто наномасштабне покриття Al₂O₃, що було виготовлено на мікротекстурованих карбідних ріжучих інструментах YT₅

методом атомарного шарового осадження ALD. Вплив наномасштабного покриття Al_2O_3 , з комбінованою дією текстури та без неї, на ефективність різання вивчали за допомогою випробування ортогонального різання. Результати порівнювалися з ріжучим інструментом із мікротекстурою та ріжучим інструментом YT_5 . Було встановлено, що мікротекстура і наномасштабний Al_2O_3 , нанесений на мікротекстуру, можуть зменшити силу різання та коефіцієнт тертя інструменту, а інструменти з наномасштабним Al_2O_3 , нанесеним на мікротекстуру, є більш ефективними. Отримані результати показали, що розроблені інструменти ефективно зменшують силу різання та коефіцієнт тертя між інструментом і стружкою.

У роботі [21] проведено дослідження, присвячене структурі та механічним властивостям алмазного композита, використовуваного для виготовлення ріжучого інструменту, що застосовується в широкому спектрі технологічних галузей. Зразки інструментів виготовляли за технологією холодного пресування з наступним гарячим пресуванням у вакуумі матричної суміші $51\text{Fe}-32\text{Cu}-9\text{Ni}-8\text{Sn}$ (мас.%) з алмазними коронками як за відсутності, так і наявності добавок нано-VN. Було продемонстровано, що без додавання VN поверхня алмаз-матриця містила порожнечі та розриви. Нанодисперсний VN, доданий до матриці, призвів до формування більш дрібнозернистої структури, що складається з твердих розчинів заліза, міді, нікелю, ванадію та олова в різних співвідношеннях, і утворення щільної алмазно-матричної зони без видимих порожнеч, розривів та інших дефектів. Отримані композити $\text{Fe}-\text{Cu}-\text{Ni}-\text{Sn}-\text{VN}$ з покращеними фізико-механічними властивостями придатні для ріжучих інструментів підвищеної міцності.

У роботі [22] наведено результати досліджень виготовлення та роботи беззв'язувальних наноструктурованих різальних інструментів з карбиду

вольфраму (WC). Наукова новизна полягає в описі деяких закономірностей консолідації порошку під дією електричного струму та подальшій можливості їхнього практичного використання при виготовленні ріжучих інструментів. Процес спікання нанопорошку WC проводили методом електроконсолідації, який є модифікацією іскрового плазмового спікання. Що стосується застосування ріжучих інструментів, чиста наноструктура WC призвела до меншого радіуса ріжучої кромки, що забезпечило вищу якість обробленої поверхні TiC/Fe.

У роботі [23] було досліджено фактори, що впливають на режими видалення матеріалу та гостроту кромки в процесі механічного притирання, і запропоновано новий метод, що поєднує механічне притирання та полірування іонним променем, для досягнення гострої ріжучої кромки нанодвійникового кубічного нітриду бору (nt-cBN), що є перспективним інструментальним матеріалом для надточного різання чорних металів. Результати показують, що видалення матеріалу при механічному притиранні в основному відбувається за рахунок транскристалічного пластичного руйнування в нанометровому масштабі. Крім того, висока твердість матеріалу з низьким коефіцієнтом Пуассона і невелика сила удару на ріжучу кромку сприятливі для отримання гострої ріжучої кромки. Тому для загострення механічно притертої ріжучої кромки використовується процес полірування іонним променем. Запропонований спосіб являє собою перспективну стратегію підготовки надгострої ріжучої кромки з низькою вартістю і високою точністю.

У роботі [24] аналізуються і порівнюються переваги та недоліки задіяних технологій і процесів, щоб визначити найбільш відповідні методи створення керамічних різальних інструментів. Паралельно розглядаються останні

вдосконалення керамічних матеріалів для ріжучих інструментів. Показано, що вибір керамічного ріжучого інструменту є досить складним процесом, який потребує врахування ряду важливих факторів.

У роботі [25] досліджено проблему підвищення продуктивності твердосплавної обробки важкооброблюваних матеріалів. Розроблено композиційний матеріал, що містить карбід із термостійкою зв'язкою Co-Re, що значно підвищує стійкість карбіду до термопластичної деформації, і нанодисперсне багат шарове композитне покриття, що значно знижує термомеханічний вплив на ріжучу частину інструменту. Композиційний матеріал при точінні загартованої сталі 40Н і жароміцний нікелевий сплав ХН77ТЮР показали свою перевагу порівняно з комерційними карбідами з покриттями сучасного покоління. Показано, що поєднання ультрадисперсних термостійких карбідів WC-(Co, Re) і зносостійких покриттів Ti-TiN-TiCrAlN у кілька разів підвищує ріжучі властивості інструменту.

Отже, проведений аналіз ще раз показує актуальність створення композиційних ріжучих матеріалів, що мають високу зносостійкість і здатні працювати в умовах сухого тертя при обробці високотвердих сталевих сплавів.

Визначення мети та завдання дослідження. Метою дослідження є отримання наноконпозиційної ріжучої інструментальної оксидно-карбідної кераміки на основі нанодисперсних порошоків за рахунок використання такого високоефективного різновиду гарячого пресування, як електроспінання, що дасть змогу суттєво підвищити стійкість матеріалу до зносу в умовах сухого тертя при обробці високотвердих сплавів.

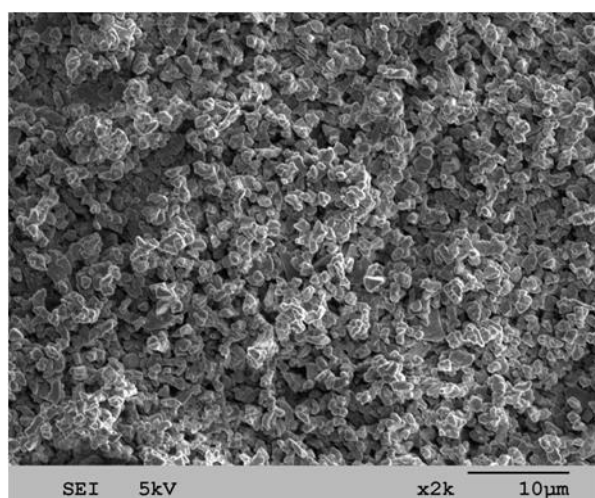
Для досягнення мети було поставлено такі завдання:

– визначити оптимальну температуру спікання, тиск і час витримки при максимальній температурі з метою отримання найбільш високих ріжучих властивостей керамічного матеріалу;

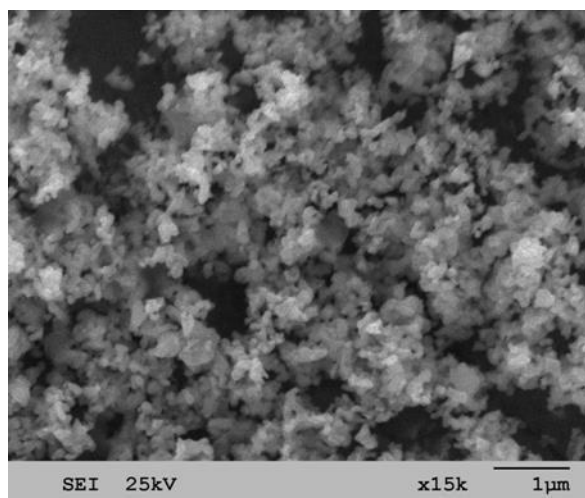
– дослідити мікроструктуру отриманих зразків, фізико-механічні, а також технологічні особливості формування та спікання нанопорошкових сумішей методом електроспінання.

Основна частина дослідження.

Матеріали та методи. Під час проведення дослідження для створення пластин використовувалися порошки оксиду алюмінію Al_2O_3 з дисперсністю 0,06 мкм і монокарбіду вольфраму з дисперсністю 0,07 мкм, отримані методом плазмохімії. Мікрофотографії цих нанопорошків наведено на рис. 1.



a



б

Рис. 1. Мікрофотографії нанопорошків: *a* – оксиду алюмінію; *б* – монокарбіду вольфраму

Щільність зразків вимірювалася методом гідростатичного зважування у воді. Структурні дослідження проводилися з використанням растрової електронної мікроскопії (JSM-840) на зламах гарячепресованих зразків, шліфів і вихідних порошків.

Для дослідження фізико-механічних характеристик виготовляли зразки та шліфи з центральної частини матеріалу.

Для вимірювання твердості за шкалою HRA проводили індентування з використанням алмазної піраміди на твердомірі ТМ-12. Межу міцності при згинанні визначали методом триточкового вигину на машині МР-1-0,5.

Процес електроспінання здійснювали на розробленій установці гарячого пресування методом прямого пропускання електричного струму через графітову форму.

У технології твердих сплавів, таких як карбідні сплави для ріжучих інструментів, гірничого обладнання та зносостійких деталей, важливо враховувати твердість і в'язкість матеріалу. За міжнародним стандартом ISO, ці характеристики зазвичай наводяться у зростаючому чи спадному порядку:

– ISO 24370:2005, Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) – test method for fracture toughness of monolith hic ceramics at room temperature by chevron-notched beam (CNB) method;

– ISO 18756:2003, Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) – Determination of fracture toughness of monolith hic ceramics AT room temperature by the surface crack In flexure (SCF) method;

– ISO 15732:2005, Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) – test method for fracture toughness of monolithic ceramics at room temperature by single edge precracked beam (SEPB) method.

В'язкість найчастіше визначається як поперечна стійкість до руйнування, і вона часто використовується для характеристики таких сплавів. У промисловості терміни

«в'язкість» і «міцність» іноді використовуються як взаємозамінні для оцінювання стійкості матеріалу до механічних ударів. У той час як поперечна стійкість до руйнування вимірює опір руйнування при триточковому згині, в'язкість є мірою енергії, поглиненої до руйнування. Принципи механіки руйнування дають змогу визначити параметри в'язкості руйнування, які вказують на опір матеріалу руйнуванню за наявності гострих надрізів [26].

Для оцінювання в'язкості спечених карбідних сплавів використовують випробування на розтріскування при індентуванні Палмквіста. Ці випробування дають міру опору розтріскуванню при індентуванні крихких матеріалів і мають переваги порівняно зі звичайними випробуваннями на поперечну стійкість до руйнування, оскільки вони не потребують спеціальних форм зразків, зменшують кількість потрібних зразків і автоматично вимірюють твердість.

Стійкість ріжучих пластин при різанні сталі ШХ15 (HRC-58-60) вимірювали за таких умов: швидкість різання – 400 м/хв, подача – 0,1 мм/оберт, глибина різання – 0,3 мм.

З попередньо таблетованих порошків діаметром 20 мм і масою 9 г виготовлялися зразки для гарячого пресування. Для пресування використовували графіт МПГ-7 з максимальним тиском 50 МПа при температурі вище 1200 °С. Температура початку деформації складала близько 900 °С, а закінчення усадки – 1600...1630 °С. Тому максимальна температура обмежувалася на рівні 1650 °С.

Результати та обговорення. З отриманих зразків виготовляли ріжучі пластини розмірами (11,75×11,75×4,75) мм³ і визначали їхню стійкість при різанні загартованої сталі ШХ15 відповідно до зазначених параметрів. Найкращий результат становив 33 хв, що більш ніж на 30 % перевищує характеристики стандартних пластин ВОК-71. Слід

зазначити, що в обох цих випадках випробування проводилися без застосування мастильно-охолоджувальних рідин, що значно посилює вплив дифузійного та окисного зносу. Імовірно, що застосування мастильно-охолоджувальних рідин дасть змогу знизити температуру в зоні різання і уповільнити дифузійний та окисний знос.

При аналізі структури ВОК-71 та отриманої кераміки виявлено, що розміри зерен складових фаз оксиду алюмінію та

карбідів вольфраму і титану можна порівняти (2...5 мкм). Однак щільність отриманої кераміки 50 мас.% Al_2O_3 –50 мас.% WC становить 5,96 г/см³, що вище, ніж у ВОК-71 (4,2...4,27 г/см³). Це сприяє більш ефективному відведенню тепла з зони різання і, отже, температури у ній. Тож використання добавок WC замість TiC при виробництві ріжучих пластин з оксиду алюмінію є перспективним.

Деякі фізико-механічні властивості отриманих матеріалів наведено в таблиці.

Таблиця

Деякі фізико-механічні властивості отриманих матеріалів

Номер з/п	P , МПа	T , °C	ρ , г/см ³	HRA	σ_{32} , МПа	K_{Ic} , МПа м ^{-1/2}	Стійкість, хв
1	50,0	1550	5,68	92	540	3,5	23
2	50,0	1600	5,96	93	580	5,8	33
3	50,0	1650	5,83	93	560	5,2	28

У разі виготовлення інструменту з нанопорошків «оксид алюмінію – монокарбід вольфраму» відпадає необхідність використання спеціальних зв'язуючих матеріалів у технологічному процесі виготовлення такого інструментального матеріалу. Можливість спікання нанопорошків електричним струмом без добавок, що спікають, значно скорочує технологічний цикл виготовлення пластин і перешкоджає утворенню додаткових джерел тріщин і пор. Швидке підвищення температури в процесі гарячого пресування обмежує зростання зерна.

Відомо, що дисперсне зміцнення матеріалів визначається морфологією та розміром частинок зміцнювальної фази, її вмістом і міцністю міжфазних меж [27]. Міцність міжфазних меж залежить від відношення модулів пружності зміцнювальної фази і матриці коефіцієнтів їхнього термічного розширення, а також рівня розчинності зміцнювальної фази в матриці. Чим більше відношення модулів пружності матриці та зміцнювальних фаз,

тим вища концентрація напружень на міжфазній межі. Карбід вольфраму створює в оксидній матриці більшу концентрацію напружень на міжфазній межі, ніж карбід або нітрид титану. Крім того, зерна WC більш дисперсні, тому більш когерентні з матрицею. Отже, високу зносостійкість під час обробки загартованих сталей можна пояснити вищою міцністю міжфазних меж.

Можливість протікання та види реакції між оброблюваним матеріалом і структурними складовими ріжучої кераміки можна прогнозувати на основі розрахунку термодинамічного потенціалу. Дослідження показали, що температура в зоні різання в тонких поверхневих шарах може досягати температури фазових перетворень заліза ($Fe\alpha \rightarrow Fe\gamma$). Високий тиск ініціює дисоціацію цементиту. Отже, основними елементами, якими можуть дифундувати поверхневі шари кераміки, можуть бути іонізовані залізо і вуглець, оскільки вони знаходяться в аустеніті. Однак розрахунки показують, що для реакції

$$Al_2O_3 + 2Fe \rightarrow 2Al + Fe_2O_3$$

термодинамічний потенціал має позитивне значення в широкому діапазоні температур, і реакція енергетично не вигідна.

Реакції з вуглецем вигляду $2\text{Al}_2\text{O}_3 + 9\text{C} \rightarrow \text{Al}_4\text{C}_3 + 6\text{CO}$ можливі при температурах $> 1800^\circ\text{C}$, що знаходиться за межами робочих температур ріжучого інструменту. При температурах $1100\text{...}1300^\circ\text{C}$ можливі реакції Al_2O_3 з кремнієм, марганцем і кальцієм (їхніми оксидами), що містяться в сталі. Дані рентгеноспектрального аналізу не виявляють карбіди та чисті Fe та Al у стружці та оброблюваному матеріалі, як результат можливого відновлення їхніх оксидів. Однак у нашаруваннях з оброблюваного матеріалу на контактних майданчиках виявляються оксиди FeO та Fe_2O_3 . Аналіз структури керамічних матеріалів ВО-13, ВОК-60, ВОК-71 та ОНТ-20 з використанням електронної мікроскопії показує, що цей клас

інструментальних матеріалів можна розглядати як дисперсно-зміцнені матеріали. Залежно від марки кераміки її матриця зміцнена частинками оксидів, карбідів (ZrO_2 , TiC і т. д.). Зміцнення розробленого матеріалу відбувається за рахунок додавання частинок карбіду вольфраму. У кераміці ВО-13 розміри частинок Al_2O_3 перевищують 3 мкм. В оксидно-карбідній кераміці розміри зерен Al_2O_3 досягають $2\text{...}5$ мкм, а TiC – $0,2\text{...}0,7$ мкм. Розмір зміцнювальних частинок розробленого матеріалу становить $50\text{...}100$ нм. Вміст зміцнювальних частинок (TiC , TiN , SiC і т. д.) у кераміці різний: якщо, наприклад, в оксидно-карбідній кераміці ВОК-60 він досягає 40 мас.%, то в розробленому матеріалі – лише 15 мас.%

На рис. 2 показано залежність зносу h , мм, різних матеріалів від тривалості роботи t , хв, різних ріжучих матеріалів.

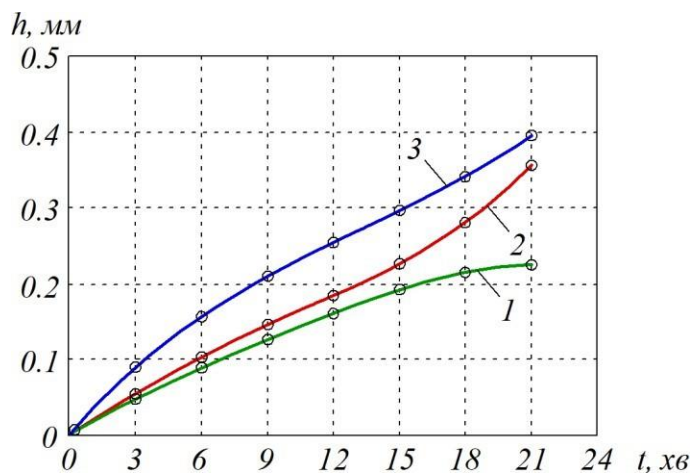


Рис. 2. Залежність зношування по задній поверхні від тривалості обробки сталі ШХ15 (HRC 60...62) пластинами: 1 – з Al_2O_3 –50 мас.% WC; 2 – ВОК-71; 3 – ВО-13 (режим різання: $v \times s \times t = 200 \text{ м/хв} \times 0,085 \text{ мм/об} \times 0,2 \text{ мм}$)

Найбільше зношування відбувається в ріжучого матеріалу без зміцнювальних добавок, яке ще раз доводить, що дисперсне зміцнення композитів позитивно впливає на фізико-механічні властивості матеріалів.

Отже, проведені дослідження показали, що для отримання ріжучих пластин Al_2O_3 –WC з високою функціональною ефективністю необхідно оптимізувати співвідношення фазових складових вихідних порошків і їхню

гомогенізацію в процесі змішування. Далі слід провести формування методом гарячого вакуумного пресування при оптимальних режимах, а також полірування ріжучих пластин, щоб виключити зародки мікротріщин. Нарешті необхідно оптимізувати параметри різання для різних металів і сплавів.

Висновки і рекомендації щодо подальшого використання. На підставі проведених досліджень структури і властивостей отриманої оксидно-карбідної інструментальної кераміки можна зробити такі висновки:

– оптимальна температура спікання суміші під тиском складає 1600 °С. При температурі 1550 °С час витримки недостатній, а при 1650 °С перевищується температура міжфазної взаємодії Al_2O_3 –WC, що може спричинити утворення СО та закритої пористості. Тиск

пресування обмежується характеристиками графіту МПГ-7 і становить 50 МПа. Максимальний тиск застосовується тільки при досягненні максимальної температури пресування для повної дегазації сорбованих газів. Застосування максимального тиску при більш низьких температурах може призвести до збільшення пористості через наявність сорбованих газів;

– розміри зерен структурних складових кераміки в діапазоні 2...5 мкм не є оптимальними і формуються не в процесі спікання, а під час підготовки суміші до гарячого пресування. Очевидно, що сухе змішування не сприяє руйнуванню агломерату Al_2O_3 і WC і не дає змоги отримати гомогенну структуру, що важливо для отримання субмікронних зерен при спіканні. Можливо, необхідно використовувати мокре змішування з застосуванням поверхнево-активних речовин.

Статтю підготовлено в рамках проведення дослідження за держбюджетною темою «Використання нетрадиційних методів отримання нанопорошків і спікання при розробці модифікованої муліто- ZrO_2 кераміки, стійкої до термоудару» (державний реєстраційний номер 0121U1094401).

Список використаних джерел

1. Wang D., Xue C., Cao Y., Zhao J. (2016). Fabrication and cutting performance of an $Al_2O_3/TiC/TiN$ ceramic cutting tool in turning of an ultra-high-strength steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2016. Vol. 91(5–8). P. 1967–1976. DOI: 10.1007/s00170-016-9927-z.
2. Shalaby M. A., Veldhuis S. C. (2018). Wear and tribological performance of different ceramic tools in dry high speed machining of Ni-Co-Cr precipitation hardenable aerospace superalloy. *Tribology Transactions*. 2018. Vol. 62. P. 62–77. DOI: 10.1080/10402004.2018.1486494.
3. Нові керамічні композиційні матеріали інструментального призначення: монографія / Р. В. Вовк, Е. С. Геворкян, В. П. Нерубацький та ін. Харків: ХНУ імені В. Н. Каразіна, 2018. 200 с.
4. Геворкян Е. С., Нерубацький В. П. Моделювання процесу гарячого пресування Al_2O_3 при прямому пропусканні змінного електричного струму з частотою 50 Гц. *Збірник наукових праць Української державної академії залізничного транспорту*. Харків: УкрДАЗТ, 2009. Вип. 110. С. 45–52.
5. Геворкян Е. С., Нерубацький В. П. До питання отримання тонкодисперсних структур з нанопорошків оксиду алюмінію. *Збірник наукових праць Української державної академії залізничного транспорту*. Харків: УкрДАЗТ, 2009. Вип. 111. С. 151–167.

6. Лісачук Г. В., Кривобок Р. В., Волощук В. В. Інтенсифікація процесу спікання керамічних матеріалів на основі системи $\text{BaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»*. Серія: Інноваційні дослідження у наукових роботах студентів. 2022. № 1. С. 3–8. DOI: 10.20998/2220-4784.2022.01.01.
7. Denry I., Kelly J. R. Emerging ceramic-based materials for dentistry. *Journal of Dental Research*. 2014. Vol. 93(12). P. 1235–1242. DOI: 10.1177/0022034514553627.
8. Давидчук Н. К., Гадзира М. П., Тимошенко Я. Г., Гнилиця І. Д. Вплив продуктів взаємодії високодисперсних карбідів з оксидами металів на структуру та міцність зерен спеченої алюмооксидної кераміки. *Вісник УМТ*. 2017. № 1(10). С. 81–87.
9. Mohapatra S. A review on titanium carbide synthesising methods. *Materials Science: An Indian Journal*. 2021. Vol. 19, Is. 6. P. 1–10.
10. Szutkowska M. Fracture toughness of advanced alumina ceramics and alumina matrix composites used for cutting tool edges. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2012. Vol. 54/2. P. 202–210.
11. Dobrzański L. A., Kremzer M., Nagel A., Huchler B. Fabrication of ceramic preforms based on Al_2O_3 CL 2500 powder. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2006. Vol. 18. No. 1–2. P. 71–74.
12. Vaiani L., Boccaccio A., Uva A. E., Palumbo G., Piccininni A., Guglielmi P., Cantore S., Santacroce L., Charitos I. A., Ballini A. 2023. Ceramic materials for biomedical applications: an overview on properties and fabrication processes. *Journal of Functional Biomaterials*. 2023. Vol. 14, No. 3. 146. DOI: 10.3390/jfb14030146.
13. Zehnder, A.T. (2013). Griffith theory of fracture. In: Wang, Q.J., Chung, YW. (eds) *Encyclopedia of Tribology*. Springer, Boston, MA. DOI: 10.1007/978-0-387-92897-5_259.
14. Нові матеріали та технології їх отримання: підручник / Е. С. Геворкян, Г. Д. Семченко, Л. А. Тимофеева, В. П. Нерубацький. Харків: «Діса плюс», 2015. 344 с.
15. Iqbal A., Moskal G. Recent development in advance ceramic materials and understanding the mechanisms of thermal barrier coatings degradation. *Archives of Computational Methods in Engineering*. 2023. DOI: 10.1007/s11831-023-09960-7.
16. F. T. da Silva, M. A. N. Zacché, H. S. de Amorim Influence of different surface treatments on the fracture toughness of a commercial ZTA dental ceramic. *Materials Research*. 2007. Vol. 10, No. 1. P. 63–68. DOI: 10.1590/S1516-14392007000100014.
17. Gevorkyan E., Rucki M., Krzysiak Z., Chishkala V., Zurowski W., Kucharczyk W., Barsamyan V., Nerubatskiy V., Mazur T., Morozow D., Siemiątkowski Z., Caban J. Analysis of the electroconsolidation process of fine-dispersed structures out of hot pressed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-WC}$ nanopowders. *Materials*. 2021. Vol. 14, Is. 21. 6503. DOI: 10.3390/ma14216503.
18. Hu C., Li F., Qu D., Wang Q., Xie R., Zhang H., Peng S., Bao Y., Zhou Y. Developments in hot pressing (HP) and hot isostatic pressing (HIP) of ceramic matrix composites. *Advances in Ceramic Matrix Composites*. 2014. P. 177–202. DOI: 10.1016/b978-0-08-102166-8.00008-6.
19. Gevorkyan E. S., Rucki M., Kagramanyan A. A., Nerubatskiy V. P. Composite material for instrumental applications based on micro powder Al_2O_3 with additives nano-powder SiC. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2019. Vol. 82. P. 336–339. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2019.05.010.
20. Tang S., Liu P., Su Z., Lei Y., Liu Q., Liu D. Preparation and cutting performance of nano-scaled Al_2O_3 -coated micro-textured cutting tool prepared by atomic layer deposition. *High Temperature Materials and Processes*. 2021. Vol. 40(1). P. 77–86. DOI: 10.1515/htmp-2021-0021.
21. Mamalis A., Mechnik V., Morozow D., Ratov B., Kolodnitskiy V., Samociuk W., Bondarenko N. Properties of cutting tool composite material diamond-(Fe-Ni-Cu-Sn) reinforced with nano-VN. *Machines*. 2022. Vol. 10, No. 6. 410. DOI: 10.3390/machines10060410.

22. Gevorkyan E., Rucki M., Sałaciński T., Siemiątkowski Z., Nerubatskyi V., Kucharczyk W., Chrzanowski Ja., Gutsalenko Yu., Nejman M. Feasibility of cobalt-free nanostructured WC cutting inserts for machining of a TiC/Fe composite. *Materials*. 2021. Vol. 14, Is. 12. 3432. DOI: 10.3390/ma14123432.

23. Wang J., Chen J., Jin T., Guo B., Yuan J., Zhao Q. Preparation of nanotwinned cBN cutting edge by combining mechanical lapping and ion beam polishing. *Diamond and Related Materials*. 2020. 107801. DOI: 10.1016/j.diamond.2020.107801.

24. Grigoriev S. N., Fedorov S. V., Hamdy K. Materials, properties, manufacturing methods and cutting performance of innovative ceramic cutting tools – a review. *Manufacturing Rev.* 2019. Vol. 6, No. 19. DOI: 10.1051/mfreview/2019016.

25. Vereschaka A. A., Vereshchaka A. S., Anikeev A. I. Carbide tools with nano-dispersed coating for high-performance cutting of hard-to-cut materials. *Advanced Materials Research*. 2013. Vol. 871. P. 164–170. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.871.164.

26. Menčík J. Principles of fracture mechanics. *In: Mechanics of Components with Treated or Coated Surfaces. Solid Mechanics and Its Applications*. 1996. Vol. 42. Springer, Dordrecht. DOI: 10.1007/978-94-015-8690-0_4.

27. Remanufacturing and Advanced Machining Processes for New Materials and Components / E. S. Gevorkyan, M. Rucki, V. P. Nerubatskyi, W. Żurowski, Z. Siemiątkowski, D. Morozow, A. G. Kharatyan. Taylor & Francis, 2022. 204 p.

Нерубацький Володимир Павлович, кандидат технічних наук, доцент, доцент кафедри електроенергетики, електротехніки та електромеханіки, Український державний університет залізничного транспорту. Тел.: +38 (095) 045-78-01. E-mail: NVP9@i.ua. ORCID iD: 0000-0002-4309-601X.

Геворкян Едвін Спартаківич, доктор технічних наук, професор, професор кафедри інженерії вагонів та якості продукції, Український державний університет залізничного транспорту. Тел.: +38 (050) 596-32-16. E-mail: edsgev@gmail.com. ORCID iD: 0000-0003-0521-3577.

Комарова Ганна Леонідівна, кандидат технічних наук, доцент, доцент кафедри інженерії вагонів та якості продукції, Український державний університет залізничного транспорту. Тел.: +38 (093) 756-98-03. E-mail: komarova@kart.edu.ua. ORCID iD: 0000-0001-8597-5891.

Морозова Оксана Миколаївна, аспірантка кафедри інженерії вагонів та якості продукції, Український державний університет залізничного транспорту. Тел.: +38 (097) 170-62-95. E-mail: oksanabakan2012@gmail.com. ORCID iD: 0000-0001-7397-2861.

Цибульник Владислав Романович, молодший науковий співробітник кафедри інженерії вагонів та якості продукції, Український державний університет залізничного транспорту. Тел.: +38 (066) 945-95-75. E-mail: vladtsybulnyk@gmail.com. ORCID iD: 0000-0002-9895-6662.

Nerubatskyi Volodymyr Pavlovych, PhD (Tech.), Associate Professor, Department of Electrical Energetics, Electrical Engineering and Electromechanics, Ukrainian State University of Railway Transport. Tel.: +38 (095) 045-78-01. E-mail: NVP9@i.ua. ORCID iD: 0000-0002-4309-601X.

Gevorkyan Edwin Spartakovich, Dr. Sc. (Tech.), Professor, Department of Wagon Engineering and Product Quality, Ukrainian State University of Railway Transport. Tel.: +38 (050) 596-32-16. E-mail: edsgev@gmail.com. ORCID iD: 0000-0003-0521-3577.

Komarova Hanna Leonidivna, PhD (Tech.), Associate Professor, Department of Wagon Engineering and Product Quality, Ukrainian State University of Railway Transport. Tel.: +38 (093) 756-98-03. E-mail: komarova@kart.edu.ua. ORCID iD: 0000-0001-8597-5891.

Morozova Oksana Mykolaivna, Postgraduate, Department of Wagon Engineering and Product Quality, Ukrainian State University of Railway Transport. Tel.: +38 (097) 170-62-95. E-mail: oksanabakan2012@gmail.com. ORCID iD: 0000-0001-7397-2861.

Tsybulnyk Vladyslav Romanovych, Junior research fellow, Department of Wagon Engineering and Product Quality, Ukrainian State University of Railway Transport. Tel.: +38 (066) 945-95-75. E-mail: vladtsybulnyk@gmail.com. ORCID iD: 0000-0002-9895-6662.

Статтю прийнято 16.09.2023 р.