

Xue Mao-chao

School of Transportation, Xinxiang Vocational
and Technical College, 453006, Xinxiang, China
xuemaochaol68@163.com

Підготовка до виготовлення та механічна зносостійкість композита $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$

Методами механохімічного відновлення та спікання гарячим пресуванням з використанням порошків MoO_3 , Mo , Al та Si як сировини виготовлено композити MoSi_2 та $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$. Вивчено мікроструктуру та зношування зразків під час сухого ковзання методами рентгенівської дифракції, растрової електронної мікроскопії, рентгенівської фотоелектронної спектроскопії та зворотно-поступального трибометра кулька–диск. Результати показали, що композит $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ мав тонку мікроструктуру, високі твердість (13,4 ГПа) і в'язкість руйнування ($7,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$) порівняно з чистим матеріалом MoSi_2 . Результати випробувань на зношування показали, що композити MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ мав хороші трибологічні властивості під час ковзання кульок зі сталі GCr15 за різних навантажень. Коефіцієнт тертя та швидкість зношування зразків зменшувалися зі збільшенням прикладеного навантаження. Порівняно з чистим MoSi_2 , композит $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ продемонстрував кращу зносостійкість завдяки високій твердості, в'язкості руйнування та хорошим характеристикам поверхневого змащування. Основними механізмами зношування композита були адгезія, трибоокислення, пластична деформація та відшарування.

Ключові слова: композит $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$, знос під час ковзання, механічне легування, інтерметаліди.

ВСТУП

Серед бінарних сплавів Mo--Si інтерметаліди MoSi_2 привертають увагу завдяки своїм чудовим загальним властивостям, зокрема, високій температурі плавлення, відносно низькій щільності і хорошій стійкості до високотемпературного окислення [1–3]. Крім того, MoSi_2 демонструє хорошу стійкість до адгезії та абразивного зносу завдяки своїй високій твердості та модулю пружності [4]. Однак сильна крихкість за кімнатної температури обмежує його подальше застосування як зносостійкого конструкційного матеріалу. Зазвичай зносостійкість матеріалу тісно пов'язана з його механічними властивостями (твердістю та в'язкістю руйнування) [5]. Для високотвердого і крихкого матеріалу MoSi_2 підвищення в'язкості руйнування є ефективним способом підвищення зносостійкості [6], тому було застосовано різні спроби покращити пластичність та міцність матеріалів на основі MoSi_2 за допомогою методів сплавлення та комбінування [2, 7].

У [8, 9] дослідили вплив легування Al , Ti , Nb і Ta на мікроструктуру та механічні властивості інтерметалідів MoSi_2 . Результати показують, що легування може покращити структуру матриці та підвищити в'язкість і стійкість до окислення матеріалів MoSi_2 за кімнатної температури. Однак численні дослідження показали, що окремі модифікації легування мають об-

межений вплив на підвищення в'язкості матеріалів MoSi_2 за кімнатної температури і не можуть задовольнити вимоги для застосування в конструкційних матеріалах. Тому деякі вчені зосередилися на виготовленні композитів на основі MoSi_2 за допомогою введення фаз SiC , Si_3N_4 , Al_2O_3 , Y_2O_3 та ZrB_2 для армування з метою покращення міцності/в'язкості матеріалів на основі MoSi_2 [10–12]. Серед цих сполук Al_2O_3 має низьку щільність, високу твердість і відмінну стійкість до високотемпературної повзучості [13]. Крім того, коефіцієнт теплового розширення Al_2O_3 подібний до коефіцієнта теплового розширення інтерметаліду MoSi_2 , що сприяє підвищенню термічної стабільності композита та зменшенню термічних напружень [4]. Дослідження [14] показали, що введенням Al_2O_3 може значно підвищити високотемпературну міцність, твердість і в'язкість руйнування Mo_5Si_3 , тому використання Al_2O_3 для армування матриці MoSi_2 , як очікується, може підвищити твердість та зносостійкість.

До тепер для виготовлення сплавів та композитів Mo-Si застосовують численні методи підготовки, зокрема, лазерне і дугове плавлення, спікання під тиском, термічне розпилення та ін. [15–17]. Однак ці методи підготовки зазвичай мають такі недоліки, як високі витрати часу та енергії, металургійні дефекти та високі вимоги до обладнання. На противагу цьому, механічне легування базується на високоенергетичному процесі кульового розмелювання, який широко використовують для виготовлення різноманітних сплавів, кераміки, інтерметалідів та композитів [18]. Особливо широкі перспективи застосування він має в галузі наноструктурованих матеріалів завдяки своїй високій ефективності та низькій вартості. Як правило, матеріали з наноструктурою демонструють кращі механічні та трибологічні властивості порівняно з їхніми грубозернистими структурними аналогами [4]. Для запобігання надмірному росту зерен для виготовлення композитів $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ використовують середньочастотне індукційне спікання гарячим пресуванням завдяки високоенергетичному джерелу тепла та здатності отримувати щільні матеріали за дуже короткий час.

У представлений роботі композити $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ було синтезовано з використанням порошків MoO_3 , Mo , Si та Al як сировини за допомогою механічно індукованої саморозповсюджуваної реакції з подальшою консолидацією за допомогою спікання під високим тиском. Було детально вивчено мікроструктуру та зношування композита $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ та досліджено механізми його зношування.

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Як сировину використовували комерційно чисті порошки MoO_3 ¹ (99,5 %, 3–8 мкм), Mo (99,9 %, < 6 мкм), Al (99,7 %, < 40 мкм), Si (99,9 %, < 3 мкм) (сировина була надана компанією Sinopharm Chemical Reagent Co. Ltd.). Сировинні порошки точно зважували і змішували відповідно до стехіометричного складу $\text{MoSi}_2\text{-}20\text{Al}_2\text{O}_3$. Композиційні порошки MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-}20\text{Al}_2\text{O}_3$ було отримано за допомогою механічного розмелювання в високоенергетичному планетарному кульовому млині (QM-3SP2) на повітрі. Для кульового розмелювання порошкової суміші було обрано посудину з нержавіючої сталі 316L та кульки з підшипникової сталі GCr15 діаметром 8 мм. Співвідношення куль до порошку, швидкість обертання млина і час розмелювання становили 15:1, 300 об./хв і 10 год відповідно. У цьому експерименті питома поту-

¹ Тут і далі вміст елементів приведено в % (за масою).

жність розмелювального обладнання становила ~ 15 Вт/г. Подрібнені порошкові суміші поміщали в графітову форму діаметром 40 мм і спікали в середньочастотній індукційній печі гарячого пресування за температури 1500°C під тиском 30 МПа протягом 40 хв. Вага кожного зразка становила 25 г. Після спікання було отримано круглі зразки діаметром 40 мм і товщиною ~ 6 мм.

Спечені зразки були оброблені до необхідного розміру за допомогою різання дротом. Середню твердість зразків вимірювали на мікротвердомірі Віккерса HVS-1000 з навантаженням 4,9 Н і часом витримки 15 с. В'язкість руйнування зразків досліджували методом балки з попередньою тріщиною з одним краєм (Single Edge Precracked Beam, SEPB). Для кожного показника використовували середнє значення з п'яти вимірювань. Випробування на знос в умовах сухого ковзання композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ проводили за допомогою трибометра з кулькою на диску (MFT-EC4000, Lanzhou Huahui Instrument Technology Co., Ltd., Китай). Випробування на зношування під час ковзання проводили за навантажень 2, 5 і 10 Н, амплітуди ковзання 5 мм, частоти зворотно-поступальних рухів 3 Гц і тривалості ковзання 30 хв. Площу поперечного перерізу сліду зносу зразка вимірювали за допомогою профілометра поверхні. Об'єм зносу V і швидкість зносу W розраховували за формулами

$$V = AL; \quad (1)$$

$$W = \frac{V}{NS}, \quad (2)$$

де A , мм^2 – площа поперечного перерізу; L , мм – амплітуда ковзання (5 мм); N , Н – прикладене навантаження; S , м – загальна відстань ковзання.

Морфологію спечених зразків та зношених поверхонь досліджували за допомогою растрової електронної мікроскопії (SEM, JSM-6700F, JEOL, Японія). Хімічний склад зношених поверхонь аналізували за допомогою рентгенівської енергодисперсійної спектроскопії (EDS, Link ISIS) та рентгенівської фотоелектронної спектроскопії (XPS, AXIS Ultra ESCA). Фазовий склад зразків визначали методом рентгенівської дифрактометрії (XRD, D/Dmax-2400, Rigaku, Японія) з використанням $\text{CuK}\alpha$ як джерела рентгенівського випромінювання. Довжина хвилі λ , діапазон сканування та швидкість сканування для рентгенівського дифракційного аналізу становили 0,15418 нм, $20^\circ\text{--}80^\circ$ та $6^\circ/\text{хв}$ відповідно.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

Мікроструктура та фазовий склад

На рис. 1 представлено рентгенограми вихідного порошку після розмелювання протягом 10 хв і 20 год. Видно, що після 10 хв розмелювання між змішаними порошками не відбулося жодної реакції, а основними фазами були MoO_3 , Mo, Al та Si. Після розмелювання протягом 20 год основними фазами сумішу порошку були MoSi_2 , Al_2O_3 і невелика кількість залишкового елементарного Mo. Це свідчить про те, що композиційний порошок $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ можна просто і швидко приготувати за допомогою механічного легування за реакціями



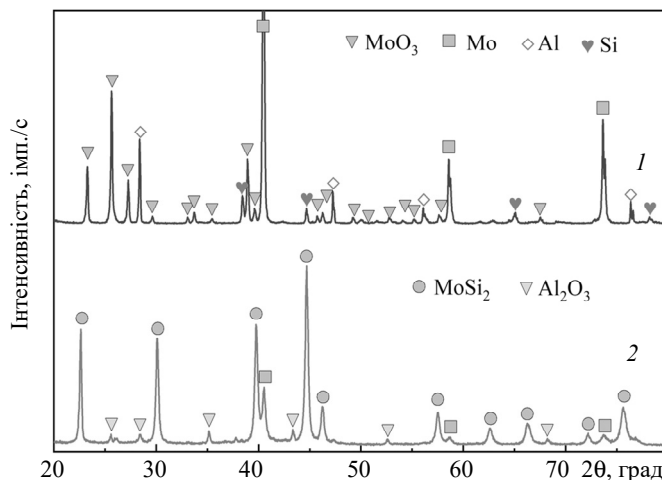


Рис. 1. XRD спектр порошкової суміші $\text{MoO}_3\text{--Al--Mo--Si}$ після розмелювання протягом 10 (1) і 20 (2) год.

У процесі розмелювання порошок поступово подрібнюється, а висока поверхнева енергія та енергія дефектів у порошку сприяють протіканню механічно індукованих хімічних реакцій. Реакція протікає в режимі саморозповсюдження з відносно високою швидкістю. Під час реакції можна почути легкий звук вибуху, що супроводжується підвищенням температури в банках.

Зазвичай для ініціювання механічно індукованої реакції, що саморозповсюджується, потрібна адіабатична температура реакційної системи $T_{\text{ад}} = \Delta H_{298}/C$, що перевищує 2000 К [19]. Згідно з літературними даними [20], адіабатична температура реакції (3), що дорівнює 4285 К, значно більша за 2000 К і це свідчить про можливість здійснення реакції. Крім того, в продукті реакції присутня деяка кількість мономірного Мо, і це, переважно, зумовлено тим, що реакція (4) є високоекзотермічною. Миттєва висока температура реакції призводить до втрати деяких елементів Si під час горіння, що призводить до відхилення співвідношення матеріалу від стехіометричної складової.

На рис. 2 представлено електронні мікрофотографії композитів MoSi_2 та $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ після спікання гарячим пресуванням. Видно, що мікроструктура є тонкою та однорідною, на поверхні зразків не спостерігали явних пор або тріщин. Композит $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ має типову трифазну структуру (біла, чорна та сіра фази). EDS аналіз складу різних фаз показано на рис. 3. На основі результатів рентгеноструктурного та EDS аналізів можна підтвердити, що біла фаза – Mo_5Si_3 , чорна фаза – Al_2O_3 , а сіра фаза складається з дрібнодисперсних MoSi_2 , Mo_5Si_3 та Al_2O_3 . Присутність Mo_5Si_3 пояснюється тим, що залишковий металевий молибден реагує з MoSi_2 під час спікання гарячим пресуванням з утворенням Mo_5Si_3 ($3\text{MoSi}_2 + 7\text{Mo} = 2\text{Mo}_5\text{Si}_3$). Спечені зразки демонструють високу твердість, середнє значення твердості становить 10,5 і 13,4 ГПа для композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ відповідно. Крім того, частинки Al_2O_3 з високою твердістю можуть ефективно запобігати зростанню зерна композитів під час спікання гарячим пресуванням, а розмір зерна композитів $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ становить 1–10 мкм. Композити $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ мають високу ($7,2 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) в'язкість руйнування завдяки подрібненню зерна та механізму другофазного зміцнення. Це значно вище, ніж в'язкість руйнування для однофазного MoSi_2 ($3,1 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$).

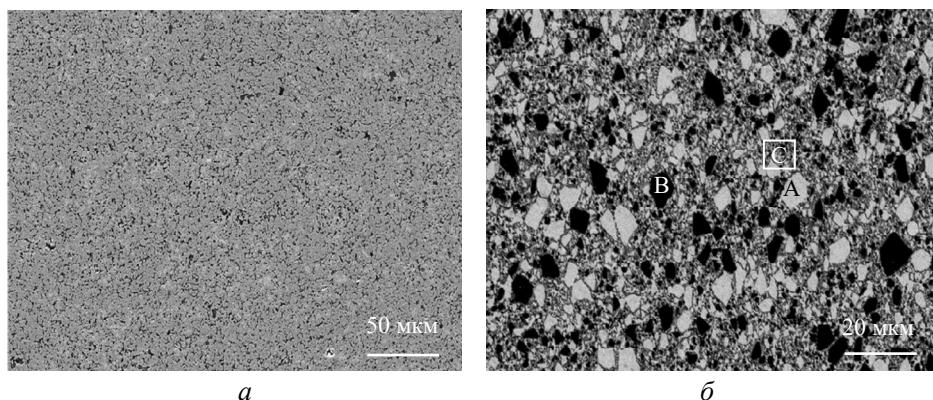


Рис. 2. SEM зображення композитів MoSi_2 (а) та $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (б) після спікання гарячим пресуванням.

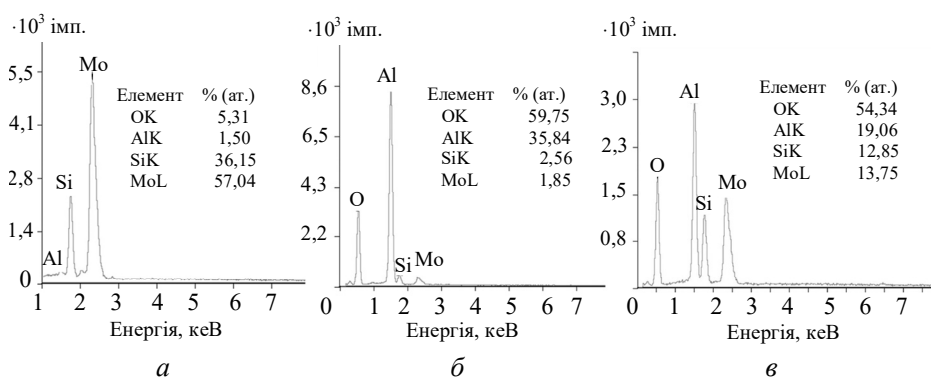


Рис. 3. EDS аналіз композита $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, представленого на рис. 2, б, у точках А (а), В (б) та в області С (в).

Характеристики зносу

На рис. 4 показано зміну коефіцієнта тертя під час ковзання композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ по несучій сталі GCr15 за різних навантажень. Видно, що коефіцієнти тертя всіх зразків мають схожу тенденцію. Зі збільшенням часу тертя коефіцієнт тертя швидко зростає на початковій стадії припрацювання, а потім залишається відносно стабільним. Для композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ коефіцієнти тертя демонструють незначні коливання за навантаження 2 Н, тоді як коефіцієнти тертя більш стабільні за навантажень 5 і 10 Н. Водночас коефіцієнти тертя обох матеріалів значно знижуються зі збільшенням прикладеного навантаження. На рис. 4, в середній коефіцієнт тертя композита $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ є нижчим порівняно з чистим матеріалом MoSi_2 за всіх прикладених навантажень. Середні коефіцієнти тертя композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ за навантажень 2, 5 і 10 Н становлять 0,579, 0,347, 0,316 та 0,419, 0,265, 0,173 відповідно.

Зміна коефіцієнта тертя матеріалу пов'язана зі станом змащення поверхні в зоні ковзкого контакту. На рис. 5 показано поверхні зносу композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, що ковзають по підшипниковій сталі GCr15 за різних навантажень. Очевидно, що абразивний знос видно на поверхнях зносу за всіх навантажень. За навантаження 2 Н поверхні зносу відносно шорсткі, з видимими адгезійними шарами, втомним відшаруванням і уламками зносу, як

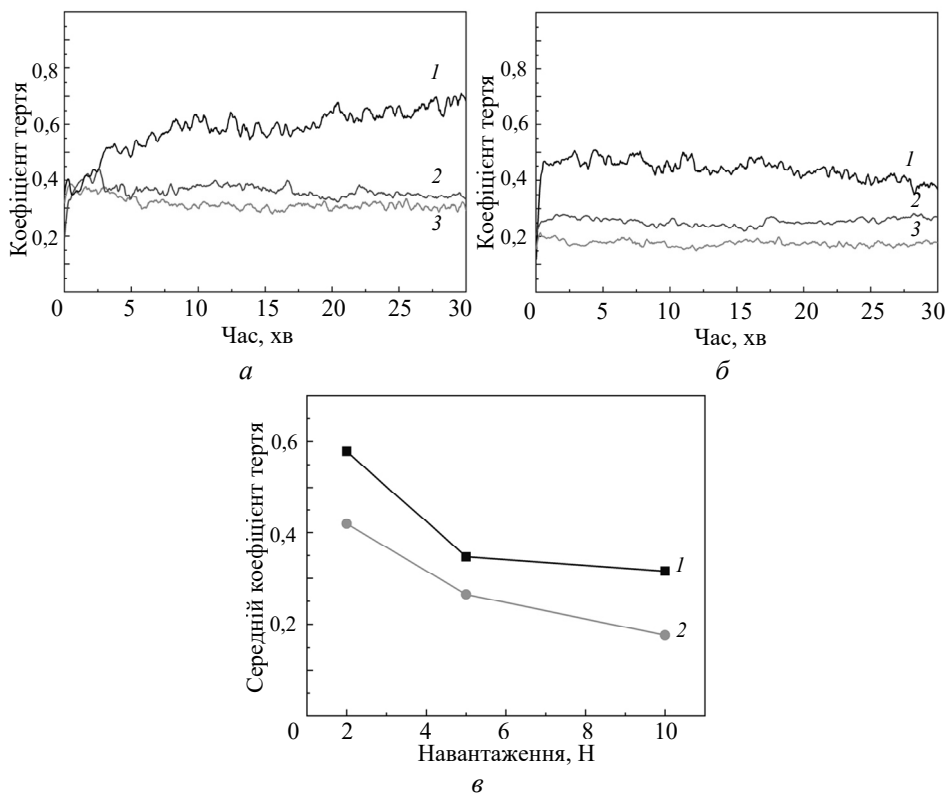


Рис. 4. Характеристики тертя композитів MoSi₂ (а) та MoSi₂-Al₂O₃ (б) під час ковзання по підшипниковій сталі GCr15 за навантаження 2 (1), 5 (2), 10 (3) Н; середні значення коефіцієнтів тертя (в): 1 – MoSi₂; 2 – MoSi₂-Al₂O₃.

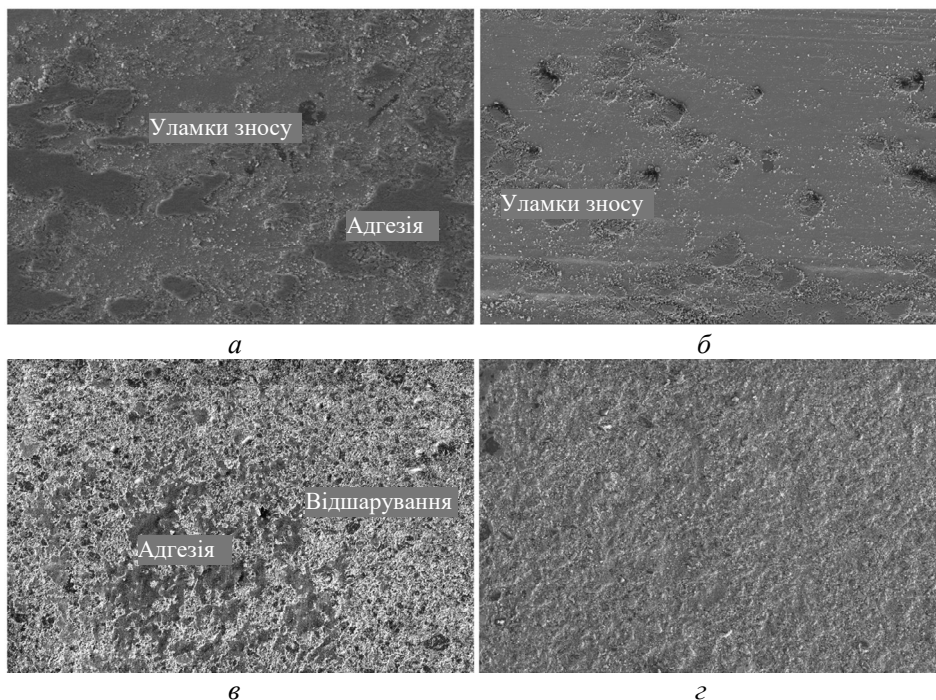


Рис. 5. Морфологія поверхні зносу MoSi₂ (а, б) та композита MoSi₂-Al₂O₃ (в, г) за різних навантажень: 2 (а, в) і 10 (б, г) Н.

показано на рис. 5, *а, в*. На рис. 5, *б, г* за навантаження 10 Н зношені поверхні зразків є більш гладкими порівняно з поверхнями за навантаження 2 Н. Зокрема, поверхня зносу композита $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ в основному складається з дрібних частинок зношеного матеріалу. Перекочування абразивних частинок забезпечує хороше змащення і можливість потрійного зношування під час ковзання, що пояснює низькі коефіцієнти тертя композита $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ і стабільність їхніх значень за більш високих навантажень.

За допомогою профілометра було поміряно площі поперечних перерізів доріжок зносу композитів MoSi_2 та $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$, розраховано питомі швидкості зношування за рівнянням (2) та отримано результати (рис. 6). Видно, що ширина і глибина доріжок зносу зразків збільшуються зі збільшенням навантаження тертя (див. рис. 6, *а, б*). Глибина та площа поперечного перерізу доріжок зносу композита $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ за навантажень 2, 5, 10 Н становили 1,6976 мкм та 0,00029 мм^2 ; 1,9235 мкм та 0,00045 мм^2 ; 2,2802 мкм та 0,00057 мм^2 відповідно, що значно менше, ніж чистого MoSi_2 . Як правило, великі ширина і глибина слідів зносу вказують на більший знос матеріалів. На рис. 6, *в* показано швидкості зношування композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ за різних навантажень. Швидкість зношування композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ має тенденцію до зменшення зі збільшенням навантаження. Композит $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ демонструє хорошу зносостійкість зі швидкостями зносу $10,2 \cdot 10^{-6}$, $6,25 \cdot 10^{-6}$ та $4,33 \cdot 10^{-6}$ $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ для навантажень 2, 5 та 10 Н відповідно. Композит $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ демонструє нижчу питому швидкість зношування і хорошу зносостійкість порівняно з чистим MoSi_2 .

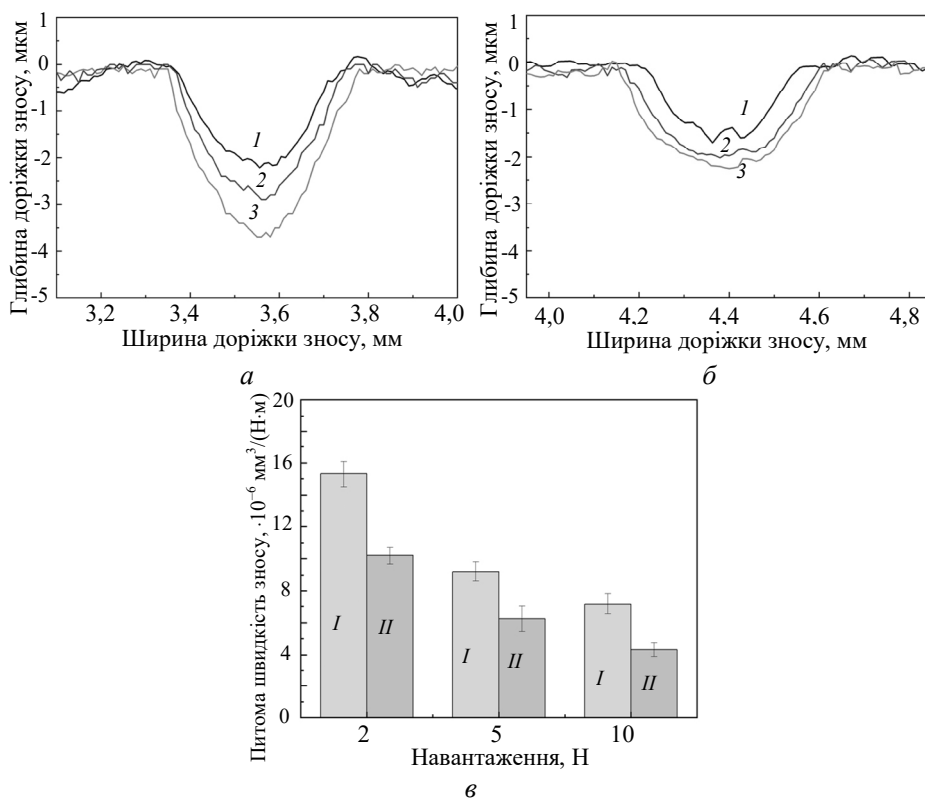


Рис. 6. Профілі поперечного перерізу зносу композитів MoSi_2 (*а*) та $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ (*б*) за навантаження 2 (*1*), 5 (*2*), 10 (*3*) Н та їхня питома швидкість зносу (*в*): MoSi_2 (*I*) і $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ (*II*).

Для подальшого аналізу механізму зношування композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ було проаналізовано хімічний стан поверхонь зносу за допомогою методу XPS, результати якого наведено на рис. 7. Відповідно до валентних спектрів $\text{Mo } 3d$, $\text{Si } 2p$, $\text{Al } 2p$ і $\text{Fe } 2p$, основними складовими поверхонь зносу композита $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ є MoO_3 , SiO_2 , Al_2O_3 , Fe_2O_3 і металеві Mo і Si . Металеві Mo і Si переважно отримано з композита $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$. Присутність елемента Fe вказує на те, що в процесі зношування відбулося перенесення злипання з підшипникової сталі GCr15 на поверхню композита. Це насамперед пов'язано з меншою твердістю підшипникової сталі GCr15 (7,2 ГПа) порівняно з композитом $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ (13,4 ГПа). На зношеній поверхні композита утворюються деякі оксиди (MoO_3 , SiO_2 , Al_2O_3 , Fe_2O_3), що вказує на те, що в процесі зношування на контактних поверхнях відбувалися трибохімічні реакції

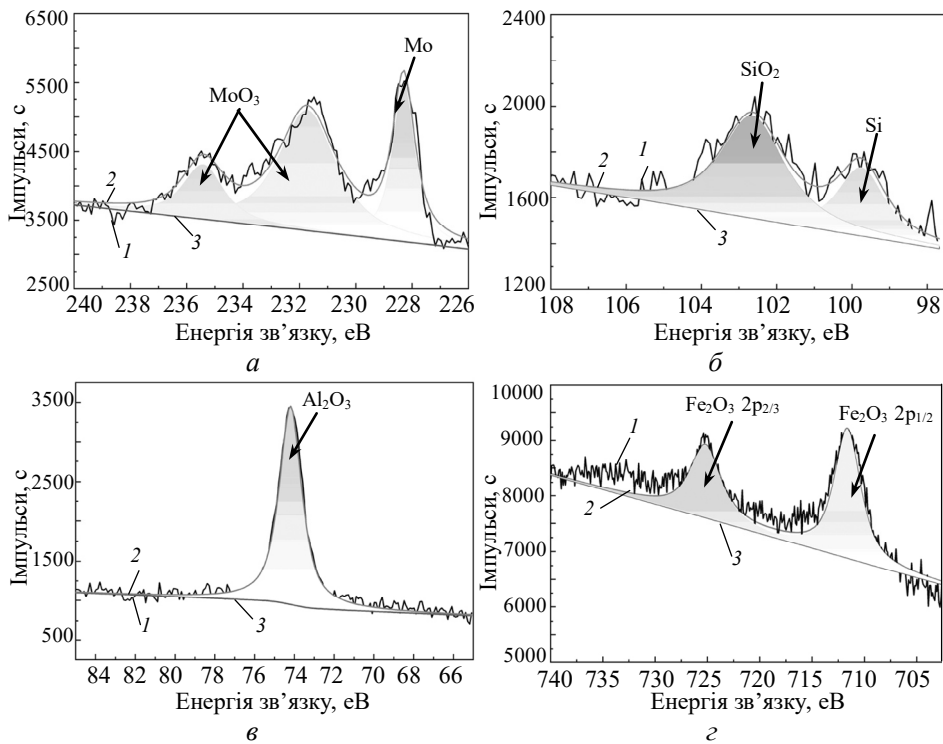


Рис. 7. XPS спектри високої роздільної здатності зношеної поверхні композита $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$: $\text{Mo } 3d$ (а), $\text{Si } 2p$ (б), $\text{Al } 2p$ (в), $\text{Fe } 2p$ (з); експериментальні (1), розрахункові (2) та вихідні (3) дані.

Ці оксиди забезпечують хороше змащування і захист під час випробувань на зношування ковзанням. Зокрема, MoO_3 з орторомбічною структурою системи відомий як хороший мастильний матеріал і має низький коефіцієнт тертя. Тому композит $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ демонструє низькі коефіцієнти тертя та швидкість зносу.

Механізм зношування

Хороша зносостійкість композитів MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ насамперед пояснюється їхніми мікроструктурними характеристиками і однорідними хімічними і фізичними властивостями. Складові фази MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ мають високу твердість, міцність, температуру плавлення і міцний ковалентний зв'язок, що надає композиту MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ хорошу стійкість до пластичної деформації, адгезії та абразивного зносу. Крім того, композит $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ має кращу зносостійкість порівняно з чистим матеріалом MoSi_2 . З одного боку, висока твердість і низький коефіцієнт тертя сприяють зменшенню обсягу зносу матеріалів, згідно з формулою зносу Архарда [21]:

$$V = \frac{fNL}{H_V}, \quad (9)$$

де V – об'єм зносу; f – коефіцієнт тертя; N – прикладене навантаження; L – загальна відстань ковзання; H_V – твердість матеріалу. У поточному експерименті композит $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ демонструє кращу зносостійкість завдяки своїй високій (13,4 ГПа) твердості і низькому коефіцієнту тертя (див. рис. 4, в) порівняно з чистим MoSi_2 . З іншого боку, для матеріалів з високою твердістю та крихкістю покращення в'язкості руйнування K_{Ic} може значно зменшити швидкість зношування W відповідно до рівняння $W \propto K_{Ic}^{-3/4} \cdot H_V^{-1/2}$ [22]. Композит $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ демонструє високу (7,2 МПа·м^{1/2}) в'язкість руйнування завдяки зміцненню другою фазою та подрібненню зерна. Висока твердість матеріалу і в'язкість руйнування роблять композит $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ більш зносостійким порівняно з чистим матеріалом MoSi_2 .

Втрати матеріалу, спричинені ковзним контактом, насамперед пов'язані з пластичною деформацією та подальшим руйнуванням від втоми матеріалу та відшаруванням. В умовах високих прикладених навантажень на поверхні ковзкого контакту генеруються великі напруження розтягування внаслідок пластичної деформації, накопичення дислокацій та зміни температури зі збільшенням часу ковзання [23] згідно з рівняннями [24]

$$K(t) = Y(\sigma_D(t) + q)b\sqrt{d}; \quad (10)$$

$$K(t_c) = Y(\sigma_D(t_c) + q)b\sqrt{d} = K_{Ic}, \quad (11)$$

де $K(t)$ – коефіцієнт інтенсивності напружень; Y та b – константи, пов'язані з параметрами тріщини (≤ 1); $\sigma_D(t)$ – напруження розтягування, спричинене пластичною деформацією; $K(t_c)$ та K_{Ic} – критичний коефіцієнт інтенсивності напружень та міжкристалічна в'язкість руйнування відповідно (тобто, за критичного часу ковзання t_c коефіцієнт інтенсивності напружень досягає критичного значення $K(t_c) = K_{Ic}$, за якого відбувається сильне руйнування та відколювання); q – невідповідність термічного розширення; d – розмір зерна. Очевидно, що введення Al_2O_3 підвищує твердість композита $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, що ефективно знижує швидкість накопичення дислокацій і збільшує коефіцієнт інтенсивності напружень на початковій стадії зношування. Крім того, введення Al_2O_3 зменшує розмір зерна композита $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, що також знижує швидкість зростання коефіцієнта інтенсивності напружень $K(t)$. Для композита $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ впливом невідповідності термічного розширення q на коефіцієнт інтенсивності напружень можна знехтувати через близькі коефіцієнти термічного розширення MoSi_2 і Al_2O_3 .

ВИСНОВКИ

Показано, що після 20 год розмелювання суміші порошків MoO_3 , Mo , Al та Si в механічно індукваному режимі саморозповсюдження синтезується композиційний порошок $\text{MoSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Гарячепресований композит $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ мав однорідну і тонку структуру, без явних дефектів, його основний фазовий склад – MoSi_2 , Al_2O_3 і невелика кількість Mo_5Si_3 . Композит $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ мав високу твердість і в'язкість руйнування.

Композити MoSi_2 і $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ проявили відмінні трибологічні властивості, коефіцієнт тертя та швидкість зношування зразків зменшувалися зі збільшенням навантаження, але композит $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ мав кращу зносостійкість порівняно з чистим MoSi_2 .

Швидкість зношування композита $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ становила $10,2 \cdot 10^{-6}$, $6,25 \cdot 10^{-6}$, $4,33 \cdot 10^{-6}$ $\text{мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$ за навантажень 2, 5, 10 Н, відповідно. Домінуючими механізмами зношування композита були адгезія, трибоокислення, пластична деформація та відшарування.

ФІНАНСУВАННЯ

Це дослідження було профінансовано в рамках науково-технічних дослідницьких проектів провінції Хенань: “Інтелектуальна онлайн-система виявлення компромісних залізничних рейок і затискних пластин” (грантовий номер 242102240136).

ПОДЯКИ

Автори висловлюють подяку пану Дешуну Лю за допомогу в проведенні експериментів зі зношування.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів.

Xue Mao-chao

School of Transportation, Xinxiang Vocational and Technical College,
Xinxiang, China

Preparation and mechanical wear behaviour of $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$
composite

Using MoO_3 , Mo, Al and Si powders as raw materials, MoSi_2 and $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ composite were prepared by mechanochemical reduction and hot press sintering techniques. The microstructure and dry sliding wear behavior of the samples were studied by X-ray diffraction, scanning electron microscopy, X-ray photoelectron spectroscopy and a ball-on-disk reciprocating tribometer. The results showed that $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ composite has a fine microstructure, high hardness (13.4 GPa) and fracture toughness ($7.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) compared to the pure MoSi_2 material. The wear test results indicated that MoSi_2 and $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ composite exhibited good tribological properties against sliding GCr15 steel balls under different loads. The friction coefficient and wear rates of the samples decreased as the applied load increased. Compared to pure MoSi_2 , $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ composite exhibited better wear resistance due to its high hardness, fracture toughness and good surface lubrication characteristics. The dominant wear mechanisms of the composite were adhesion, tribo-oxidation, plastic deformation and spalling.

Keywords: $\text{MoSi}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$ composite, sliding wear, mechanical alloying, intermetallics.

1. Ding Z., Brouwer J.C., Yao X., Zhu J.N., Hermans M.J.M., Popovich V., Sloof W.G.. On the high temperature oxidation of MoSi_2 particles with boron addition. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2024. Vol. 44. P. 7170–7179.
2. Mohamad A., Ohishi Y., Muta H., Kurosaki K., Yamanaka S. Thermal and mechanical properties of $\alpha\text{-MoSi}_2$ as a high-temperature material. *Phys. Status Solidi B*. 2018. Vol. 255, art. 700448.

3. Li N., Gao J., Wang W., Chen S.C., Wang K., Wen C.K., Sun H. Oxidation resistance of Cr-modified MoSi₂ composites at high temperature. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2024. Vol. 119, art. 106497.
4. Chen H., Shao X., Wang C.Z., Pu X.P., Zhao X.C., Huang B.X., Ma J. Mechanical and wear properties of Mo₅Si₃–Mo₃Si–Al₂O₃ composites. *Intermetallics*. 2017. Vol. 85. P. 15–25.
5. Xu J., Li Z.Y., Xie Z.H., Munroe P., Lu X.L., Lan X.F. Novel high damage-tolerant, wear resistant MoSi₂-based nanocomposite coatings. *Appl. Surf. Sci.* 2013. Vol. 270. P. 418–427.
6. Krakhmalev P.V., Bergström J. Tribological behavior and wear mechanisms of MoSi₂-base composites sliding against AA6063 alloy at elevated temperature. *Wear*. 2006. Vol. 260. P. 450–457.
7. Li R.P., Chen H., Hao X.H., Zhao X.C., Huang, B.X. Microstructure, mechanical properties and tribocorrosion characteristics of (Mo_{1-x}Cr_x)₅Si₃ alloys. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2023. Vol. 115, art. 106291.
8. Zenk C., Gibson J.S.K.L., Maier-Kiener V., Neumeier S., Goken M., Korte-Kerzel S. Low temperature deformation of MoSi₂ and the effect of Ta, Nb and Al as alloying elements. *Acta Mater.* 2019. Vol. 181. P. 385–398.
9. Hu H., Wu X., Wang R., Li W., Liu Q. First principles study on the phase stability and mechanical properties of MoSi₂ alloyed with Al, Mg and Ge. *Intermetallics*. 2015. Vol. 67. P. 26–34.
10. Mashhadi M., Shambuli M., Safi S. Effect of MoSi₂ addition and particle size of SiC on pressureless sintering behavior and mechanical properties of ZrB₂–SiC–MoSi₂ composites. *J. Mater. Res. Technol.* 2016. Vol. 5. P. 200–205.
11. Petrovic J.J., Pena M.I., Kung, H.H. Fabrication and microstructures of MoSi₂ reinforced–Si₃N₄ matrix composites. *J. Am. Ceram. Soc.* 1997. Vol. 80. P. 1111–1116.
12. Murakami T., Sasaki S., Ito K., Inui H., Yamaguchi M. Microstructure of Nb substrates coated with Mo(Si, Al)₂–Al₂O₃ composite and B-doped Mo₅Si₃ layers by spark plasma sintering. *Intermetallics*. 2004. Vol. 12. P. 749–754.
13. Chen H., Zhou D.M., Cai L., Wang Y.Y., Yu, K. Characterization and formation mechanism of Ni₃Si–Al₂O₃ nanocomposite prepared by mechanochemical reduction method. *Met. Mater. Int.* 2020. Vol. 26. P. 230–239.
14. Chen H., Ma Q., Shao X., Ma J., Wang C.Z., Huang, B.X. Microstructure, mechanical properties and oxidation resistance of Mo₅Si₃–Al₂O₃ nano-composite. *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. Vol. 592. P. 12–18.
15. Higashi M., Yoshimi K., Electron beam surface melting of MoSiB₂ alloys: Effect of pre-heating on cracking behavior and microstructure evolution. *Mater. Des.* 2021. Vol. 209, art. 110010.
16. Ramezanalizadeh H., Heshmati-Manesh S., Preparation of MoSi₂–Al₂O₃ nanocomposite via MASHS route. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2012. Vol. 31. P. 210–217.
17. Chen H., Li R.P., Liu L.Y., Zhang Z., Zhao X.L. Structural, mechanical and tribocorrosion behaviors of Mo–Ni–Si alloys. *Tribol. Int.* 2024. Vol. 196, art. 109723.
18. Zhang J.X., Chen B.M., Yue W., Chen H. Phase composition, microstructure, and wear properties of Ni/Ni₃Si composites prepared by mechanical alloying. *J. Superhard Mater.* 2021. Vol. 43. P. 12–20.
19. Chen H. Microstructure and mechanical properties of Mo₂Ni₃Si–Al₂O₃ nanocomposite synthesized by mechanical alloying. *J. Mater. Res.* 2016. Vol. 21. P. 3352–3359.
20. La P., Xue Q., Liu W. Study of wear resistant MoSi₂–SiC composites fabricated by self-propagating high temperature synthesis casting. *Intermetallics*. 2003. Vol. 11. P. 541–550.
21. Xu J., Xie Z.H., Munroe P. Effect of Cr alloying on friction and wear of sputter-deposited nanocrystalline (Mo_xCr_{1-x})₅Si₃ films. *Intermetallics*. 2011. Vol. 19. P. 1146–1156.
22. Chen H., Li R.P., Guo S., Zhang Z., Li X.X., Zhao, X.L. Microstructure and tribocorrosion behaviors of Fe–Al–Ti coatings prepared by the aluminothermic reaction. *Wear*. 2023. Vol. 530–531, art. 205055.
23. Liu L.Y., Chen H., Li R.P., Hao X.H., Zhao X.C. Structural, dry sliding wear and tribocorrosion behaviors of the Mo–Si–B intermetallic alloys. *Tribol. Int.* 2025. Vol. 201, art. 110247.
24. Núñez-González B., Ortiz A.L., Guiberteau F., Padture N.P. Effect of MoSi₂ content on the lubricated sliding-wear resistance of ZrC–MoSi₂ composites. *J. Eur. Ceram. Soc.* 2011. Vol. 31. P. 877–882.

Надійшла до редакції 17.01.25

Після доопрацювання 04.02.25

Прийнята до опублікування 05.02.25