

СПЕЧЕНІ КОМПОЗИТИ ДЛЯ ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР ТЕРТЯ

В статті наведено дані розроблення технології виготовлення та дослідження комплексу властивостей нових спечених антифрикційних матеріалів, призначених для роботи при температурах 600 та 650 °С. Показано перспективність застосування відходів інструментальних та штампових сталей для виготовлення підшипникових матеріалів.

Ідеологія сучасного розвитку різних галузей машинобудування вимагає від дослідників, конструкторів, технологів при розробленні та впровадженні у виробництво об'єктів нової техніки твердо дотримуватись сукупного поєднання технологічних та технічних аспектів розробок з економічними.

Такий підхід у повному обсязі відноситься і до питань матеріалознавства в машинобудуванні, насамперед, до спечених матеріалів для вузлів тертя. Висока вартість сировини при створенні композиційних антифрикційних матеріалів, дороге обладнання для виготовлення вихідних порошків створюють складний бар'єр для широкого впровадження у виробництво порошкових матеріалів, навіть якщо нові розроблені матеріали мають надвисокі фізичні та експлуатаційні властивості. Потрібен пошук дешевих, доступних, економічно вигідних видів сировини.

В останні роки дослідники [1–3] звернули увагу та поглибили експерименти та дослідження у напрямку використання дешевої сировини для створення композиційних високотемпературних підшипникових матеріалів. Такою сировиною є велика кількість порошків-відходів інструментального та штампового виробництва.

Ці відходи з'являються на операціях шліфування штамів та ріжучого інструмента, які потім безповоротно йдуть у відвали і більше не використовуються у виробництві. Масштаби таких шліфувальних відходів у рамках заводів України важко переоцінити.

Сюди слід віднести відходи сталей Р18, Р6М5, Р6М5К5, Р6М5Ф3, 3Х2В8Ф, 4Х2В5МФ, 5Х3В3МФС та інші. Відходи швидкоріжучих та інструментальних штампових сталей містять у своєму складі цілий набір цінних легуючих елементів – хром, молібден, вольфрам, ванадій, кобальт та інші, комбінація яких надає їм таких важливих властивостей, як теплостійкість та окалиностійкість, що стало досить привабливим для використання їх у ролі основи при розробці матеріалів антифрикційного призначення для роботи при температурах 600–650 °С.

Після нескладних операцій очищення від абразивної крихти, що змішується з металевими відходами при шліфуванні сталей електрокорундом, та відпаду при $t^0 = 870\text{--}900$ °С для осушення від вологи та вигорання компонентів змащувально-охолоджуючої рідини (які також залишаються після шліфування), виходять практично готові до подальшого використання металеві складнолеговані порошки з уже закладеними в них такими важливими властивостями, як теплостійкість, жароміцність та інші.

В даній роботі наведено широкий комплекс даних дослідження фізико-механічних, триботехнічних властивостей та окалиностійкості нових антифрикційних матеріалів на базі порошків-відходів швидкоріжучої сталі Р6М5Ф3 та штампової інструментальної сталі 4Х2В5МФ, що можуть знайти своє застосування, насамперед, у вузлах тертя, що працюють при температурах 550–650 °С.

Оскільки нові антифрикційні композити повинні працювати в умовах зовнішнього примусового нагріву, коли жодне рідке мастило не працює, у ролі твердого змащувального компонента, до складу вихідної шихти додавали фторид кальцію, що термічно та хімічно стабільний до $t^0 = 1200$ °С [3]. Хімічний склад досліджуваних композицій наведено у табл. 1.

Таблиця 1

Хімічний склад антифрикційних композитів, мас. %

№ з/п	Основа композитів	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	CaF ₂	Fe
1	Р6М5Ф3	0,95–1,05	≤ 0,5	≤ 0,5	3,8–4,3	4,8–5,3	5,7–6,7	2,3–2,7	5,0	Решта
2	4Х2В5МФ	0,30–0,40	0,15–0,35	0,15–0,40	2,2–3,0	0,6–0,9	4,5–5,5	0,6–0,9	5,0	Решта

Порошки вихідних компонентів відповідно до сталі Р6М5Ф3 та сталі 4Х2В5МФ змішували з порошками фториду кальцію протягом 4-х годин, пресували при навантаженнях 700–900 МПа та спікали у середовищі водню при температурах 1100–1150 °С протягом 2-х годин.

Після спечення металографічна структура досліджених матеріалів являє собою металеву матрицю з включеннями рівномірно залягаючого твердого мастила CaF_2 . Фрагмент мікроструктури матеріалу Р6М5Ф3 + 5 % CaF_2 наведено на рис. 1.

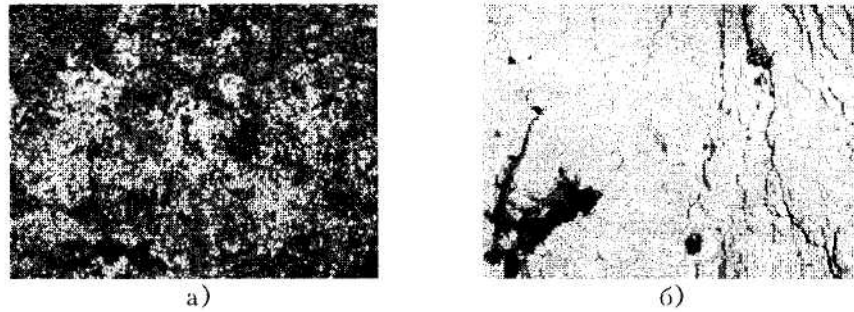


Рис. 1. Фрагмент мікроструктури матеріалу Р6М5Ф3 + 5 % CaF_2 : а) $\times 500$; б) $\times 8200$

Металева матриця матеріалу Р6М5Ф3 + 5 % CaF_2 має структуру перлиту, що складається з α -твердого розчину та карбідів легуючих елементів. В свою чергу, карбідна фаза представлена у вигляді сполук трьох типів: первинних (евтектоїдних) карбідів, вторинних карбідів, що кристалізуються з аустеніту при охолодженні з високих температур та присутні у вигляді самостійної складової, та третинних карбідів – найдисперсніших, що утворюються при повільному охолодженні нижче температур перлитного перетворення. Вони складають основний сорбційний фон структури.

α -Фаза містить до 70 % хрому, що присутній у сталі Р6М5Ф3, та невелику кількість W, Мо та V. Тобто перлит сталі Р6М5Ф3 має велику кількість карбідів легуючих елементів, частина яких не розчиняється при нагріванні та служить центрами кристалізації карбідних частинок, що виділяються при охолодженні і витримці в температурному інтервалі перлитного перетворення. Це спричиняє утворенню перлиту зернистої форми.

Дослідження кристалічної структури на атомарному рівні, що проводились методом електронної дифракції з використанням електронного мікроскопу JEM-ARM-1000 (Японія) з максимальним розрізненням по полю 0,1 нм, виявили присутність складних карбідів:

– Me_{23}C_6 – $(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mo}, \text{W}, \text{V})_{23}\text{C}_6$ – складний карбід хрому вторинного походження, що має розміри 3–5 мкм та твердість 10000–11000 МПа [3], зберігає високу дисперсність внаслідок малої схильності до коагуляції;

– Me_7C_3 – $(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Mo}, \text{W}, \text{V})_7\text{C}_3$ – складний карбід хрому, в якому розчинені V, Мо, W, вторинного походження, підвищує стійкість сталі Р6М5Ф3 проти нагріву. Ця обставина, а також той факт, що в присутності цього карбїду значно зростає зносостійкість та знижується коефіцієнт тертя [3], є сприятливими факторами при створенні антифрикційних матеріалів для високих температур;

– Me_6C – $(\text{W}, \text{Mo}, \text{Fe}, \text{Cr}, \text{V})_6\text{C}$ – складний карбід вольфраму та молібдену, має твердість 12000–13000 МПа і в його присутності зростає зносостійкість. Крім того, цей карбід не схильний до коагуляції, ефективно затримує ріст зерна;

– карбїди ванадію $\text{MeC} - \text{VC}$ (фази інфільтрації), які утворюються, як відомо [4], при вмісті ванадію більше, ніж 1,5 %, що відповідає нашому випадку (в сталі Р6М5Ф3 V = 2,3–2,7 %). Ці карбїди можуть бути вторинними (що виділились з аустеніту), евтектичними і навіть первинними. Це найтвердіші карбїди у сталі Р6М5Ф3, їх твердість сягає 20000 МПа, тому вони суттєво можуть підвищити зносостійкість матеріалу.

Металева матриця матеріалу 4Х2В5МФ + 5 % CaF_2 також має структуру зернистого перлиту, фрагмент якого зображено на рис. 2, що виконаний за допомогою електронного мікроскопу.



Рис. 2. Дрібнозерниста структура перлиту в матеріалі 4X2B5MΦ + 5 % CaF₂, ×12000

В структурі металевої основи матеріалу з використанням сталі 4X2B5MΦ крім сорбітоподібного перлиту присутні карбіди легуючих елементів: вольфраму, молібдену, хрому та ванадію, роль яких така ж, як у матеріалі на основі сталі P6M5Φ3. Однак кількість ванадію, що зв'язує багато вуглецю у нерозчинному карбіді MeC, в сталі 4X2B5MΦ обмежена. Відомо [4], що в сталях, які містять мало вуглецю, позитивна дія ванадію на теплостійкість спостерігається при 0,6–0,9 % ванадію, що відповідає нашому випадку.

Отже, основні зміцнюючі фази в матриці матеріалу на основі сталі 4X2B5MΦ – карбіди Me₆C та Me₂₃C₆. При знижених кількостях вуглецю та загальній кількості молібдену та вольфраму, ніж у сталі P6M5Φ3, кількість нерозчинних карбідів теж нижча. Роль молібдену та вольфраму аналогічна показаній вище для сталі P6M5Φ3 – вони утруднюють виділення карбідів на границях зерен при нагріві, що поліпшує в'язкість матеріалів [4].

Таким чином, в процесі спікання матеріалів з використанням пороників-відходів сталей P6M5Φ3 та 4X2B5MΦ з домішками CaF₂ формується нерівноважна гетерогенна дрібнозерниста структура. Вона являє собою міцну, достатньо пластичну металеву матрицю, що складається з високолегованого α-твердого розчину та твердих зерен складних карбідів легуючих елементів, а також рівномірно розподілених в ній включень протизадирного твердого мастила CaF₂.

Така структура з точки зору загальної закономірності для матеріалів підвищеникового призначення є найбільш сприятливою для утворення оптимальної комбінації фізико-механічних та антифрикційних характеристик, значення яких наведено у табл. 2.

Таблиця 2
Фізико-механічні та антифрикційні характеристики нових матеріалів

№ з/п	Склад, % мас.	σ _{виг.} , МПа	a _{к.} , Дж/м ²	НВ, МПа	Коеф. тертя при 7 МПа	Знос при 7 МПа, мкм/км	Гран.-допуст. навантаження, МПа	Гран.-допуст. температура, °С
1.	P6M5Φ3 + 5 CaF ₂	520-530	640-660	770-880	0,16	29	8,5	600
2.	4X2B5MΦ + 5 CaF ₂	510-520	750-800	730-760	0,15	27	8,5	650
3.	ЖГр.3М15 [3]	290-410	80-94	700-800	0,29*	470*	3,0	400

* – коефіцієнт тертя та знос при навантаженні 5 МПа.

Аналіз результатів досліджень, які наведено у табл. 2, показує, що нові матеріали у порівнянні з відомим [3], що використовується в теперішній час в аналогічних умовах, мають набагато вищі як міцності, так і антифрикційні властивості, а також здатні працювати при більш високих температурах та навантаженнях.

Випробування на тертя та зношування проводили для матеріалу P6M5Φ3 + 5 % CaF₂ в парі з контртілом із сталі P18 (HRC_e = 52–54), а для матеріалу 4X2B5MΦ + 5 % CaF₂ – зі сплавом ВТ14 з азотованою поверхнею, при навантаженнях 3–8,5 МПа, швидкості ковзання 1 м/с та температурах зовнішнього нагріву 600–650 °С відповідно.

Внаслідок високої гетерогенності структури нових матеріалів працездатність їх залежить не тільки від умов роботи, але і від матеріалу контртіла. Так, використання загартованих сталей У8, У8А з твердістю HRC_e = 54–56 (нібито аналогічної з твердістю контртіла у нашому

випадку) у ролі матеріалу контртіла при терті на повітрі дало непогані результати (невеликий знос, коефіцієнт тертя $\sim 0,2-0,3$ при навантаженні 1 МПа).

Однак по мірі підвищення температури зовнішнього нагріву (до температур досліджень) загартовані сталі У8, У9А виявились непрацездатними, та почався розвиток процесів тужавлення поверхонь тертя внаслідок відпуску. Отже, основними умовами можливості використання нових матеріалів на основі відходів сталей Р6М5Ф3 і 4Х2В5МФ у ролі антифрикційних композитів для високих температур є застосування в парі з ними контртіл з твердістю $HRC_c = 52-56$, яка зберігається протягом всього періоду роботи. У нашому випадку вибір контртіл обумовлено вищезазначеними причинами, а також умовами роботи і вимогами натурних вузлів тертя.

Слід також додати, що майже всі легуючі елементи, що знаходяться у відходах сталей Р6М5Ф3 і 4Х2В5МФ, сприяють підвищенню гранично-допустимих навантажень. Найбільше граничне навантаження забезпечують вуглець, вольфрам, молібден та ванадій [5], внаслідок чого нові матеріали здатні витримувати більш високі навантаження та працювати при більш високих температурах (у порівнянні з матеріалами, що застосовуються у теперішній час).

Випробування показали, що як на контртілах, так і на зразках з нових матеріалів у процесі тертя утворюються щільні розділювальні блискучі плівки. Останні характеризуються безперервністю та суцільністю, відсутні ділянки тужавлення та налипання матеріалів зразків на контртіло. Поверхні тертя після випробувань з утворенням антизадирих плівок наведено на рис. 3.

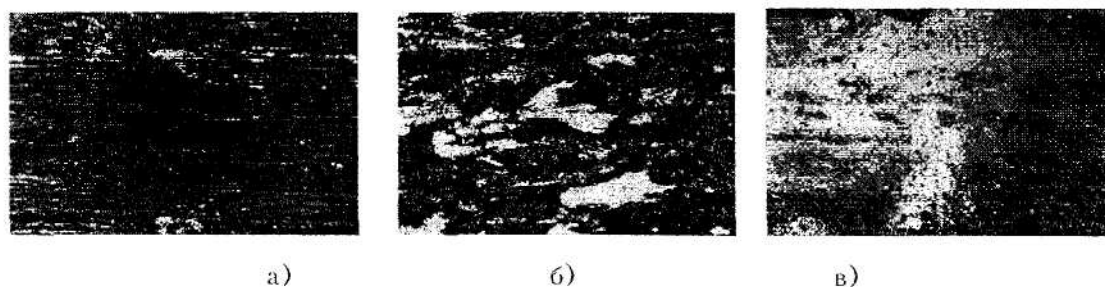


Рис. 3. Поверхні тертя ($\times 200$): а) зразка з матеріалу Р6М5Ф3 + 5 % СаF₂; б) та в) контртіла із сталі Р18 на початку та в кінці утворення антизадириної плівки відповідно

Такі розділювальні протизадирині плівки (так звані вторинні структури) мають велику адгезію до матеріалу основи та добре зберігають поверхні, що труться, від металевого контакту, витримуючи високі навантаження. Це забезпечує стабільно низький знос та коефіцієнт тертя при високих температурах.

Оскільки нові матеріали призначені для роботи при температурах зовнішнього нагріву до 600 та 650 °С, доцільним було провести дослідження їх поведінки при нагріванні на повітрі з метою оцінки окалиностійкості порошкових композитів.

Дослідження окалиностійкості матеріалів Р6М5Ф3 + 5 % СаF₂ та 4Х2В5МФ + 5 % СаF₂ проводили на повітрі протягом 1, 5, 10, 25, 50 та 100 годин при температурах 600 та 650 °С відповідно.

Кінетику окислення досліджених матеріалів зображено на рис. 4.

Аналіз кінетики окислення, зображеної на рис. 4, показує, що характер кривих окислення змінюється за ступеневу залежністю, тобто процес окислення матеріалів самогальмується при витримці 10–50 годин. Затухання процесу окислення свідчить про утворення достатньо щільного оксидного шару, через який вже не може активно проходити дифузія кисню. Це явище також має зв'язок з високим рівнем легованості нових матеріалів, який забезпечує формування жаростійких фаз.

Металографічний та рентгенофазовий аналізи зразків після окислення при високих температурах не виявили розвитку процесів об'ємного окислення, що вказує на добрі захисні властивості оксидних плівок.

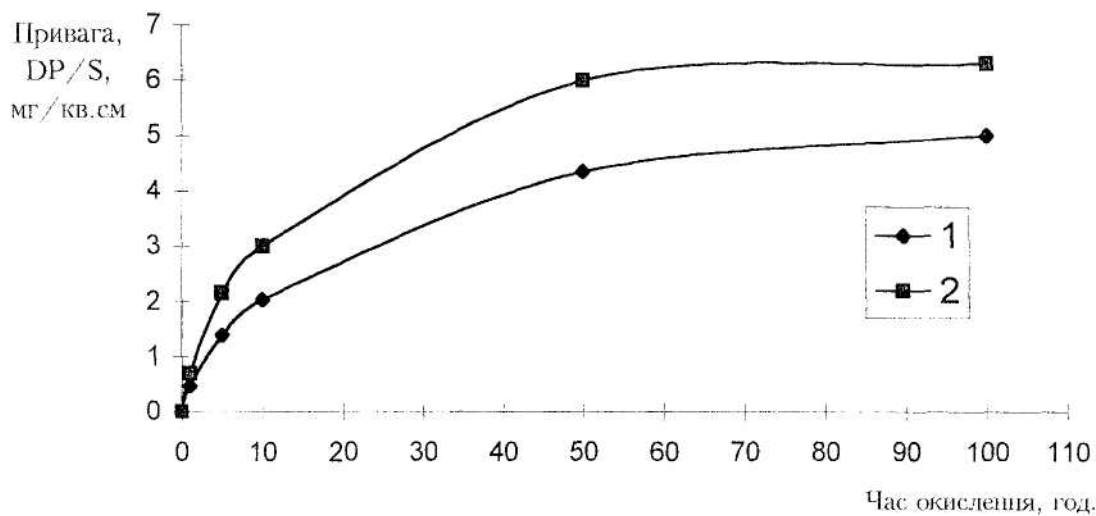


Рис. 4. Кінетика окислення нових матеріалів:
 1 – матеріал P6M5Φ3 + 5 % CaF₂ ($t_{ок} = 600 \text{ }^{\circ}\text{C}$);
 2 – матеріал 4X2B5MΦ + 5 % CaF₂ ($t_{ок} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C}$)

Узагальнюючи отримані результати по відпрацюванню технології виготовлення та дослідження комплексу властивостей нових спечених антифрикційних композитів з використанням порошкових відходів сталей P6M5Φ3 та 4X2B5MΦ в присутності твердого мастила CaF₂, можна зробити висновок про безперечну перспективність застосування нових матеріалів у вузлах тертя металургійного обладнання, що працюють при високих температурах. Крім цього, одержані дані дозволяють рекомендувати широке використання відходів інструментального та штампового виробництва для виготовлення деталей вузлів тертя на виробничих ділянках методами порошкової металургії.

ЛІТЕРАТУРА:

1. Роик Т.А. К вопросу о применении порошковых отходов для высокотемпературных узлов трения // Вестник ИТУУ «КПИ» / Машиностроение. – Вып. 34. – Киев, 1999. – С. 105–111.
2. Шевчук Ю.Ф., Роик Т.А. Порошковые антифрикционные материалы для работы при повышенных температурах // Порошковая металлургия, № 1–2, 2001. – С. 53–58.
3. Гавриш А.П., Роик Т.А. Особенности формирования структуры и свойств новых подшипниковых композиционных материалов с использованием отходов стали P6M5K5 // Проблемы техники, № 2, 2002. – С. 15–26.
4. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
5. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. – К.: Наукова думка, 1980. – 403 с.

РОЇК Тетяна Анатоліївна – кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, начальник відділу Державного підприємства “Науково-технічний центр артилерійсько-стрілецького озброєння” (ДП НТЦ АСО).

Наукові інтереси:

– розробка та дослідження нових композиційних антифрикційних матеріалів для високих температур тертя.

Тел. (044) 241-87-56

E-mail: kba@kba.kiev.ua

Подано 10.01.2003