

УДК 666.798:621.762.4

DOI: 10.15587/1729-4061.2021.245938

Визначення впливу ультрадисперсних домішок нітриду алюмінію на структуру і фізико-механічні властивості інструментальної кераміки

Е. С. Геворкян, В. П. Нерубацький, В. О. Чижкала, Ю. Г. Гуцаленко, О. М. Морозова

Розглянуто особливості отримання інструментального матеріалу на основі оксиду хрому. При цьому було використано ультрадисперсні порошки з нітриду алюмінію. Встановлено, що деструкція оксиду хрому при високих температурах спікання запобігається за рахунок реакційного спікання оксиду хрому (Cr_2O_3) та нітриду алюмінію (AlN).

Встановлено, що структура композиту залежить як від температури, так і від часу гарячого пресування. Термодинамічні розрахунки взаємодії Cr_2O_3 з AlN показали, що взаємодія між ними починається за температури 1300°C . На відміну від гарячого пресування на повітрі, у вакуумі сполуки CrN та Cr_2N не утворюються. З підвищенням температури вміст Al_2O_3 в твердому розчині стає максимальним за температури 1700°C у разі гарячого пресування на повітрі, у вакуумі вміст Al_2O_3 залишається незмінним у всьому температурному діапазоні $1300\text{--}1700^\circ\text{C}$. При збільшенні часу гарячого пресування до 30 хв, розмір окремих зерен досягає 10 мкм. Показано, що в процесі спікання між Cr_2O_3 та AlN шляхом плазмохімічного синтезу на межах фаз утворюється твердий розчин $(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_3$, який підвищує механічні властивості матеріалу.

Досліджено вплив на якість обробленої поверхні загартованої твердої сталі при обробці розробленим інструментальним матеріалом на основі оксиду хрому з оптимальною домішкою 15 мас. % ультрадисперсного порошку нітриду алюмінію. Визначено, що якість обробленої поверхні твердої сталі покращується порівняно зі стандартними імпортними інструментальними пластинами.

Встановлено, що отриманий інструментальний матеріал, крім відносно високої міцності і тріщиностійкості, має також високу теплопровідність, що сприятливо впливає на якість обробленої поверхні сталі, враховуючи що у процесі різання не використовуються мастильно-охолоджувальні рідини.

Ключові слова: гаряче пресування, інструментальний матеріал, нітрид алюмінію, оксид хрому, ультрадисперсний порошок.

1. Вступ

Для механічної обробки якість матеріалів різального інструменту є одним з найважливіших питань, які потребують вирішення. Підвищення продуктивності різального інструменту може бути досягнуто за рахунок використання сучасних композиційних керамічних різальних матеріалів [1]. Ці матеріали повинні мати такий комплекс властивостей: високу твердість, зносостійкість, міцність, ударну в'язкість, стійкість до окислення [2, 3]. Крім того, матеріали різальних інструментів повинні бути здатними протистояти екстремальним умовам різання,

таким як висока температура і тертя між заготовкою та поверхнею різального інструменту. Цього можна досягти за допомогою обробки поверхні, а також шляхом застосування гарячого пресування та іскрового плазмового спікання – двох основних процесів, які використовуються для виготовлення таких інструментів.

Існування різноманіття оброблюваних металів вимагає створення широкого асортименту різальних матеріалів, кожен з яких мав би свою специфічну галузь застосування [4, 5]. Орієнтовні галузі практичного використання різних різальних матеріалів в залежності від швидкості різання та величини подачі показано на рис. 1 [6].

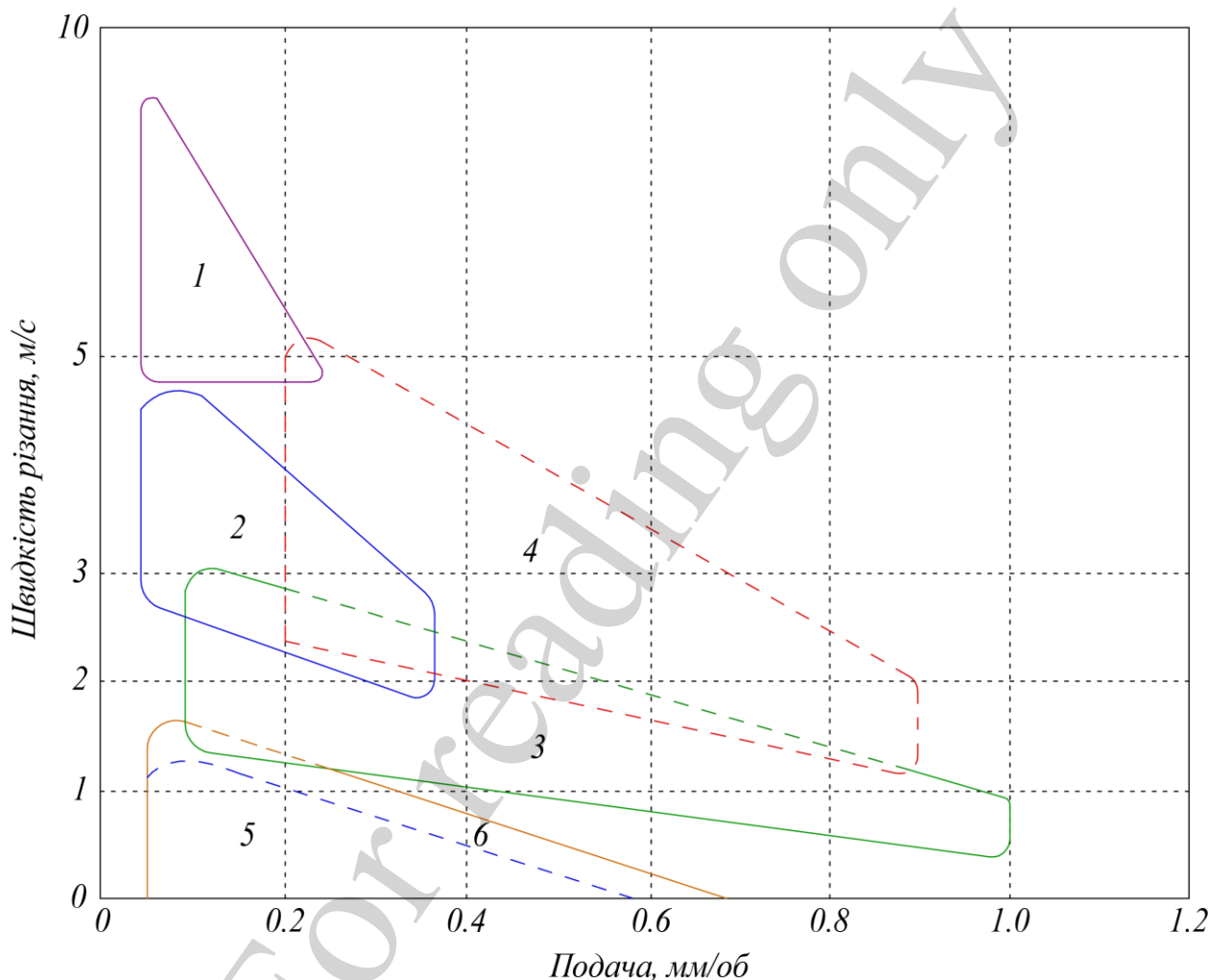


Рис. 1. Типові галузі практичного використання різних різальних інструментальних матеріалів: 1 – кераміка; 2 – кермети; 3 – твердий сплав; 4 – твердий сплав з покриттям; 5 – швидкорізальна сталь; 6 – швидкорізальна сталь з покриттям

З рис. 1 видно, що матеріали, які мають вищу високотемпературну твердість, можуть використовуватися при великих швидкостях різання [7], а ті, що володіють вищою міцністю – при великих значеннях величин подачі [8].

Зносостійкість матеріалу тим вища, чим вище твердість матеріалу [9, 10]. Але оскільки в різні види зносу входять явища дифузії, адгезії, електрохімічно-

го зносу, то залежно від матеріалу, що обробляється, і умов обробки, інтенсивний знос може спостерігатися навіть у тих матеріалів, які мають високу твердість. У сучасному процесі металообробки застосовуються інструменти на основі тугоплавких сполук чотирьох видів: тверді сплави, безвольфрамові тверді сталі, карбідосталі та кераміка [11, 12].

Якщо розглядати залежність швидкості різання від механічних характеристик різального матеріалу (рис. 1), то слід зазначити, що при високій швидкості різання та малій подачі можуть використовуватися матеріали з високою твердістю та низькою міцністю [13, 14]. Ці властивості мають керамічні матеріали. При великих глибинах різання потрібна висока механічна міцність, яку мають тверді сплави [15]. При цьому зменшується швидкість різання. Крім того, тверді сплави володіють оптимальним комплексом необхідних властивостей для різального інструменту, які можуть бути еталоном як за структурою, так і за властивостями при розробці нового різального матеріалу.

Розробка високоефективних інструментальних керамічних матеріалів є актуальним завданням сучасності, оскільки це підвищує продуктивність обробки, зносостійкість та якість оброблених деталей. Крім того, це сприяє розширенню сфери застосування інструментальних матеріалів за рахунок усунення коштовних процесів шліфування алмазними абразивними колами.

2. Аналіз літературних даних та постановка проблеми

Проблемам підвищення механічних властивостей інструментальної кераміки, отримання інструментальних матеріалів на основі оксиду хрому та визначення закономірностей впливу домішок, зокрема нітриду алюмінію, на структуру і властивості інструментальних матеріалів приділяється велика увага.

У роботі [16] представлено розробку різального інструменту легованого оксидом цирконію оксиду алюмінію з додаванням хрому. Для його розробки було використано твердотільний процес, при якому порошки оксиду алюмінію (Al_2O_3), оксиду цирконію (ZrO_2) і оксиду хрому (Cr_2O_3) оброблялися в кульовому млині. Ущільнення здійснювалося шляхом холодного ізостатичного пресування, спікання – за сталої температури $1400\text{ }^\circ C$ з часом замочування 9 год. Виготовлений різальний інструмент зміг досягти терміну служби 225 с на швидкості різання 200 м/хв і швидкості подачі 0,15 мм/об. Проте на більш високих швидкостях різання розроблений інструмент не зміг працювати, та не в повній мірі було досліджено механізми зносу виготовлених різальних інструментів.

У роботі [17] дослідження було зосереджено на аналізі тертя і зносу керамічного різального інструменту, виготовленого з Al_2O_3 , ZrO_2 і Cr_2O_3 . Виготовлення інструменту виконувалося на верстаті AISI 1045. При цьому вдалося досягти збільшення терміну служби інструменту на 51 % у порівнянні з Al_2O_3 – ZrO_2 і покращення майже на 800 % порівняно з Al_2O_3 . Додавання Cr_2O_3 посилює зростання зерна Al_2O_3 , що сприяло кращому ущільненню частинок та дало змогу отримати більш високу щільність, міцність на вигин і твердість. Проте залишилося не визначеним питання залежності мікроструктури керамічних компактів, отриманих з Al_2O_3 – ZrO_2 – Cr_2O_3 з коефіцієнтом змішування 80–20–0,6 мас. %, від тетрагонально-моноклінних переходів.

У роботі [18] досліджено зношування різального інструменту ZTA–TiO₂–Cr₂O₃ та шорсткість обробленої поверхні нержавіючої сталі 316L. Експерименти проводилися при швидкості різання від 314 до 455 м/хв, швидкості подачі від 0,1 до 0,15 мм/об і глибині різання 0,2 мм. Для проведення токарної операції в експерименті було використано токарний верстат з числовим програмним управлінням. Крім того, за допомогою оптичного мікроскопа проводили аналіз бокового зносу і зношування кратерів, а область відколів спостерігали за допомогою сканувальної електронної мікроскопії. Найнижчі отримані значення бокового зносу, зношування кратерів та шорсткості поверхні становили 0,044 мм, 0,45 мм², 0,50 мкм відповідно при найвищій швидкості різання 455 м/хв і найвищій швидкості подачі 0,15 мм/об. Обмеження проведеного дослідження полягає у тому, що не повною мірою було розглянуто закономірності впливу домішок на механічні та експлуатаційні властивості отриманого керамічного різального інструменту, загартованого на основі ZTA–TiO₂–Cr₂O₃.

У роботі [19] з метою підвищення фізико-механічних властивостей кераміки розглянуто особливості формування мікроструктури композитів на основі синтезованих хімічним способом методом розкладу з фторидних солей нанопорошків діоксиду цирконію. Встановлено, що зменшення пористості нанопорошків в процесі спікання є головним завданням на шляху формування високощільних матеріалів. Показано, що збільшення вмісту нанодобавок оксиду алюмінію призводить до підвищення міцності і тріщиностійкості зразків за рахунок одночасного стримування аномального росту зерен та формування більш дрібної структури з високим вмістом тетрагональної фази. Обмеження проведеного дослідження полягає у тому, що повністю не були проведені термогравіметричні дослідження при спіканні з різними добавками. Крім того, не на всіх зразках перевірялася механічна міцність матеріалу, не в повному обсязі проводилося порівняння механічних властивостей з відомими світовими виробниками подібних матеріалів.

У роботі [20] запропоновано метод кількісної оцінки впливу оксиду легування на співіснування фаз мікроструктури, рухливість носіїв заряду неполяризованої кераміки, легуваної різною кількістю Fe₂O₃ та Cr₂O₃. Вимірювання електричних властивостей показало, що легування хромом і оксидом заліза сприяє розвитку тетрагональної структурної фази і призводить до перетворення ромбоєдричної структури до кубічної форми. Оксид хрому швидше викликає рухливість носіїв заряду неполяризованого матеріалу, ніж оксид заліза. Крім того, додавання як оксидів хрому, так і оксидів заліза сприяє збільшенню розміру кристала тетрагональної фази. З іншого боку, розмір кристалів ромбоєдричної фази збільшується за рахунок додавання оксиду заліза і зменшується при легуванні оксидом хрому. Але залишилося невирішеним питання, пов'язане з визначенням впливу структурної будови композитів на основі оксиду хрому на зносостійкість. Крім того, не було розглянуто кореляційні зв'язки термомеханічних властивостей.

У роботі [21] для синтезу керамічних пігментів було використано залишки металургійної промисловості, багаті Cr(III). Оксид хрому Cr₂O₃ було успішно відокремлено від відходів хромування шляхом промивання для вилучення роз-

чинних солей та піролізу до 1000 °C, щоб розкласти гідратовані оксиди, видалити органічні сліди та остаточно отримати відповідні оксиди. Оксид Cr(III) супроводжується переважно оксидом Al(III) та іншими незначними домішками, сумісними зі складом білої керамічної сировини. Таким чином, було отримано хімічний склад для синтезу керамічних пігментів. Покриття мали однорідну мікроструктуру, без дефектів поверхні. Проведені випробування на вилуговування підтвердили припущення, що склоподібний небезпечний хром добре стабілізується в скловидних матрицях. Таким чином, керамічна технологія сприяє інертації небезпечних відходів, знищенню органічної речовини, зменшенню об'єму відходів і перетворенню їх у корисний матеріал, потенційний для комерційних цілей. Обмеження проведеного дослідження полягає у тому, що метод приготування матеріалу, що застосовувався в роботі, має високу вартість. Крім того, не було проведено порівняльного аналізу якості отриманої поверхні керамічного матеріалу з відомими світовими аналогами.

У роботі [22] проаналізовано та порівняно переваги та недоліки технологій і процесів, що використовуються для визначення найбільш прийнятних методів створення керамічних різальних інструментів. Розглянуто останні удосконалення матеріалів для керамічних різальних інструментів. Показано, що вибір керамічних різальних інструментів є досить складним процесом, який має враховувати ряд важливих факторів. Разом з тим, в роботі не повною мірою враховано хімічний склад досліджуваних матеріалів і структурні перетворення в них у процесі тертя. Критерії зносостійкості, що обговорювалися, можна використовувати для обмежених умов роботи і окремих груп матеріалів.

У роботі [23] проведено дослідження, спрямоване на розуміння міжфазної трибологічної поведінки, коли різні типи інструментів використовуються для оброблення м'якої сталі (MS) та високохромистої нержавіючої сталі (ST). Результати показують, що швидкорізальна сталь (HSS) зазнає сильного абразивного зносу при MS і викликає серйозні проблеми з прилипанням ST. Встановлено, що оксидна окалина на поверхні ковзання металів сприяє зносостійкості. Однак для високохромистих нержавіючих сталей окислення значно гальмується утворенням захисного шару хрому (Cr_2O_3 або $(\text{Fe}_{1-x}\text{Cr}_x)_2\text{O}_3$), що самовідновлюється при високих температурах. Цей шар може перешкоджати дифузії заліза назовні та дифузії кисню всередину, що призводить до кількох проблем під час гарячого формування, таких як нерівномірний знос інструменту та явище прилипання.

Аналіз досліджень показав, що оксид хрому з домішками ультрадисперсного порошку нітриду алюмінію є перспективним матеріалом для застосування як інструментального з покращеними різальними і протизносовими властивостями. При розробці різального інструменту основна увага приділяється дослідженню механічних характеристик матеріалу, особливо тріщиностійкості і твердості. При проведенні випробувань на тертя і зношування здебільше не враховується вплив структурної будови композитів на основі оксиду хрому на зносостійкість. В більшості досліджень не встановлювались кореляційні зв'язки термомеханічних і трибологічних властивостей. Практично не дослідженими залишилися питання щодо сумісності й взаємного впливу трибосистеми «керамічний композит – метал» на процеси тертя в зоні контакту.

Таким чином, питання визначення впливу ультрадисперсних домішок нітриду алюмінію на структуру і фізико-механічні властивості інструментальної кераміки потребує вирішення. Крім цього, розробка ефективного різального інструменту, покращення якості обробки поверхонь високолегованих сталей, застосування сучасних методів формування і спікання нанопорошків створює нові можливості виробництва композиційних матеріалів з високими експлуатаційними можливостями.

3. Мета і завдання дослідження

Метою дослідження є визначення впливу ультрадисперсних домішок нітриду алюмінію на структуру і фізико-механічні властивості інструментальної кераміки на основі оксиду хрому, що дасть можливість отримання інструментального матеріалу з високими експлуатаційними властивостями.

Для досягнення мети було поставлено такі завдання:

- дослідити мікроструктуру композиційних матеріалів на основі оксиду хрому при гарячому пресуванні;
- визначити закономірності впливу домішок нітриду алюмінію на структуру та фізико-механічні властивості інструментальних матеріалів на основі синтезованого нанопорошку оксиду хрому;
- здійснити порівняння якості обробленої поверхні високотвердої легованої сталі розробленого інструментального матеріалу з найкращими імпортованими аналогами.

4. Матеріали та методи дослідження

В роботі використовувалися порошки виробництва компанії Sigma Aldrich Chemie GmbH (Німеччина): Cr_2O_3 розміром 1–3 мкм та AlN марки A200 розміром 0,7–1,8 мкм.

Суміші перемішували в агатових барабанах на планетарному млині зі швидкістю обертання 5 м/с протягом 30–40 хв.

Як середовище перемішування використовували етиловий спирт.

Співвідношення вихідної суміші, спирту і куль, що змішують, становило відповідно 2:1:1. Після перемішування суміші сушили і протирали через сито № 0064. Суміші порошків «оксид хрому – алюміній», «оксид хрому – нітрид алюмінію» піддавали брикетуванню в сталевих прес-формах у вакуумі. Для дослідження структуроутворення і властивостей у зазначених порошках при високих температурах, брикетовані зразки піддавали гарячому пресуванню у вакуумі при тиску 30 МПа на установці електроспікання.

Деякі фізико-механічні властивості одержаних композитів $(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_3\text{--CrN}$ визначали за загальноприйнятими методиками застосуванням стандартного обладнання [24, 25]. Межу міцності вигину визначали за допомогою випробувальної машини МН–1 на зразках розміром 5×5×35 мм при прикладанні зосередженої сили зі швидкістю 40 м/с, кількість зразків – 5 штук на одну пачку.

Межу міцності при стисканні визначали на випробувальній установці УМН–10. Зразки шліфувалися до чистоти, вказаної в ГОСТ 2789–73 і мали розмір 5×5×10 мм, кількість зразків – 5 штук на одну точку.

Твердість отриманих композицій вимірювали мікротвердоміром ПМТ-3 з використанням вказівок за оптимальними значеннями навантажень і часу їх дії.

Тріщиностійкість матеріалів визначали ідентифікацією пірамідою Віккерса на ретельно відполірованих шліфах за методикою, запропонованою у роботі [26].

Коефіцієнт в'язкості руйнування, що характеризує тріщиностійкість зразка, визначали за виразом [27]:

$$K_{IC} = 0,016 \cdot \left(\frac{l}{a}\right)^{-0.5} \cdot \left(\frac{H_V}{E \cdot F}\right)^{-0.4} \cdot \frac{H_V \cdot a^{0.5}}{F}, \quad (1)$$

де H_V – мікротвердість, ГПа; E – модуль Юнга, ГПа; F – константа, $F \approx 3$; l – довжина тріщини від кута відбитка піраміди Віккерса, м; a – напівдіагональ відбитка піраміди Віккерса, середня відстань від центру відбитка до кінця тріщини, м.

Уявну щільність, відносну щільність та пористість визначали за методикою, регламентованою ГОСТ 20018–74.

Рентгенограми порошкових зразків знімалися на дифрактометрах «Дрон-3.0» та УРС–50 у Cu_α -випромінюванні з Ni-фільтром.

Зняття фрактограми поверхонь зламу проводилося на растровому електронному мікроскопі.

Мікрорентгеноспектральний аналіз проводили на растровому електронному мікроскопі Camscan, який дозволяє визначати якісний, напівкількісний та кількісний розподіл елементів в окремих точках поверхні.

Якісний хімічний аналіз по лінії проводився за допомогою системи Link–860, кількісний хімічний аналіз – за допомогою програми ZAF–4. При напівкількісному аналізі застосовувалося імітаційне комп'ютерне моделювання.

При обробці результатів експериментів використовували методи математичної статистики [28, 29].

Металографічні дослідження структури отриманих матеріалів та їх фотографування виконувались на металографічних мікроскопах МІМ–8 «Neophot–2» у відбитому світлі при збільшенні від 300 до 1000 разів.

Для виготовлення якісних шліфів обробку площини зразків проводили на універсально-заточному верстаті моделі ЗБ456. При цьому зразок закріплювався у спеціальній оправці і послідовно шліфувався алмазними колами з розміром зерен 60/40, 20/14, 7/5, 3/2 мкм із застосуванням охолоджувальної водоемульсійної рідини.

Коефіцієнт теплопровідності визначали за кімнатної температури на зразках прямокутної форми $15 \times 15 \times 1$ мм пристрою для вимірювання теплопровідності НТ–3 МХТИ.

Як оброблюваний матеріал брали загартовану сталь 13ХВ (HRC 57...60).

Шорсткість обробленої поверхні досліджували на спеціальному приладі KEYENCE (рис. 2, Японія).



Рис. 2. Прилад для вимірювання шорсткості та якості обробленої поверхні

Прилад KEYENCE (рис. 2) дає змогу визначати якість обробленої поверхні деталі одразу за декількома показниками. За його допомогою було ідентифіковано профіль обробленої поверхні, параметри шорсткості, а також визначено топографію поверхні в цілому за розподілом неоднорідностей у поверхневому шарі досліджуваних зразків.

Трибологічні випробування спечених зразків проводили за температури навколишнього повітря $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ і відносній вологості 50% на приладі Microngamma. Принципову схему приладу представлено в [30]; в режимі тестування палець–зразок (pin-on-disk) при зворотно-поступальному терті – в [31]; на машині тертя в режимі тестування куля–шліф (calo-test) – в [32].

Поверхні зразків попередньо полірували з використанням матеріалів SiC до 5 мкм і оксидної суспензії на основі колоїдних частинок діоксиду кремнію розміром 100 нм .

Випробування при зворотно-поступальному терті спечених зразків проводили алмазним конічним індентором з радіусом заокруглення при вершині 50 мкм при навантаженні 500 мН і швидкості ковзання 20 мкм/с . Число циклів становило 300 .

Знос доріжок тертя вимірювали на безконтактному інтерференційному 3D-профілометрі Micron-alpha, основою якого є оптико-електронний блок та система мікродзеркал [33, 34]. Він реєструє нерівності поверхні з нанометричною точністю, що дозволяє виміряти об'єм доріжки тертя.

Виходячи з одержаних експериментальних даних визначали швидкість зносу за виразом [35]:

$$I = \frac{V}{P_N \cdot L \cdot n}, \quad (2)$$

де V – об'єм доріжки тертя (втрата об'єму зносу зразка), мкм^3 ;

P_N – прикладена нормальна сила, Н;

L – довжина доріжки (відстань, пройдена індентором при одному циклі), мкм;

n – число циклів.

Проведення випробувань відповідало міжнародним стандартам ASTM G99-959, DIN 50324 і ISO 20808.

5. Результати дослідження впливу ультрадисперсних домішок нітриду алюмінію на структуру і властивості кераміки

5.1. Мікроструктура композиційних матеріалів на основі оксиду хрому при гарячому пресуванні

Створення нових матеріалів з наперед заданими властивостями є чи не найважливішим питанням і проблемою сучасного матеріалознавства [36]. Різальна кераміка на основі Al_2O_3 , зміцнена 10...20 мас. % волокон карбіду кремнію, забезпечує високу чистоту обробленої поверхні [37, 38]. Зміцнення карбідом кремнію дає змогу застосувати цей матеріал при обробці жароміцних нікелевих сплавів зі швидкостями різання більше 200 м/хв і подачею 0,16 мм/об. Висока міцність та в'язкість руйнування дозволяє ефективно застосовувати таку кераміку для обробки чавунів. Проте з точки зору забезпечення якості обробленої поверхні інтерес представляє різальна кераміка на основі Cr_2O_3 . Цей матеріал має хороші абразивні властивості і застосовується як полірувальні пасти [39, 40]. Оксид хрому будучи вогнетривким матеріалом з високою температурою плавлення і стійкістю до окислення, широко застосовується для отримання кераміки. Крім того, Cr_2O_3 є носієм для каталізаторів або входить до їх складу, що дає змогу застосовувати такі каталізатори аж до 1000 °С, без помітної зміни складу [41]. У табл. 1 наведено порівняння фізико-механічних властивостей оксидів хрому і алюмінію.

Таблиця 1

Фізико-механічні властивості оксидів хрому і алюмінію

Матеріали	γ , г/см ³	$T_{пл}$, К	HV	$\sigma_{зг}$, Н/м ²	$\sigma_{ст}$, МН/м ²	E , ГН/м ²	λ , Вт/(м·К)	ρ , Ом·м
Al_2O_3	3,8–3,9	2320	2800	330	3000	360	20	10^{14}
Cr_2O_3	5,21	2573	2915	300	2900	284	19	10^5

З табл. 1 видно, що матеріал Cr_2O_3 має більш високу твердість та температуру плавлення ніж Al_2O_3 .

Хром утворює ряд кисневих сполук CrO , Cr_2O_3 , CrO_3 , фізико-хімічна природа, властивості і взаємні переходи яких складні та різноманітні. Між зазначеними оксидами існує низка проміжних кисневих сполук, складу яких досі точно не встановлено. Вищий оксид хрому CrO_3 має низьку температуру плавлення (близько 195 °С) і при нагріванні розкладається на ряд проміжних оксидів. Оксид хрому CrO на повітрі нестійкий і швидко перетворюється на більш міцний оксид Cr_2O_3 . Діаграму стану Cr–O наведено на рис. 3.

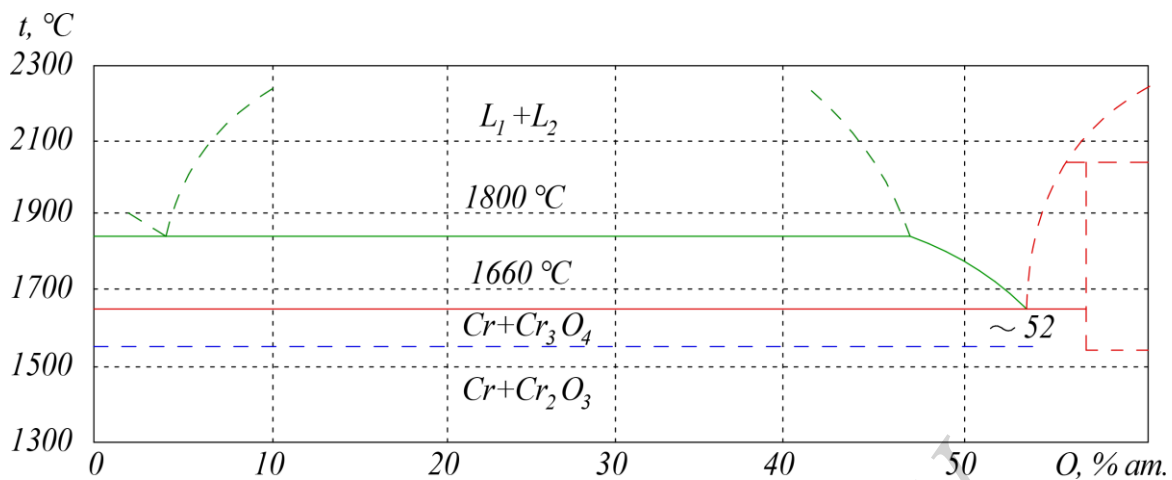


Рис. 3. Діаграма стану Cr–O: L_1 – рідинний стан Cr_2O_3 ; L_2 – рідинний стан Cr

З діаграми стану Cr–O (рис. 3) видно, що за температури нижче 1600°C існує двофазна область Cr+ Cr_2O_3 , а на інтервалі температур 1600 – 1660°C – двофазна область Cr+ Cr_3O_4 . Матеріали Cr і Cr_2O_3 (31,58 мас. %) мають область незмішування між 780 і 1300°C .

Оксид хрому Cr_2O_3 в промисловості отримується з хромітової руди шляхом отримання проміжної сполуки біхроміту натрію, а також прямим окисленням хрому. Cr_2O_3 має ромбоедричну решітку типу Al_2O_3 з такими параметрами елементарного осередку: $a=4,950 \text{ \AA}$, $c=13,665 \text{ \AA}$, $c/a=2,761$ при 20°C .

Оксид хрому починає розкладатися при температурі 1257°C , при 1200°C – з утворенням Cr_3O_4 . Ймовірно, що причини розбіжності температури дисоціації пов'язані з приватним відновленням Cr^{3+} до Cr^{2+} .

Теплота утворення оксиду хрому при 2516°C дорівнює $4691,4 \text{ кДж/моль}$. Питома електропровідність при 20°C коливається між $3,4 \cdot 10^{-6}$ і $1,2 \cdot 10^{-4} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$.

Оксид хрому характеризується винятковою хімічною інертністю, що є великою перевагою при обробці різних сплавів. Киснева та температурна межа стійкості визначається реакцією дисоціації [42]:



Тиск дисоціації $P_{\text{O}_2}^{\text{дис}}$, МПа, і температура дисоціації пов'язані між собою рівнянням [43]:

$$\lg P_{\text{O}_2}^{\text{дис}} = 0,1 \cdot \left[7,16 - \frac{3579}{t} \right] \quad (4)$$

Дисоціація негативно впливає на спікання та гаряче пресування оксиду хрому. Вона, як відомо, лімітується вмістом кисню в газовому середовищі, зі

зменшенням якого збільшується кількість кисневих вакансій в оксиді і краще йде спікання. Парціальний тиск кисню $P_{O_2}^{disc}$ над оксидом становить [44]:

$$P_{O_2}^{disc} = K^{2/3} [Cr]^{-4/3}, \quad (5)$$

де K – константа рівноваги.

Створення щільного та високоміцного оксиду хрому ускладнюється розкладанням та випаровуванням Cr_2O_3 , внаслідок чого утворюється мікропористість, що знижує механічні характеристики [45]. Основним газоподібним продуктом на поверхні оксиду хрому є хромовий ангідрид Cr_2O_3 , тому втрата маси відбувається за рахунок реакції:



Дисоціацію оксиду хрому можна заглушити за рахунок швидкого ущільнення і створення закритої пористості, застосовуючи підвищений тиск. Одним з перспективних способів отримання щільних виробів з Cr_2O_3 є введення добавок, які активно взаємодіють з оксидом і тим самим запобігають його дисоціації. Одним із таких матеріалів є ультрадисперсний порошок нітриду алюмінію. Нітрид алюмінію має досить високу теплопровідність, тому добавка його до оксиду хрому сприяє підвищенню теплопровідності інструментального матеріалу в цілому [46]. Крім того, комплексне вивчення діелектричних характеристик у широких діапазонах частот, електричного опору та теплопровідності композитів на основі AlN робить ці матеріали перспективними та конкурентоспроможними [47].

Створення інструментальних матеріалів з високою зносостійкістю, без використання мастильно-охолоджуючих речовин, та високою якістю обробленої поверхні, низькою шорсткістю, що дозволить замінити деякі технологічні процеси шліфування тонким точенням, є актуальним завданням.

5. 2. Вплив домішок нітриду алюмінію на структуру і властивості матеріалів на основі оксиду хрому

З метою максимального ущільнення матеріалу на початковій стадії для зниження температури і часу гарячого пресування суміші «оксид хрому – нітрид алюмінію» попередньо пресували в сталевих прес-формах. З рис. 4 видно, що найбільш щільні зразки можна отримати при пресуванні у вакуумі. Це пояснюється тим, що повітря запресовується (стискається) та його тиск може доходити до 10 МПа [48].

Надалі після зняття навантаження стиснене повітря розширюється і призводить не тільки до збільшення пористості, але й у деяких випадках до розшарування зразка. Порівняння розрахункових та експериментальних значень пористості у разі пресування на повітрі показало, що вони приблизно однакові.

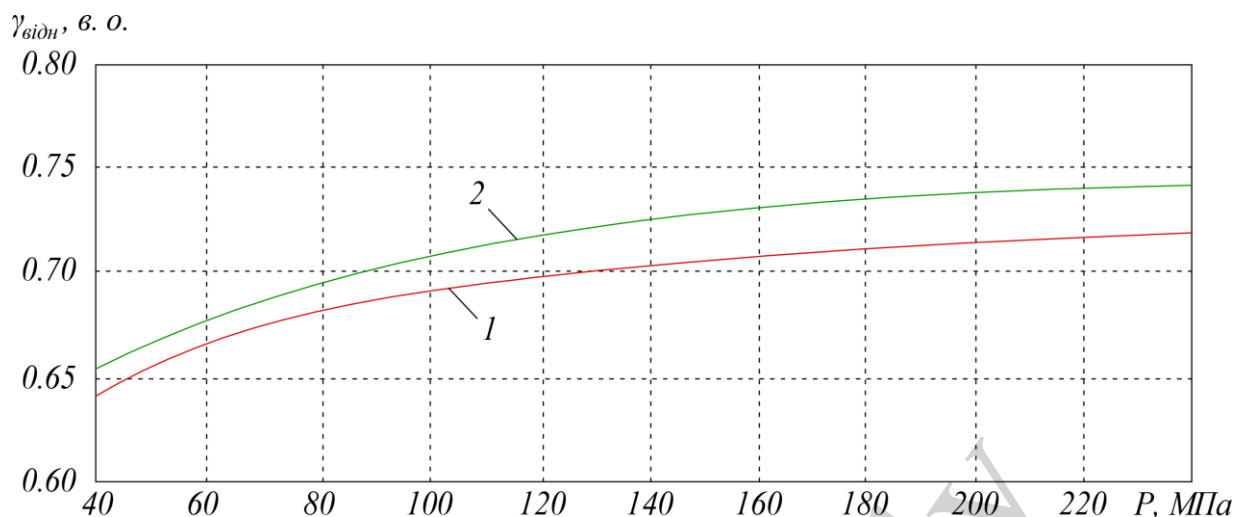


Рис. 4. Залежність відносної щільності від тиску при холодному пресуванні: 1 – у середовищі повітря; 2 – у вакуумі

Після холодного пресування у вакуумі зразки встановлювали у графітові прес-форми і піддавали гарячому пресуванню. Гаряче пресування проводили за температур 1500–1700 °С при тиску 15–30 МПа. Кінетику гарячого пресування суміші Cr_2O_3 –15 мас. % AlN показано на рис. 5.

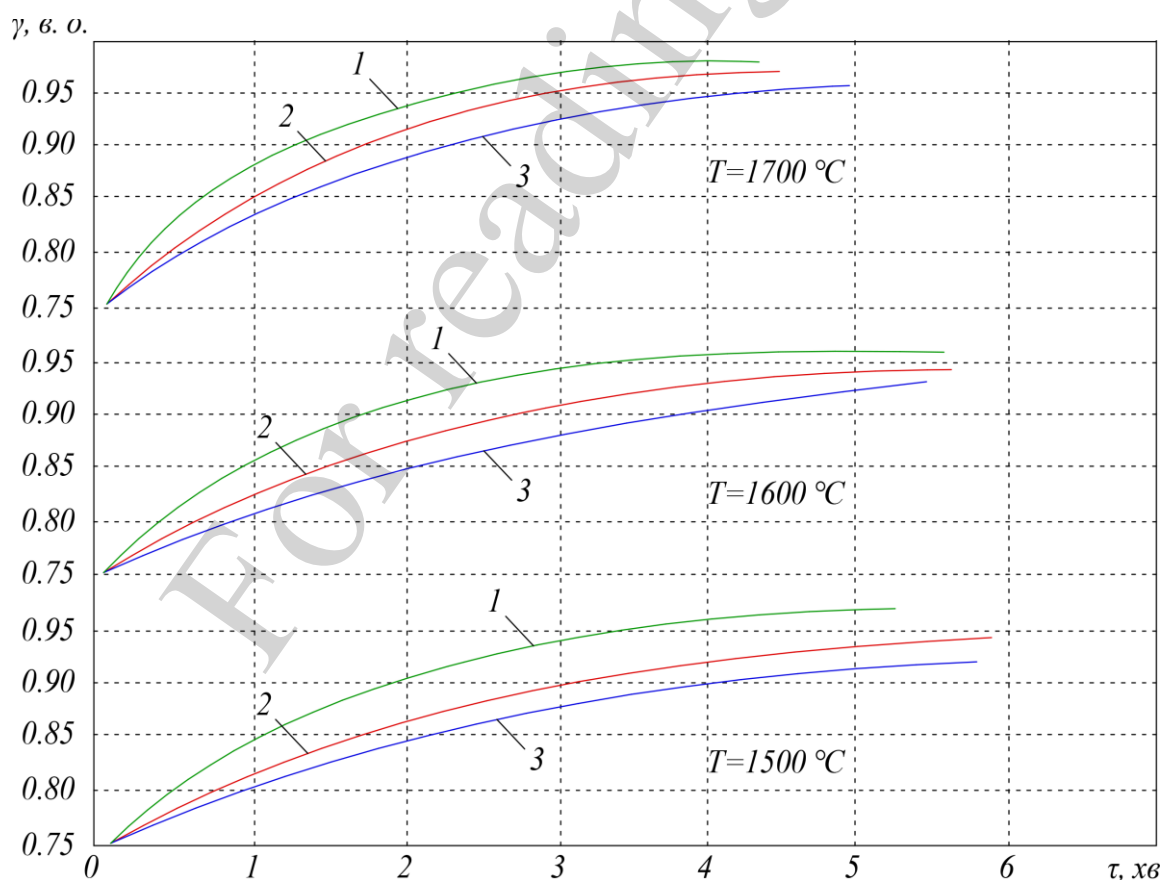


Рис. 5. Залежність відносної густини від температури та часу гарячого пресування для суміші Cr_2O_3 –15 мас. % AlN : 1 – при тиску 30 МПа; 2 – при тиску 20 МПа; 3 – при тиску 15 МПа

З рис. 5 видно, що з підвищенням тиску та температури збільшується відносна щільність, і відповідно, знижується пористість. Найбільш щільні зразки можна отримати при тиску 30 МПа та часі гарячого пресування 4–6 хв.

Нижню межу температури гарячого пресування 1500 °С обрано виходячи з диференціально-термічного аналізу суміші Cr_2O_3 –15 мас. % AlN (рис. 6), згідно з яким взаємодія в цій системі починається за температури 1435 °С.

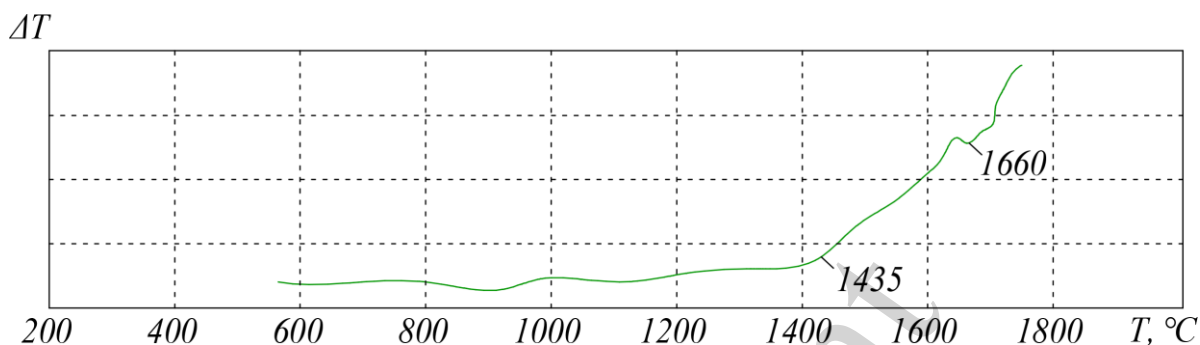


Рис. 6. Термограма нагріву суміші Cr_2O_3 –15 мас. % AlN в аргоні

Термодинамічні розрахунки взаємодії оксиду хрому з нітридом алюмінію показали, що взаємодія між ними починається за температури 1300 °С. У табл. 2 наведено рівноважний вміст компонентів, що утворюються у процесі реакції. Розрахунки проводились за спеціально розробленою програмою для ідеальних багатокомпонентних гетерогенних систем [49].

З табл. 2 видно, що при гарячому пресуванні на повітрі утворюються сполуки $(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_3$, Cr_2N , CrN , Cr . На відміну від гарячого пресування на повітрі, у вакуумі сполуки CrN і Cr_2N не утворюються. З підвищенням температури вміст Al_2O_3 у твердому розчині максимальний за температури 1700 °С у разі гарячого пресування на повітрі, у вакуумі вміст Al_2O_3 залишається незмінним у всьому температурному діапазоні 1300–1700 °С.

Рентгенофазовий аналіз зразків, гарячепресованих на повітрі за температурі 1600 °С, підтвердив наявність фаз $(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_3$, Cr_2N , CrN .

На рис. 7 наведено структуру композиту, отриманого гарячим пресуванням на повітрі із суміші Cr_2O_3 –10 мас. % AlN при різних температурах.

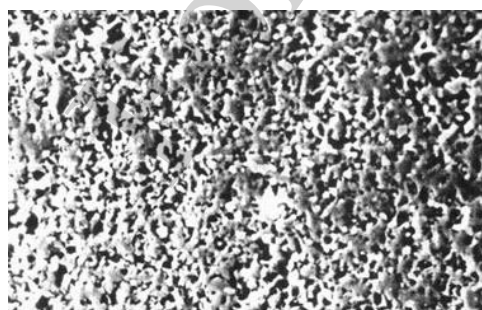
За температури 1500 °С структура складається з сірої та білої фаз, а при 1700 °С помітні темні ділянки, що, очевидно, судячи з даних хімічного аналізу (табл. 3, 4), є сполукою $\text{Cr}_{1,36}\text{Al}_{0,64}\text{O}_3$.

З кількісного аналізу (табл. 4) видно, що при 1700 °С у темній оксидній фазі композиту міститься велика кількість алюмінію. Вона є твердим розчином $\text{Cr}_{1,4}\text{Al}_{0,6}\text{O}_3$. У сірій фазі алюмінію значно менше, і вона в основному складається з оксиду хрому Cr_2O_3 . Структура композиту залежить як від температури, так і від часу гарячого пресування. При збільшенні часу гарячого пресування до 30 хв розмір окремих зерен досягає 10 мкм (рис. 8).

Таблиця 2

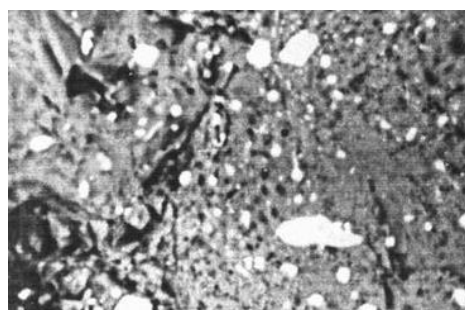
Дані термодинамічного розрахунку рівноважного вмісту компонентів у композиті з вихідною сумішшю Cr_2O_3 –15 мас. % AlN , моль/кг

$T, ^\circ\text{C}$	Компоненти	$P, \text{МПа}$		
		30	0,0098	0,0098
1300	Cr_2O_3	0,4827	0,9994	0,9994
	Al_2O_3	0,0069	0,0002	0,0002
	CrN	0,4979	–	–
	Cr_2N	–	–	–
	Cr	0,0009	0,0002	0,0002
1400	Cr_2O_3	6,0030	0,9994	0,9994
	Al_2O_3	0,6471	0,0002	0,0002
	CrN	–	–	–
	Cr_2N	0,0120	–	–
	Cr	0,0003	0,0002	0,0002
1500	Cr_2O_3	3,4827	0,9994	6,5756
	Al_2O_3	0,4768	0,0024	0,0025
	CrN	–	–	–
	Cr_2N	0,0001	–	–
	Cr	0,0395	0,0002	0,0025
1600	Cr_2O_3	4,7493	0,9994	0,9994
	Al_2O_3	0,3584	0,0002	0,0002
	CrN	0,0013	–	–
	Cr_2N	0,2990	–	–
	Cr	0,0001	0,0002	0,0002
1700	Cr_2O_3	7,1539	0,9994	0,9994
	Al_2O_3	0,5264	0,0002	0,0002
	CrN	0,0034	–	–
	Cr_2N	0,0007	–	–
	Cr	0,0002	0,0002	0,0002



×2000

а



×2000

б

Рис. 7. Структура композиційного матеріалу Cr_2O_3 –10 мас. % AlN , гарячеспресованого на повітрі за умов: а – $P=30 \text{ МПа}$, $T=1500 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau=10 \text{ хв}$; б – $P=30 \text{ МПа}$, $T=1700 \text{ }^\circ\text{C}$, $\tau=10 \text{ хв}$

Таблиця 3

Результат кількісного аналізу розподілу Cr, Al, O у гарячепресованого на повітрі зразку з суміші Cr₂O₃–10 мас. % AlN при T=1500 °C

Параметри гарячого пресування	Вміст елементів, мас. %					
	Світла фаза, точка 1			Сіра фаза, точка 2		
	Cr	Al	O	Cr	Al	O
P=30 МПа; T=1500 °C; τ=6·10 ² с	98,529	0,101	0,292	89,311	6,286	3,906

Таблиця 4

Результат кількісного аналізу розподілу Cr, Al, O у гарячепресованого на повітрі зразку з суміші Cr₂O₃–10 мас. % AlN при T=1700 °C

Параметри гарячого пресування	Вміст елементів, мас. %								
	Світла фаза, точка 1			Сіра фаза, точка 2			Темна фаза, точка 3		
	Cr	Al	O	Cr	Al	O	Cr	Al	O
P=30 МПа; T=1700 °C; τ=6·10 ² с	96,479	1,729	1,026	81,082	13,172	5,698	71,464	23,735	4,804

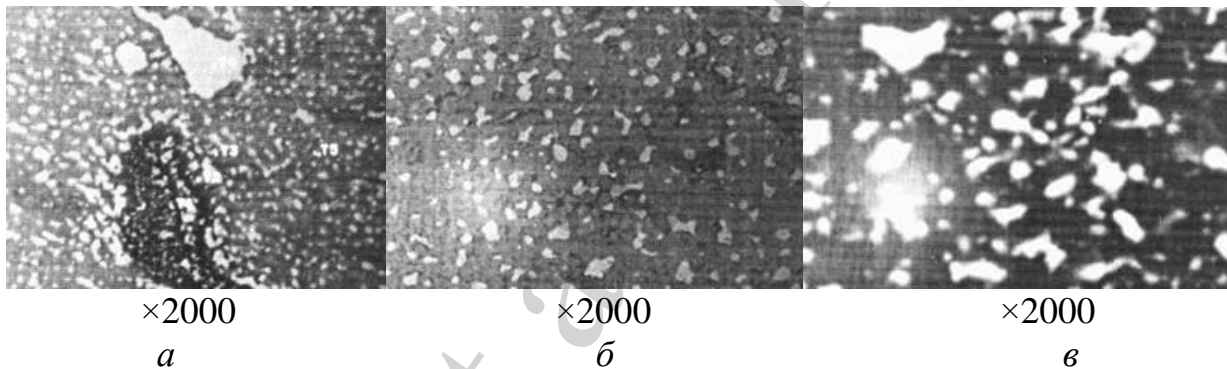


Рис. 8. Структура композитів Cr₂O₃–15 мас. % AlN, гарячепресованих на повітрі при P=30 МПа, T=1500 °C, за час: *a* – τ=10 хв; *б* – τ=15 хв; *в* – τ=30 хв

З рис. 8, *a* видно, що при гарячому пресуванні на окремих ділянках композиту утворюються зони з підвищеним вмістом алюмінію у твердому розчині. Кількісний склад елементів в окремих точках зразків наведено у табл. 5.

Таблиця 5

Результат кількісного аналізу розподілу Cr, Al, O у гарячепресованих на повітрі зразках з суміші Cr₂O₃–15 мас. % AlN при P=30 МПа; T=1700 °C; τ=6·10² с

Вміст елементів, мас. %					
Точка 1			Точка 2		
Cr	Al	O	Cr	Al	O
56,499	41,036	2,034	55,382	40,606	3,604
Вміст елементів, мас. %					
Точка 3			Точка 4		
Cr	Al	O	Cr	Al	O
74,709	21,777	3,457	95,867	1,863	0,882

Зі збільшенням часу гарячого пресування кількісний склад елементів змінюється [50, 51]. Збільшується кількість алюмінію у світлій фазі і зменшується його вміст у сірій фазі (табл. 6).

Таблиця 6

Результат кількісного аналізу розподілу Cr, Al, O у гарячепресованих на повітрі зразках із суміші Cr₂O₃–15 мас. % AlN

№ зразка	Параметри гарячого пресування: $P=30$ МПа; $T=1700$ °C	Вміст елементів, мас. %					
		Світла фаза, точка 1			Сіра фаза, точка 2		
		Cr	Al	O	Cr	Al	O
1	$\tau=6 \cdot 10^2$ с	98,529	0,101	2,292	89,341	6,286	3,906
2	$\tau=9 \cdot 10^2$ с	99,249	0,109	0,642	89,653	6,028	4,212
3	$\tau=12 \cdot 10^2$ с	99,115	0,117	0,728	90,066	5,737	4,950
4	$\tau=18 \cdot 10^2$ с	99,082	0,126	0,792	89,735	5,267	4,998

На рис. 8, 9 показано, як змінюється структура композиту Cr₂O₃–15 мас. % AlN при гарячому пресуванні залежно від температури та часу. Зі збільшенням часу температури гарячого пресування відбувається зростання зерен хрому. Так, наприклад, при температурі $T=1500$ °C і часу витримки 10 хв розмір зерен хрому становить 1 мкм, і зі збільшенням часу до 30 хв їх розмір досягає 3–4 мкм. При температурі 1700 °C середній розмір зерен хрому становить 3–5 мкм за час витримки 10 хв і 5–8 мкм за час витримки 20 хв. Зустрічаються також окремі включення розміром 10–12 мкм.

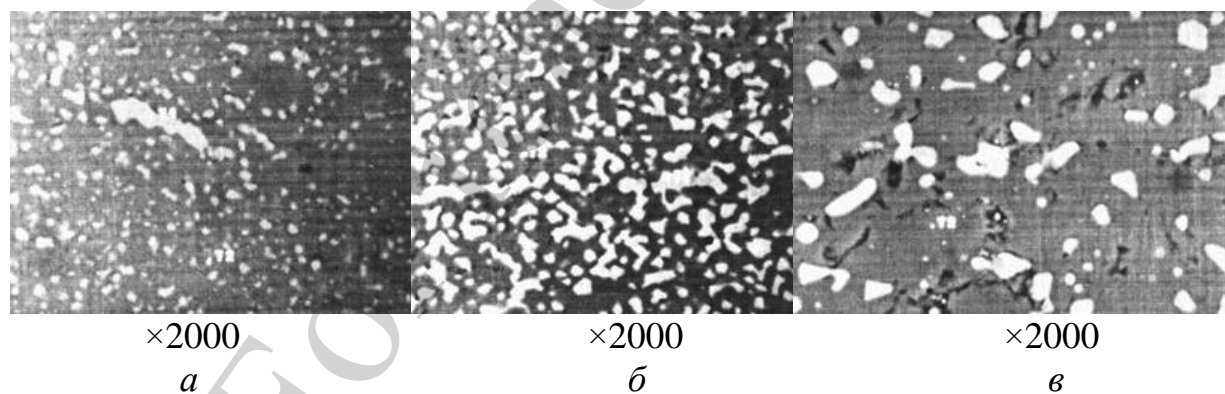


Рис. 9. Структура композитів Cr₂O₃–15 мас. % AlN, гарячепресованих у вакуумі: *a* – $P=30$ МПа, $T=1600$ °C, $\tau=10$ хв; *б* – $P=30$ МПа, $T=1700$ °C, $\tau=10$ хв; *в* – $P=30$ МПа, $T=1700$ °C, $\tau=20$ хв

У табл. 7 наведено дані хімічного аналізу, з яких видно, що при підвищенні температури вміст алюмінію та кисню у світлій фазі зменшується, при цьому збільшується вміст алюмінію у сірій фазі. Рентгенівський мікроаналіз та рентгенофазовий аналіз показали, що у зразках, отриманих гарячим пресуванням у температурному діапазоні 1500–1700 °C утворюються твердий розчин

$(Cr, Al)_2O_3$, сполуки Cr_2N , CrN і чистий хром. Це також підтверджується термодинамічними розрахунками, що наведено в табл. 2.

Таблиця 7

Результат кількісного аналізу розподілу Cr, Al, O у гарячепресованих зразках із суміші Cr_2O_3 –15 мас. % AlN (рис. 10)

№ зразка	Параметри гарячого пресування: $P=30$ МПа; $\tau=12 \cdot 10^2$ с	Вміст елементів, мас. %					
		Світла фаза, точка 1			Сіра фаза, точка 2		
		Cr	Al	O	Cr	Al	O
1	$T=1500$ °C	94,596	3,924	1,381	84,884	10,852	4,037
2	$T=1600$ °C	96,658	2,138	0,613	84,777	12,010	3,193
3	$T=1700$ °C	98,723	0,121	0,460	84,896	12,117	2,857

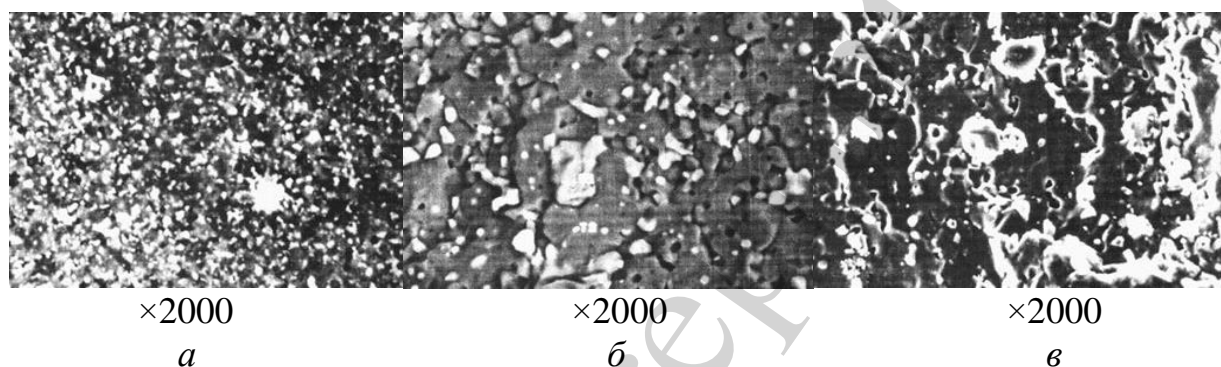


Рис. 10. Структура і фрактограма композита Cr_2O_3 –15 мас. % AlN, отриманого гарячим пресуванням у вакуумі при $P=30$ МПа, $\tau=10$ хв, за температури: *a* – $T=1500$ °C; *б* – $T=1600$ °C; *в* – $T=1700$ °C

На рис. 11, *a* показано розподіл хрому і алюмінію за площею модельного зразка, гарячепресованого на повітрі при температурі 1500 °C і часу витримки 10 хв. З рис. 11, *б* видно, що між Cr_2O_3 утворюється перехідна зона шириною 15 мкм.

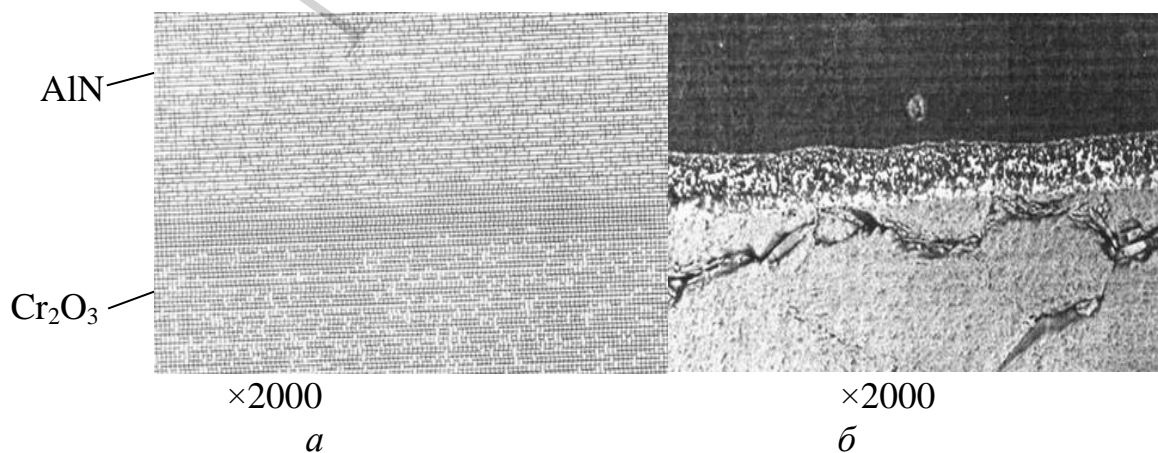


Рис. 11. Дослідження зразка, отриманого гарячим пресуванням при $P=30$ МПа, $T=1500$ °С, $\tau=10$ хв: *a* – розподіл хрому і алюмінію за площею модельного зразка; *б* – утворення перехідної зони шириною 15 мкм

Аналогічна картина виходить у разі гарячого пресування при температурі 1600 °С (рис. 12).

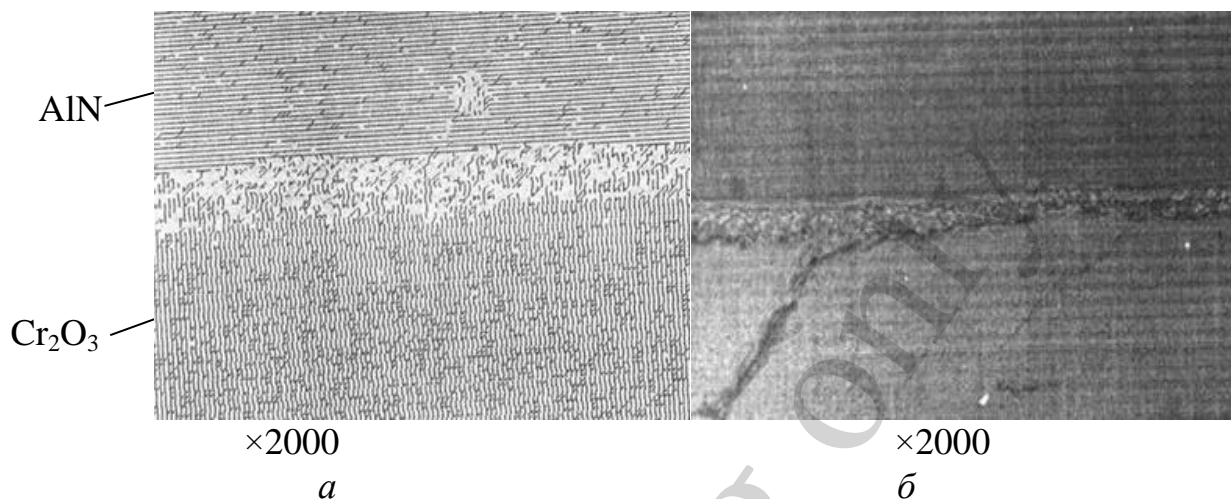


Рис. 12. Дослідження зразка, отриманого гарячим пресуванням при $P=30$ МПа, $T=1600$ °С, $\tau=10$ хв: *a* – розподіл хрому і алюмінію за площею модельного зразка; *б* – утворення перехідної зони

Перехідна зона є твердим розчином $(Cr, Al)_2O_3$. Розподіл хрому та алюмінію за лінією проходження скануючого променя мікроскопу по модельному зразку, отриманого гарячим пресуванням при $P=30$ МПа, $T=1600$ °С, $\tau=10$ хв, показано на рис. 13.

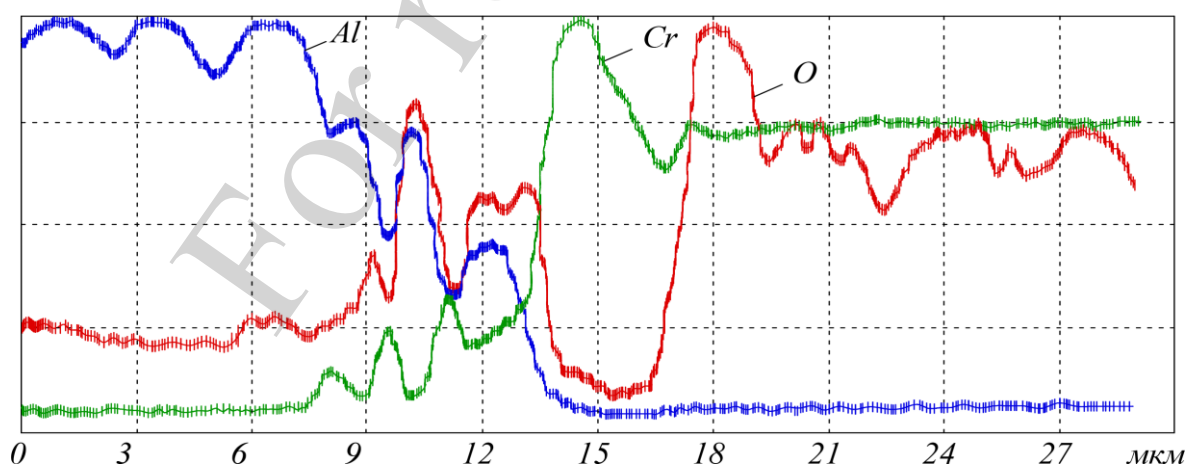


Рис. 13. Розподіл хрому та алюмінію за площею модельного зразка, отриманого гарячим пресуванням при $P=30$ МПа, $T=1600$ °С, $\tau=10$ хв

Розподіл елементів (алюмінію і хрому) за площею усієї поверхні зразка, отриманого гарячим пресуванням Cr_2O_3 –15 мас. % AlN при $P=30$ МПа, $T=1600$ °С, $\tau=10$ хв, наведено на рис. 14.

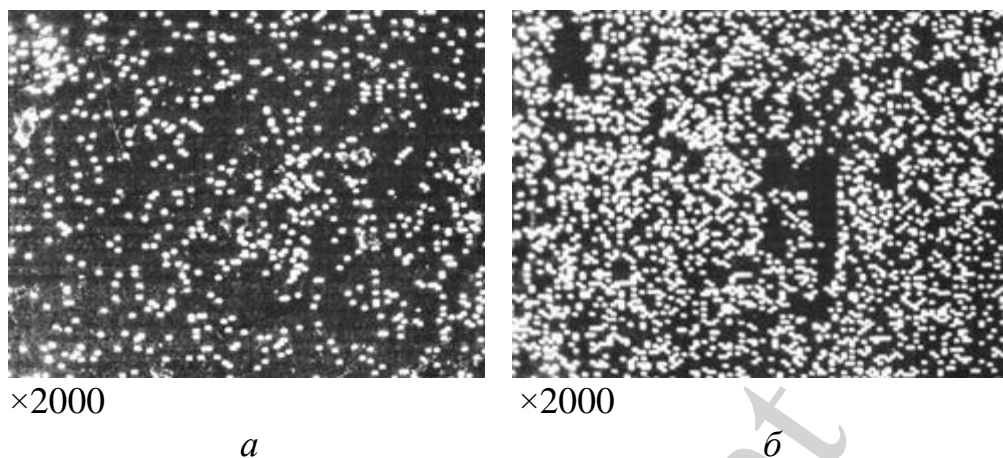


Рис. 14. Розподіл елементів за площею усієї поверхні зразка, отриманого гарячим пресуванням Cr_2O_3 –15 мас. % AlN при $P=30$ МПа, $T=1600$ °С, $\tau=10$ хв: *a* – розподіл алюмінію; *б* – розподіл хрому

З рис. 14 видно, що алюміній і хром розподілені рівномірно за всією площею зразка.

5.3. Порівняння якості обробленої поверхні високотвердої сталі розробленого інструментального матеріалу з імпортними аналогами

На рис. 15 показано процес обробки загартованої сталі 13XB.

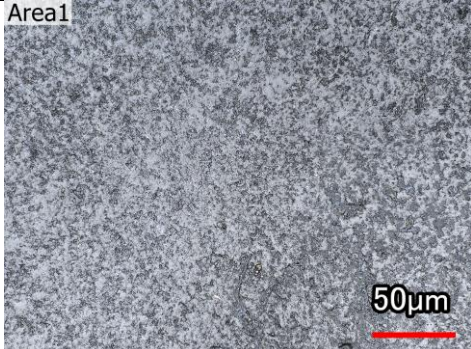
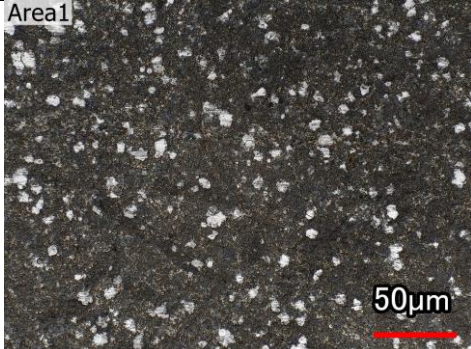
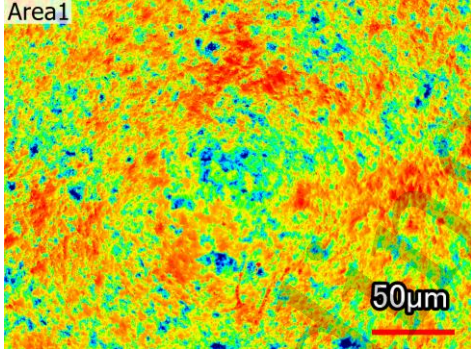
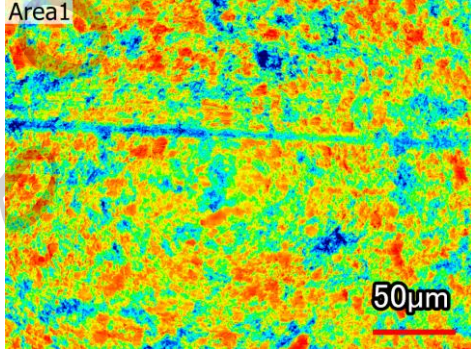
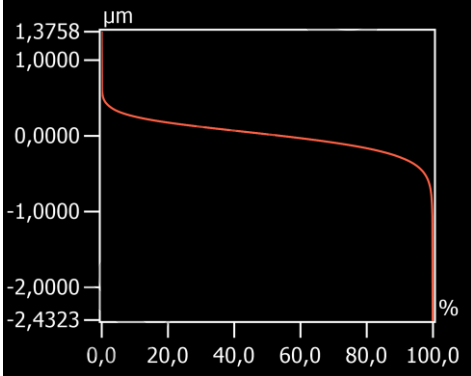
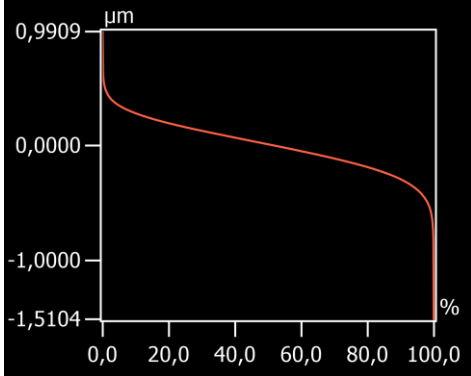
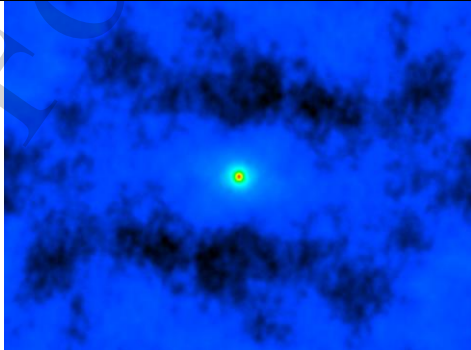
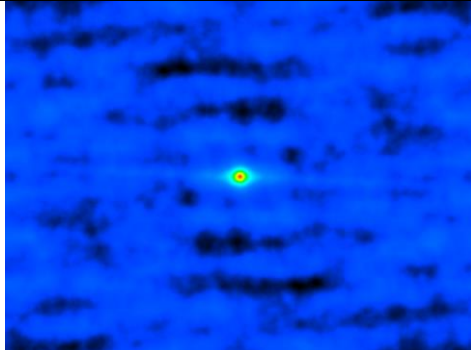
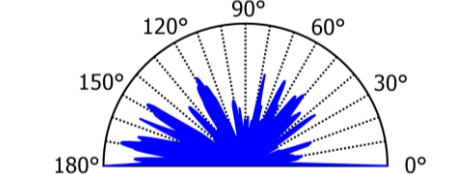
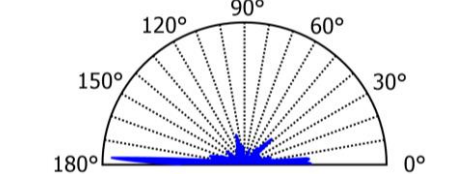


Рис. 15. Обробка загартованої сталі 13XB (HRC 57...60)

У табл. 8 наведено порівняльні характеристики оцінки якості обробки поверхні загартованої сталі стандартними різальними пластинами виробництва

Sandvik Coromant (Швеція) і пластинами з розробленого на основі оксиду хрому матеріалу.

Таблиця 8
Характеристики оцінки якості обробки поверхні загартованої сталі

Назва матеріалу	Sandvik Coromant 650	Розроблений матеріал
Оригінальна поверхня		
Поверхня з обмеженим масштабом		
Крива співвідношення матеріалів		
Функція автокореляції		
Кутовий спектр		

Дослідження якості обробленої поверхні порівняно з різальними пластинами Sandvik Coromant (Швеція) показали, що якість обробленої загартованої сталі пластинами з розробленого на основі оксиду хрому матеріалу вище, ніж у стандартних імпорتنих пластин. Слід зазначити, що введення нітриду алюмінію дозволяє підвищити теплопровідність оксиду хрому до $35 \text{ Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$. Цей фактор позитивно впливає на відведення теплоти із зони різання, що впливає також на якість обробленої поверхні, оскільки мастильно-охолоджувальні рідини не застосовувалися.

Трибологічні порівняльні дослідження показали, що швидкість зносу розробленого матеріалу на основі Cr_2O_3 –15 мас. % AlN склала $10,04 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1}$. Для аналогічної за типом різальної пластини Sandvik Coromant 650 швидкість зносу становить $12,10 \cdot 10^{-6} \text{ мм}^3 \cdot \text{Н}^{-1}$. Це вказує на високу зносостійкість розробленого керамічного інструментального матеріалу на основі оксиду хрому з домішками ультрадисперсного порошку нітриду алюмінію.

6. Обговорення результатів дослідження впливу домішок нітриду алюмінію на структуру і властивості кераміки

Проведені дослідження показали, що з точки зору забезпечення якості обробленої поверхні інтерес представляє різальна кераміка на основі Cr_2O_3 . Матеріал Cr_2O_3 має більш високу твердість та температуру плавлення ніж Al_2O_3 (табл. 1). За температури нижче $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ існує двофазна область $\text{Cr}+\text{Cr}_2\text{O}_3$, а на інтервалі температур 1600 – $1660 \text{ }^\circ\text{C}$ – двофазна область $\text{Cr}+\text{Cr}_3\text{O}_4$ (рис. 3). Створення щільного та високоміцного оксиду хрому ускладнюється розкладанням та випаровуванням Cr_2O_3 , внаслідок чого утворюється мікропористість, що знижує механічні характеристики. Одним зі способів отримання щільних виробів з оксиду хрому є введення домішки ультрадисперсного порошку нітриду алюмінію, що активно взаємодіє з оксидом і тим самим запобігає його дисоціації. Найбільш щільні зразки можна отримати при тиску 30 МПа та часі гарячого пресування 8 – 10 хв при пресуванні у вакуумі (рис. 4). З підвищенням тиску та температури збільшується відносна щільність, і відповідно, знижується пористість (рис. 5).

Визначено рівноважний вміст компонентів, що утворюються у процесі реакції взаємодії оксиду хрому з нітридом алюмінію (табл. 2), що розпочинається за температури $1300 \text{ }^\circ\text{C}$. Визначено структуру композиційного матеріалу, отриманого шляхом гарячого пресування на повітрі із суміші Cr_2O_3 –10 мас. % AlN за різних значень температури (рис. 7). Проведено кількісний аналіз розподілу Cr , Al , O у гарячепресованих на повітрі зразках з суміші Cr_2O_3 –15 мас. % AlN залежно від температури та часу гарячого пресування (табл. 5, 6, 7). Рентгенівський мікроаналіз та рентгенофазовий аналіз показали, що у зразках, отриманих гарячим пресуванням у температурному діапазоні 1500 – $1700 \text{ }^\circ\text{C}$ утворюється твердий розчин шинельного типу $(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_3$. Це сприяє підвищенню міцності і тріщиностійкості матеріалу. Розподіл елементів за площею модельного зразка, отриманого гарячим пресуванням, показав, що алюміній і хром розподілені рівномірно за всією площею зразка (рис. 14).

Дослідження різальних пластин на основі отриманого матеріалу показало високу якість обробленої поверхні загартованої сталі 13XB (рис. 15). Ультрадисперсні порошки нітриду алюмінію підвищують теплопровідність різального матеріалу, тим самим сприяючи підвищенню якості обробленої поверхні загартованої сталі. Крім того, дослідження якості обробленої поверхні порівняно з різальними пластинами Sandvik Coromant показали, що якість обробленої загартованої сталі пластинами з розробленого на основі оксиду хрому матеріалу вище, ніж у стандартних імпортованих пластин. Розроблений інструментальний матеріал можна використовувати для тонкого точення високотвердих сталей та чавунів без різних мастильно-охолоджувальних рідин замість шліфування, що може значно знизити собівартість обробки. Зокрема, матеріал буде перспективним для обробки наклепаного шару колісних пар вагонів на залізничному транспорті під час проведення ремонтних робіт.

Обмеження проведеного дослідження полягає у тому, що повністю не було досліджено експлуатаційні властивості запропонованого матеріалу, наприклад зносостійкість при обробці різних загартованих сталей. Крім того, не на всіх зразках перевірялася механічна міцність матеріалу та не в повному обсязі проводилося порівняння різальних властивостей з відомими світовими виробниками подібних матеріалів.

У подальших дослідженнях доцільним було б досягти більшої дисперсності зерен оксиду хрому. Крім того, слід оптимізувати такі режими спікання як швидкість збільшення температури при гарячому пресуванні, час витримки на кінцевій температурі, збільшення тиску, що прикладається до матеріалу.

7. Висновки

1. Досліджено мікроструктуру композиційних матеріалів на основі оксиду хрому при гарячому пресуванні. Визначено, що створення щільного та високоміцного оксиду хрому ускладнюється розкладанням та випаровуванням Cr_2O_3 , внаслідок чого утворюється мікропористість, що знижує механічні характеристики. Одним з перспективних способів отримання щільних виробів з Cr_2O_3 є введення добавок, які активно взаємодіють з оксидом і тим самим запобігають його дисоціації. Одним із таких матеріалів є ультрадисперсний порошок нітриду алюмінію.

2. Визначено закономірності впливу домішок нітриду алюмінію на структуру та фізико-механічні властивості інструментальних матеріалів на основі синтезованого нанопорошку оксиду хрому. Так, структура композиту залежить як від температури, так і від часу гарячого пресування. При збільшенні часу гарячого пресування до 30 хв розмір окремих зерен досягає 10 мкм. При цьому рентгенівський мікроаналіз та рентгенофазовий аналіз показали, що у зразках, отриманих гарячим пресуванням у температурному діапазоні 1500–1700 °C утворюються твердий розчин $(\text{Cr}, \text{Al})_2\text{O}_3$, сполуки Cr_2N , CrN і чистий хром.

3. Виконано порівняння характеристик оцінки якості обробки поверхні загартованої сталі стандартними різальними пластинами виробництва Sandvik Coromant і пластинами з розробленого на основі оксиду хрому матеріалу. Визначено, що якість обробленої загартованої сталі пластинами з розробленого

на основі оксиду хрому матеріалу вище, ніж у стандартних імпортованих пластин. Крім того, введення нітриду алюмінію запобігає деструкції оксиду хрому у процесі гарячого пресування за рахунок реакційного спікання та дає змогу покращити міцність і підвищити теплопровідність інструментального матеріалу.

Подяки

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» (ДРН 0121U109441) за фінансової підтримки Міністерства освіти і науки України.

Література

1. Вовк, Р. В., Геворкян, Е. С., Нерубацький, В. П., Прокопів, М. М., Чишкала, В. О., Мельник, О. М. (2018). Нові керамічні композиційні матеріали інструментального призначення. Харків: ХНУ імені В. Н. Каразіна, 200. URL: <http://lib.kart.edu.ua/handle/123456789/5086>
2. Rizzo, A., Goel, S., Luisa Grilli, M., Iglesias, R., Jaworska, L., Lapkovskis, V. et. al. (2020). The Critical Raw Materials in Cutting Tools for Machining Applications: A Review. *Materials*, 13 (6), 1377. doi: <https://doi.org/10.3390/ma13061377>
3. Gevorkyan, E. S., Rucki, M., Kagramanyan, A. A., Nerubatskiy, V. P. (2019). 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*, 82, 336–339. doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.05.010>
4. Jung, C.-H., Lee, S.-J. (2005). Machining of hot pressed alumina–boron carbide composite cutting tool. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 23 (3), 171–173. doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2005.02.001>
5. Gevorkyan, E., Mamalis, A., Vovk, R., Semiatkowski, Z., Morozow, D., Nerubatskiy, V., Morozova, O. (2021). Special features of manufacturing cutting inserts from nanocomposite material Al_2O_3 -SiC. *Journal of Instrumentation*, 16 (10), P10015. doi: <https://doi.org/10.1088/1748-0221/16/10/p10015>
6. Suzuki, K. (1984). The current state of ceramic tools and trends in its development in the future. *Seramikusu*, 19 (17), 542–556.
7. Райченко, А. И. (1987). Влияние скорости нагрева на порообразование в ультрадисперстных порошках. *Металлургия*, 5, 14–18.
8. Peres, V., Favergeon, L., Andrieu, M., Palussière, J. C., Balland, J., Delafoy, C., Pijolat, M. (2012). High temperature chromium volatilization from Cr_2O_3 powder and Cr_2O_3 -doped UO_2 pellets in reducing atmospheres. *Journal of Nuclear Materials*, 423 (1-3), 93–101. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.01.001>
9. Геворкян, Е. С., Нерубацький, В. П. (2009). До питання отримання тонкодисперсних структур з нанопорошків оксиду алюмінію. *Збірник наукових праць Української державної академії залізничного транспорту*, 111, 151–167. URL: <http://lib.kart.edu.ua/handle/123456789/4418>
10. Залога, В. О., Гончаров, В. Д., Залога, О. О. (2013). Сучасні інструментальні матеріали у машинобудуванні. Суми: Сумський державний університет, 371. URL: <http://library.ztu.edu.ua/e-copies/books/zaloga28.pdf>

11. Tkachenko, Y. G., Yurchenko, D. Z., Koval'chenko, M. S. (2008). High-temperature friction of refractory compounds. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 47 (1-2), 129–136. doi: <https://doi.org/10.1007/s11106-008-0018-z>
12. Gevorkyan, E., Nerubatskyi, V., Gutsalenko, Y., Melnik, O., Voloshyna, L. (2020). Examination of patterns in obtaining porous structures from submicron aluminum oxide powder and its mixtures. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 6 (6 (108)), 41–49. doi: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2020.216733>
13. Грубый, С. В. (2008). Методы оптимизации режимных параметров лезвийной обработки. Москва: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 94.
14. Жедь, В. П., Боровский, Г. В., Музыкант, Я. А., Ипполитов, И. М. (1987). Режущие инструменты, оснащенные сверхтвёрдыми и керамическими материалами и их применение. Москва: Машиностроение, 320.
15. Gevorkyan, E., Rucki, M., Sałaciński, T., Siemiątkowski, Z., Nerubatskyi, V., Kucharczyk, W. et. al. (2021). Feasibility of Cobalt-Free Nanostructured WC Cutting Inserts for Machining of a TiC/Fe Composite. *Materials*, 14 (12), 3432. doi: <https://doi.org/10.3390/ma14123432>
16. Norfauzi, T., Hadzley, A., Azlan, U., Afuza, A., Faiz, M., Naim, M. (2019). Fabrication and machining performance of ceramic cutting tool based on the Al₂O₃-ZrO₂-Cr₂O₃ compositions. *Journal of Materials Research and Technology*, 8 (6), 5114–5123. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.08.034>
17. Azhar, A. Z. A., Hadzley, M., Tamin, N., Azlan, U. A. A., Hassan, M. H. (2020). Friction and wear analysis of ceramic cutting tool made from Alumina-Zirconia-Chromia. *Jurnal Tribologi*, 24, 27–38. URL: https://www.researchgate.net/publication/344469179_Friction_and_wear_analysis_of_ceramic_cutting_tool_made_from_Alumina-Zirconia-Chromia
18. Mudzaffar, R. N., Bahauddin, M. F. I., Manshor, H., Azhar, A. Z. A., Rejab, N. A., Ali, A. M. (2021). Wear performance of the zirconia toughened alumina added with TiO₂ and Cr₂O₃ ceramic cutting tool. *Research Square*. doi: <https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-956224/v1>
19. Gevorkyan, E., Nerubatskyi, V., Chyshkala, V., Morozova, O. (2021). Revealing specific features of structure formation in composites based on nanopowders of synthesized zirconium dioxide. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 5 (12 (113)), 6–19. doi: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2021.242503>
20. Adel, S., Cherifa, B., Elhak, D. D., Mounira, B. (2018). Effect of Cr₂O₃ and Fe₂O₃ doping on the thermal activation of un-polarized PZT charge carriers. *Boletín de La Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*, 57 (3), 124–131. doi: <https://doi.org/10.1016/j.bsecv.2017.11.001>
21. Gayo, G. X., Lavat, A. E. (2018). Green ceramic pigment based on chromium recovered from a plating waste. *Ceramics International*, 44 (18), 22181–22188. doi: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.08.336>
22. Grigoriev, S. N., Fedorov, S. V., Hamdy, K. (2019). Materials, properties, manufacturing methods and cutting performance of innovative ceramic cutting tools – a review. *Manufacturing Review*, 6, 19. doi: <https://doi.org/10.1051/mfreview/2019016>

23. Cui, S., Liu, Y., Wang, T., Tieu, K., Wang, L., Zeng, D. et. al. (2021). Tribological behavior comparisons of high chromium stainless and mild steels against high-speed steel and ceramics at high temperatures. *Friction*. doi: <https://doi.org/10.1007/s40544-021-0509-1>
24. Gevorkyan, E. S., Nerubatskyi, V. P., Chyshkala, V. O., Morozova, O. M. (2020). Aluminum oxide nanopowders sintering at hot pressing using direct current. *Modern scientific researches*, 14 (1), 12–18. URL: <http://repo.knmu.edu.ua/bitstream/123456789/28055/1/An%20article..pdf>
25. Chyshkala, V. O., Lytovchenko, S. V., Gevorkyan, E. S., Nerubatskyi, V. P., Morozova, O. M. (2021). Structural phase processes in multicomponent metal ceramic oxide materials based on the system Y–Ti–Zr–O (Y₂O₃–TiO₂–ZrO₂). *SWorldJournal*, 7 (1), 17–31. URL: <http://repo.knmu.edu.ua/bitstream/123456789/29367/1/SworlJournal03.21%20%281%29.pdf>
26. Higashino, Y., Yamauchi, M., Goto, T., Nagasawa, T. (2003). Evaluation of Brittleness of Porcelain Fused to Pure Titanium by Fracture Toughness, Hardness and Fracture Energy. *Dental Materials Journal*, 22 (4), 532–542. doi: <https://doi.org/10.4012/dmj.22.532>
27. Quinn, G. D. (2006). Fracture Toughness of Ceramics by the Vickers Indentation Crack Length Method: A Critical Review. *Ceramic Engineering and Science Proceedings*, 45–62. doi: <https://doi.org/10.1002/9780470291313.ch5>
28. Руденко, В. М. (2012). Математична статистика. Київ: Центр учбової літератури, 304. URL: https://shron1.chtyvo.org.ua/Rudenko_Volodymyr/Matematychna_statystyka.pdf
29. Іщенко, О. В., Михальчук, В. М., Біла, Н. І., Гайдай, С. В., Білий, О. В. (2012). Статистичні методи у хімії. Донецьк: Видавництво ДонНУ, 504. URL: https://physchem.knu.ua/materials/G1_1-3.pdf
30. Storchak, M., Zakiev, I., Träris, L. (2018). Mechanical properties of subsurface layers in the machining of the titanium alloy Ti10V2Fe3Al. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 32 (1), 315–322. doi: <https://doi.org/10.1007/s12206-017-1231-9>
31. Vasylyev, M. A., Mordyuk, B. N., Sidorenko, S. I., Voloshko, S. M., Burmak, A. P., Kruhlov, I. O., Zakiev, V. I. (2019). Characterization of ZrN coating low-temperature deposited on the preliminary Ar⁺ ions treated 2024 Al-alloy. *Surface and Coatings Technology*, 361, 413–424. doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.12.010>
32. Mechnik, V. A., Bondarenko, N. A., Kolodnitskyi, V. M., Zakiev, V. I., Zakiev, I. M., Storchak, M. et. al. (2019). Physico-mechanical and Tribological Properties of Fe-Cu-Ni-Sn and Fe-Cu-Ni-Sn-VN Nanocomposites Obtained by Powder Metallurgy Methods. *Tribology in Industry*, 41 (2), 188–198. doi: <https://doi.org/10.24874/ti.2019.41.02.05>
33. Киричек, Т. Ю., Коротенко, Е. В. (2016). Использование контактной и бесконтактной профилометрии для исследования поверхности оттисков металлографической печати. *Труды БГТУ*, 9, 16–21. URL: <https://elib.belstu.by/bitstream/123456789/20371/1/3Kirichek.pdf>

34. Леоненко, П. В., Закієв, І. М., Гогоці, Г. А. (2013). Оцінка якості поверхні дентальних імплантатів за допомогою безконтактного інтерференційного 3D-профілометра. *Зб. наук. праць співробіт. НМАПО імені П. Л. Шупика*, 22 (4), 99–109. URL: <http://ir.nmapo.edu.ua:8080/jspui/bitstream/lib/911/1/Evaluation%20of%20surface%20quality%20of%20dental%20implants.pdf>
35. Wu, C.-M., Cheng, Y.-C., Lai, W.-Y., Chen, P.-H., Way, T.-D. (2020). Friction and Wear Performance of Staple Carbon Fabric-Reinforced Composites: Effects of Surface Topography. *Polymers*, 12 (1), 141. doi: <https://doi.org/10.3390/polym12010141>
36. Чишкала, В. О., Литовченко, С. В., Геворкян, Е. С., Нерубацький, В. П., Морозова, О. М. (2021). Опанування процесів синтезу оксидних сполук з застосуванням потужного джерела швидкого нагріву вихідних інгредієнтів. *Збірник наукових праць Українського державного університету залізничного транспорту*, 196, 118–128. doi: <https://doi.org/10.18664/1994-7852.196.2021.242226>
37. Yust, C. S., Leitnaker, J. M., Devore, C. E. (1988). Wear of an alumina-silicon carbide whisker composite. *Wear*, 122 (2), 151–164. doi: [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(88\)90075-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(88)90075-0)
38. Gevorkyan, E., Rucki, M., Krzysiak, Z., Chishkala, V., Zurowski, W., Kucharczyk, W. et. al. (2021). Analysis of the Electroconsolidation Process of Fine-Dispersed Structures Out of Hot Pressed Al₂O₃–WC Nanopowders. *Materials*, 14 (21), 6503. doi: <https://doi.org/10.3390/ma14216503>
39. Azhar, A. Z. A., Choong, L. C., Mohamed, H., Ratnam, M. M., Ahmad, Z. A. (2012). Effects of Cr₂O₃ addition on the mechanical properties, microstructure and wear performance of zirconia-toughened-alumina (ZTA) cutting inserts. *Journal of Alloys and Compounds*, 513, 91–96. doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.09.092>
40. Hirata, T., Akiyama, K., Yamamoto, H. (2000). Sintering behavior of Cr₂O₃–Al₂O₃ ceramics. *Journal of the European Ceramic Society*, 20 (2), 195–199. doi: [https://doi.org/10.1016/s0955-2219\(99\)00161-2](https://doi.org/10.1016/s0955-2219(99)00161-2)
41. Бугров, А. Н., Альмяшева, О. В. (2011). Формирование наночастиц Cr₂O₃ в гидротермальных условиях. *Наносистемы: физика, химия, математика*, 2 (4), 126–132. URL: https://www.researchgate.net/publication/286779209_Formirovanie_nanocastic_Cr2O3_v_gidrotermalnyh_usloviah
42. Ryabchikov, I. V., Mizin, V. G., Yarovoi, K. I. (2013). Reduction of iron and chromium from oxides by carbon. *Steel in Translation*, 43 (6), 379–382. doi: <https://doi.org/10.3103/s096709121306017x>
43. Камкіна, Л. В., Надточій, А. А., Анкудінов, Р. В., Гришин, А. М. (2015). Основи дисоціації та горіння сполук. Дніпропетровськ: НМетАУ, 70. URL: https://nmetau.edu.ua/file/osnovi_dissots_i_gorinnya_spoluk.2015.pdf
44. Latu-Romain, L., Mathieu, S., Vilasi, M., Renou, G., Coindeau, S., Galerie, A., Wouters, Y. (2016). The Role of Oxygen Partial Pressure on the Nature of the Oxide Scale on a NiCr Model Alloy. *Oxidation of Metals*, 88 (3-4), 481–493. doi: <https://doi.org/10.1007/s11085-016-9670-8>
45. Gevorkyan, E. S., Nerubatskyi, V. P., Chyshkala, V. O., Morozova, O. M. (2021). Cutting composite material based on nanopowders of aluminum oxide and

tungsten monocarbide. *Modern engineering and innovative technologies*, 15 (2), 6–14. URL: <https://www.moderntechno.de/index.php/meit/issue/view/meit15-02/meit15-02>

46. Serbenyuk, T. B., Aleksandrova, L. I., Zaika, M. I., Ivzhenko, V. V., Kuz'menko, E. F., Loshak, M. G. et. al. (2008). Structure, mechanical and functional properties of aluminum nitride-silicon carbide ceramic material. *Journal of Superhard Materials*, 30 (6), 384–391. doi: <https://doi.org/10.3103/s106345760806004x>

47. Chasnyk, V., Chasnyk, D., Fesenko, I., Kaidash, O., Turkevych, V. (2021). Dielectric characteristics of pressureless sintered AlN-based composites in the 3–37 GHz frequency range. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 32 (2), 2524–2534. doi: <https://doi.org/10.1007/s10854-020-05019-6>

48. Стрелов, К. К. (1985). Теоретические основы технологии огнеупорных материалов. Москва: Металлургия, 480.

49. Ouensanga, A. (1987). High Temperature Thermodynamic Study of the Reduction of Cr₂O₃ by Graphite. *International Journal of Materials Research*, 78 (1), 70–72. doi: <https://doi.org/10.1515/ijmr-1987-780110>

50. Геворкян, Е. С., Нерубацкий, В. П. (2009). Моделирование процесу гарячого пресування Al₂O₃ при прямому пропусканні змінного електричного струму з частотою 50 Гц. Збірник наукових праць Української державної академії залізничного транспорту, 110, 45–52. URL: <http://lib.kart.edu.ua/handle/123456789/4416>

51. Геворкян, Э. С., Нерубацкий, В. П., Мельник, О. М. (2010). Горячее прессование нанопорошков состава ZrO₂–5 %Y₂O₃. Збірник наукових праць Української державної академії залізничного транспорту, 119, 106–110.