

УДК 621.002.3:621.89

А.П. Гавриш, Т.А. Роїк, П.О. Киричок,
Ю.Ю. Віщук, О.І. Хмілярчук,
О.О. Мельник, В.В. Холявко

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ФІНІШНОЇ ПРЕЦИЗІЙНОЇ ОБРОБКИ ПІДШИПНИКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ВІДХОДІВ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ

Вступ

У загальній проблемі підвищення якості машин та устаткування, ресурс роботи яких здебільшого визначається опором деталей машин різним видам контактної взаємодії, центральне місце займають питання використання матеріалів сполучень, що піддаються тертю, насамперед підшипникових матеріалів.

Це повною мірою стосується підшипникових матеріалів, що працюють із мастилом у неважких умовах роботи (при невисоких навантаженнях, невисокій швидкості ковзання, температурі до 100 °С), а особливо це важливо для вузлів тертя, що знаходяться в екстремальних умовах – при підвищених навантаженнях, в агресивному середовищі, при підвищених та високих температурах, в умовах високих швидкостей ковзання, оскільки 80 % відмов машин і механізмів у роботі відбувається через руйнування деталей, які піддаються тертю [1].

Такі явища притаманні насамперед обладнанню металургійної промисловості – киснево-конверторним установкам, бруктоплавильним агрегатам, устаткуванню вугільної промисловості, обладнанню прокатних станів, транспортним засобам та установкам нагрівання і переміщення слябів, апаратури та устаткуванню енергетичного машинобудування, високооборотному обладнанню поліграфічної промисловості.

Для перелічених надто важких умов роботи існує великий асортимент литих і порошкових підшипникових матеріалів на основі заліза, чавунів, міді та нікелю.

Головне, що об'єднує ці матеріали, – великий знос сполучених деталей, зростання коефіцієнтів тертя за таких умов, а в багатьох випадках – ще й висока вартість. Крім того, литі матеріали, насамперед ті, що застосовуються у важких умовах роботи, а саме чавуни, бронзи,

кольорові сплави, нездатні поєднувати в своєму складі відмінні за природою та цільовим доданням домішки, що, з одного боку, утворювали б міцну матрицю, а з іншого, містили б протизадирні присадки у вигляді сульфідів, оксидів, халькогенідів, фторидів.

Порошкові підшипникові матеріали позбавлені названих недоліків і мають над литими матеріалами багато переваг і широкий спектр можливостей, коли можна поєднувати такі вихідні компоненти, які методами лиття не поєднуються, що особливо важливо для матеріалів, які працюють у важких режимах експлуатації.

Проте істотним негативним фактором для порошкових матеріалів, що перешкоджає їх широкому використанню, є їх дуже висока вартість внаслідок дорогої вихідної сировини (порошків), складність та дорожнеча обладнання для її виготовлення.

Втім, як показали попередні дослідження авторів [2, 3], існуючі великі потенційні резерви цінної сировини – металеві шліфувальні відходи машинобудівного та приладобудівного виробництва – можуть бути ефективно використані для виробництва деталей підшипникового призначення з якісно новим рівнем функціональних властивостей.

Слід також зазначити, що параметри якості поверхонь підшипників залежать від ефективності технологічних методів обробки та точності і надійності застосованого технологічного устаткування. У свою чергу, від якості робочих поверхонь підшипників ковзання (особливо для жорстких умов експлуатації) після фінішної механічної обробки значною мірою залежать характер і морфологія утворених плівок тертя – так званих вторинних структур, які формуються на контактних робочих поверхнях у процесі експлуатації під впливом зовнішніх факторів і які визначають той чи інший рівень службових властивостей пари тертя [1].

Тому продовження наукових досліджень з означеної проблематики для одержання можливості широкомасштабного та ефективного використання вторинної шламової сировини в повторному циклі виробництва, розробки нових ресурсозберігаючих технологій, які здатні забезпечити одержання нових ефективних матеріалів та виробів із них, та встановлення раціональних технологічних режимів фінішної обробки деталей із вторинної сировини, є надзвичайно актуальним завданням як з наукової, так і практичної точок зору.

Постановка задачі

Метою досліджень, результати яких наводяться у статті, є встановлення науково обґрунтованого підходу до використання в повторно-циклі виробництва цінних шламових відходів швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 для виготовлення високоякісних підшипників ковзання та встановлення раціональних технологічних режимів їх фінішної обробки, що здатне забезпечити істотне підвищення надійності і довговічності вузлів тертя термічного та поліграфічного обладнання.

Результати досліджень і їх аналіз

У даній статті основою підшипникових матеріалів для важких умов роботи було вибрано порошкові відходи інструментальних швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 (ГОСТ 19265–73). Причин для цього декілька.

Вказані марки сталей належать до класу теплостійких сталей. Вони до температур 500–550 °С зберігають досить високі міцнісні властивості та мають високу окислостійкість, завдяки наявності в них низки цінних легуючих елементів. Для всіх цих сталей характерна висока концентрація вуглецю, а оскільки всі наявні легуючі елементи є сильними карбідоутворюючими елементами (крім кобальту), то структура сталей містить велику кількість карбідів різного складу та природи [2–5], які сприяють підвищенню міцнісних властивостей, окислостійкості та розширюють область нормального зносу в процесі тертя, що було встановлено за результатами досліджень, наведеними на рис. 1.

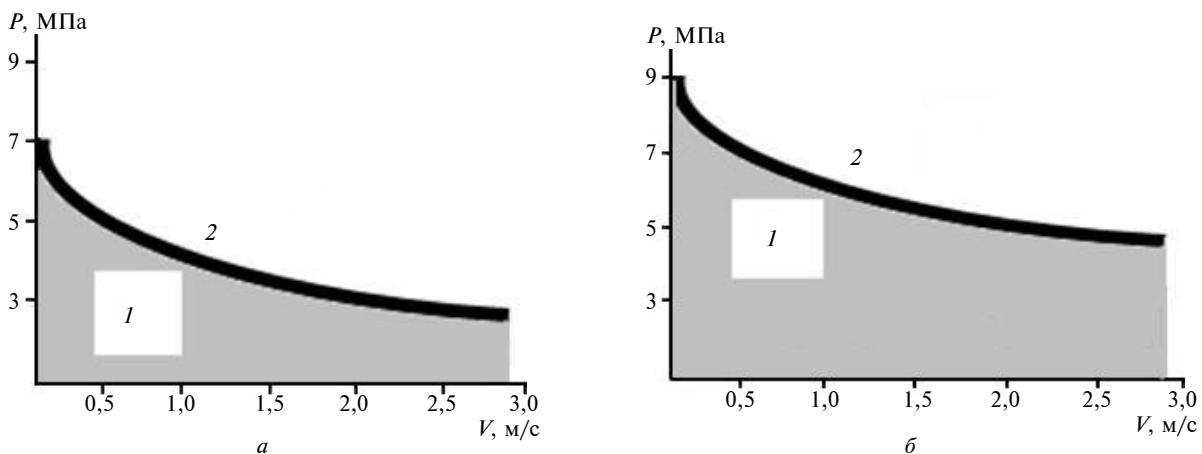


Рис. 1. Діаграма областей нормального зносу пари тертя без пошкоджень (1) і з пошкодженнями (2) робочих поверхонь композицій Fe+20 % Р6М5 (а) і Fe+80 % Р6М5 (б) залежно від навантаження та швидкості ковзання (контртіло – загартована сталь Р18)

Хром як обов'язковий елемент швидкорізальних сталей входить до складу ряду карбідів, чим сприяє підвищенню міцності матеріалів.

Вплив W і Мо на властивості сталей досить схожий. Молібден при наявності вольфраму (на відміну від безвольфрамових сталей) не збільшує розміри частинок [5]. Крім того, Мо сприяє збільшенню міцності сталей, що поліпшує фізико-механічні властивості, а також зносостійкість.

Ванадій, що є в порошках-відходах досліджуваних сталей, також утворює карбіди, які зберігають дрібне зерно та найкраще підвищують зносостійкість.

У складі сталі Р6М5Ф3 міститься більше вольфраму, ніж у сталях Р6М5 і Р6М5К5, тому і кількість карбідів ванадію більша, що, у свою чергу, сприятиме більшому зростанню зносостійкості.

Кобальт, що міститься в сталі Р6М5К5, карбідів не утворює, а є в твердому розчині. Він – єдиний хімічний легуючий елемент, який найбільше підвищує теплопровідність та теплостійкість сталі [5], що є важливою обставиною для роботи при високих температурах (до 550 °С) або швидкостях ковзання (до 100 м/с).

Перелічені вище аргументи стали підставою для вибору порошків-відходів сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 як основи для підшипникових композитів, що можуть працювати у важких умовах тертя.

Шламові відходи вказаних марок сталей утворюються на операціях шліфування ріжучого інструменту (фрез, різців тощо) і через забруднення абразивною крихтою від шліфувальних кругів не використовуються в подальшому

та вивозяться у відвали. Тому однією з головних задач при відпрацюванні технологічних режимів виготовлення підшипникових матеріалів була регенерація вихідної сировини – порошоків-відходів.

Для очищення відходів сталей від абразиву застосовували методику [2] магнітної сепарації з використанням магнітного сепаратора, розробленого ІПМ НАН України, який дає можливість очищувати відходи з продуктивністю 20 кг/год. Залишок абразивної крихти після очищення становить близько 2 %.

Порошки-відходи сталей мають у своєму складі підвищений вміст кисню (близько 1,0 %) у вигляді оксидів як заліза, так і легуючих елементів і домішок. Це негативно позначається на структурі та механічних властивостях матеріалів, зокрема знижується пластичність композитів [2, 3], що вимагає підвищення навантажень пресування для досягнення належної щільності, а також збільшує зношування пресформ.

Тому для зниження вмісту кисню проводили операцію відновлювального відпалу порошоків-відходів сталей у середовищі водню за температур 850–1000 °С протягом 1,5–2 год. Відновлювальний відпал знизив загальний вміст O_2 до 0,4 %, а також забезпечив одержання однорідної мікроструктури, яка має рівномірний розподіл карбідів. Водночас у зразках з невідпалених порошоків відзначено сліди біографічного характеру – залишки литої структури у вигляді зернограничних виділень карбідів.

Так, міцність при вигинанні спечених модельних заготовок із порошоків-відходів з відпаленої сталі Р6М5Ф3 становить 680–700 МПа, а з невідпаленої – 600–620 МПа. До того ж, відпал істотно підвищує плинність порошоків, тобто здатність їх заповнювати певну форму (прес-форму). Одержаний після відпалу конгломерат (губка) розмелювався на дробильній машині ЛДМ-150, після чого визначався гранулометричний склад. Після вказаних підготовчих операцій сталеві порошки просіювались через сито № 0160.

За умов важких режимів експлуатації підшипників ковзання, коли серед інших навантажуючих факторів було відзначено вплив високих температур (до 550 °С) або високих швидкостей ковзання (до 100 м/с), застосування жодного рідкого мастила стає неефективним. У цьому випадку надзвичайно важливим є

захист контактних поверхонь від схоплення та виходу з ладу вузла тертя в цілому. Для цієї мети застосовуються речовини, що виконують функцію твердого мастила.

Як показали дослідження [1–4, 6], для вказаних умов експлуатації ефективним твердим мастилом є фторид кальцію (CaF_2).

Порошки CaF_2 висушувались від вологи за температури 120 °С протягом однієї години та просіювались через сито № 0125. Для одержання міцних матеріалів найбільш ефективним є використання суміші порошоків із різною крупністю частинок (металевих і неметалевих) [4].

Після операцій регенерації шламових відходів сталей та відповідної підготовки порошоків твердого мастила CaF_2 проводилась операція виготовлення вихідної шихти.

Кількість CaF_2 було вибрано в межах 4–8 % з таких причин: менше 4 % CaF_2 не повною мірою виконує функції твердої змазки, тобто недостатньо захищає поверхні тертя від зносу, а більше 10 % дуже знижує характеристики міцності та пластичності пресовок.

Компоненти шихти з порошоків – відходів сталей з домішками CaF_2 – змішувались у банковому змішувачі з “йоржами” з нікелю протягом чотирьох годин.

У процесі експериментів було встановлено, що кращу пресованість (ущільненість та формованість) мають композиції в інтервалі навантажень 700–900 МПа. У результаті пресування композиційних сумішей було одержано брикети, що мали пористість 20–22 %.

Наступною операцією, що відпрацьовувалась під час розроблення технологічних режимів виготовлення підшипникових матеріалів зі сталевих відходів, було спікання.

Власне сам процес спікання зразків здійснювався в муфельній печі в середовищі висушеного водню (точка роси – –40 °С) при температурі 1150–1200 °С дві години [2]. Після спікання пористість становила 11–13 %.

У результаті розроблених технологічних режимів виготовлення підшипникових матеріалів у всіх випадках утворилась гетерогенна структура, яка складалась із металевої матриці та рівномірно розподілених у ній неметалевих частинок фториду кальцію, що видно з рис. 2.

Металева матриця, у свою чергу, мала перлітно-карбідну структуру. Карбідна фаза у всіх випадках подана сполуками, що описуються формулами $Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , Me_6C і MeC (фази

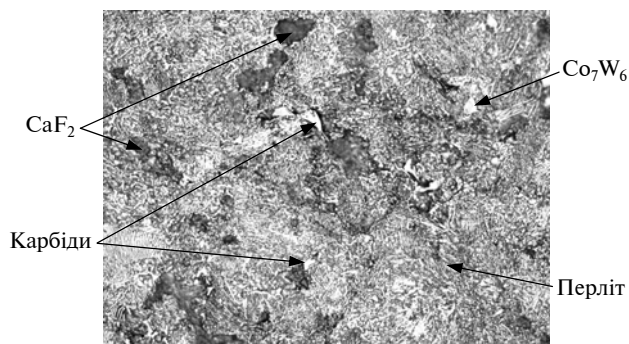


Рис. 2. Мікроструктура матеріалу P6M5K5+5%CaF₂, шліф травлений, × 500

проникнення). Природу вказаних складних карбідів детально описано в наших попередніх дослідженнях [1, 3].

Кількість карбідів того чи іншого типу в матеріалах на основі відходів швидкорізальних сталей визначається вмістом вуглецю та карбидоутворюючих легуючих елементів згідно з хімічним складом сталей P6M5, P6M5K5 і P6M5Ф3.

Деякі особливості має матеріал середнього складу P6M5K5+5%CaF₂, в якому міститься кобальт.

Кобальт на відміну від заліза, вольфраму, молібдену, ванадію і хрому не утворює самостійних карбідів. Він є в α -твердому розчині, а також у карбіді Me₆C, де заміщає частину атомів інших металів [5]. Так, виявлено фазу W₃Co₃C₆ з кубічною ґраткою ($a = 1,101$ нм).

Слід зазначити, що вплив кобальту дещо інший, ніж решти легуючих елементів, і викликається кількома причинами. Кобальт:

1) посилює стійкість твердого розчину проти знеміцнення при нагріванні, підвищуючи температуру початку $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення (це спостерігається при вмісті кобальту ~5%, як у нашому випадку);

2) сприяє більш повному виділенню вольфраму і молібдену у вигляді карбідів, зменшуючи, очевидно, розчинність цих елементів в α -фазі, що веде до підвищення жароміцності;

3) уповільнює коагуляцію карбідних частинок, що виділяються.

До того ж, кобальт, як і молібден, підвищує стійкість матеріалів проти абразивного зносу і теплостійкості до 600 °C [5].

Крім карбідних складових, виявлено фази, що виділяються додатково внаслідок впливу кобальту – інтерметаліди типу (Co,Fe)₇(W,Mo)₆, тобто θ -фазу, яка розміщується в серцевині зер-

на і має твердість до 1050 HV [5]. У мікроструктурі (див. рис. 2) є світлі, погано травлені, подібно карбідам, ділянки підвищеної твердості, а на рентгенограмі виявляються лінії фази з ромбодричною ґраткою, що збігаються з найбільш сильними лініями фази Co₇W₆.

Таким чином, у процесі виготовлення матеріалів із використанням порошків-відходів швидкорізальних сталей при наявності CaF₂ формується макрогетерогенна дрібнозерниста структура, що являє собою міцну, достатньо пластичну металеву матрицю, що складається з α -твердого розчину із залягаючими в ній твердими зернами карбідів легуючих елементів (сорбітоподібний перліт) та θ -фазою (для матеріалу на основі відходів сталі P6M5K5), а також рівномірно розподіленими в ній включеннями протизадірної домішки CaF₂.

Одержана структура з погляду на загальну закономірність для антифрикційних матеріалів є найбільш сприятливою для оптимального поєднання фізико-механічних і триботехнічних властивостей, значення яких подано в табл. 1.

Випробування на тертя і знос проводились на високотемпературній машині тертя ВМТ-1 в парі з контртілом зі сталі P18 (HRC_e = 52–54) при навантаженнях 3–8,5 МПа, швидкості ковзання 1 м/с і температурах зовнішнього нагрівання 500–600 °C.

З аналізу даних, наведених у табл. 1, очевидно, що нові матеріали порівняно із застосовуваним [4] у даний час в аналогічних умовах матеріалом мають більш високі як міцнісні, так і антифрикційні властивості, а також здатні працювати при вищих температурах і витримувати набагато більші гранично допустимі навантаження.

Отже, ретельне дотримання технологічних операцій виготовлення підшипникових матеріалів на основі шліфувальних відходів швидкорізальних сталей P6M5, P6M5K5 і P6M5Ф3 з домішками порошків CaF₂ здатне забезпечити формування гетерогенної структури порошкових матеріалів, що надає їм високого рівня властивостей.

Крім вказаного, вихідні високі параметри якості робочих поверхонь композиційних підшипників ковзання для жорстких умов експлуатації, які можуть бути забезпечені застосуванням нових технологічних режимів фінішної обробки, є передумовою формування в процесі роботи таких вторинних структур, які здатні забезпечити високий рівень триботехнічних ха-

Таблиця 1. Фізико-механічні і триботехнічні властивості матеріалів на основі відходів сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3

№ матеріалу	Склад, %	$\sigma_{\text{випр}}$, МПа	КС, Дж/м ²	НВ при 20 °С, МПа	НВ при 500 °С, МПа	Коефіцієнт тертя при 7 МПа	Інтенсивність зносу при 7 МПа, мкм/км	Гранично допустиме навантаження, МПа	Гранично допустима температура, °С
1	Р6М5 + 5CaF ₂	480–510	650–710	750–850	630–680	0,15–0,16	28–36	7,5	500
2	Р6М5К5 + 5CaF ₂	510–520	660–720	760–860	650–720	0,14–0,15	26–29	8,5	600
3	Р6М5Ф3 + 5CaF ₂	520–530	640–700	770–880	660–720	0,16–0,17	27–33	8,5	550
4	ЖГр3М15 [4]	290–410	80–94	700–800	–	0,29–0,34*	470*	3,0	400

* – коефіцієнт тертя та знос при навантаженні 5 МПа.

рактик контактної пари, а відтак, стабільну і надійну роботу вузла тертя і всього агрегату в цілому.

Оскільки основним напрямком досліджень було визначення шорсткості поверхонь при різних способах абразивної обробки, необхідно було вживати заходи, що зводять до мінімуму вплив на результати експериментів інших технологічних факторів. Наприклад, для матеріалів на основі шліфувальних відходів швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 з домішками СаF₂ використовувалися партії зразків, виготовлені за однаковими технологічними режимами.

Дослідниками [1, 7–10] виявлено, що параметр шорсткості R_a змінюється зі зміною глибини шліфування t , поперечної подачі $S_{\text{поп}}$ і швидкості виробу V_v . Було показано, що незалежно від виду матеріалу шліфування з менш жорсткими режимами різання забезпечує отримання більш низької шорсткості обробленої поверхні.

Найбільше впливають на величину шорсткості глибина різання t і поперечна подача $S_{\text{поп}}$. Отриманий висновок підтверджується авторами [7] щодо тонкого круглого шліфування матеріалів абразивами зернистістю М28, М14, М7 марок 63СМ7СМ2Гл, 63СМ14СМ2Гл і 63СМ28СМ2Гл.

Тому, відштовхуючись від напрацювань [7–10], згідно з розробленою методикою було проведено комплекс експериментів для встановлення впливу процесу круглого шліфування на висоту нерівностей зразків із матеріалів на

основі відходів інструментальних швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 з домішками СаF₂ при використанні дрібнозернистих шліфувальних кругів з карбіду кремнію зеленого зернистістю 14 і 28 мкм на гліфталевій зв'язці марок 63СМ14СМ2Гл і 63СМ28СМ2Гл. У всіх випадках застосовувався верстат FF-350 “Abawerk” (ФРН), кількість дослідів у кожному варіанті – 5, тому R_a є середнім арифметичним значенням параметра шорсткості. Результати досліджень та застосовані режими тонкого круглого (зовнішнього і внутрішнього) шліфування наведено в табл. 2–4.

Результати досліджень процесу тонкого круглого шліфування наведено в табл. 2–4 (для круга з карбіду кремнію зеленого 63СМ14СМ2Гл на гліфталевій зв'язці, швидкість круга – 32 м/с, обробка без охолодження).

Порівняння параметрів шорсткості поверхонь зразків (табл. 2–4), оброблених в ідентичних умовах, показує, що вони мало відрізняються один від одного. Це дає можливість зробити висновок, що при тонкому шліфуванні досліджуваних зразків хімічний склад підшипникових матеріалів істотно впливу на висоту нерівностей не чинить.

Крім того, слід зазначити, що при використанні для круглого шліфування кругів марки 63СМ28СМ2Гл спостерігались аналогічні залежності одержаних параметрів шорсткості R_a від технологічних режимів тонкої механічної обробки матеріалів.

Аналіз результатів досліджень, наведених у табл. 2–4, також показав, що висота мікронерів-

ностей R_a збільшується зі збільшенням глибини шліфування t , поперечної подачі $S_{\text{поп}}$ і швидкості виробу V_B , тобто при форсуванні режимів різання, причому характер зміни шорсткості поверхні залежно від технологічних режимів обробки для всіх досліджуваних матеріалів є ідентичним.

Таблиця 2. Параметр шорсткості R_a при різних режимах круглого шліфування зразків Р6М5К5 + 5 %CaF₂

Режим	Поперечна подача $S_{\text{поп}}$, мм/подв.хід	Швидкість виробу (поздовжня подача) V_B , м/хв	Параметр шорсткості R_a при глибині шліфування t (мм)			
			0,002	0,01	0,02	0,05
1	0,1	2	0,041	0,090	0,221	0,379
		5	0,047	0,092	0,265	0,400
		10	0,050	0,095	0,303	0,532
		15	0,058	0,097	0,360	0,693
2	0,2	2	0,060	0,107	0,415	0,759
		5	0,065	0,117	0,471	0,849
		10	0,069	0,119	0,537	1,001
		15	0,070	0,124	0,586	1,097
3	0,5	2	0,225	0,417	0,753	1,280
		5	0,253	0,465	0,800	1,459
		10	0,331	0,513	1,020	1,702
		15	0,342	0,606	1,100	1,930
4	0,7	2	0,542	0,629	1,007	1,587
		5	0,554	0,674	1,108	1,720
		10	0,642	0,762	1,149	2,028
		15	0,704	0,865	1,266	2,179
5	1	2	0,715	0,806	1,175	1,845
		5	0,727	0,765	1,271	2,010
		10	0,839	1,034	1,421	2,777
		15	1,007	1,135	1,574	2,890

Результати експериментів було отримано при порівнянні шорсткості для значень поперечної подачі $S_{\text{поп}}$ у діапазоні 0,1–1,0 мм/подв.хід і швидкостей виробу V_B в інтервалі 2–15 м/хв, причому зі збільшенням різниці між величинами $S_{\text{поп}}$ порівняних значень R_a і збільшенням різниці між швидкостями виробу V_B відмінності між даними спостережень зростають [7]. Це дає змогу зробити висновок, що існує зв'язок між висотою нерівностей R_a і глибиною різання t типу $R_a = f(t)$, $S_{\text{поп}} = \text{const}$, $V_B = \text{const}$.

Таблиця 3. Параметр шорсткості R_a при різних режимах круглого шліфування зразків Р6М5 + 5 %CaF₂

Режим	Поперечна подача $S_{\text{поп}}$, мм/подв.хід	Швидкість виробу (поздовжня подача) V_B , м/хв	Параметр шорсткості R_a при глибині шліфування t (мм)			
			0,002	0,01	0,02	0,05
1	0,1	2	0,043	0,104	0,227	0,482
		5	0,051	0,107	0,368	0,603
		10	0,054	0,108	0,408	0,638
		15	0,057	0,110	0,462	0,800
2	0,2	2	0,064	0,139	0,417	0,769
		5	0,068	0,140	0,473	0,851
		10	0,071	0,143	0,539	1,003
		15	0,076	0,145	0,589	1,099
3	0,5	2	0,427	0,419	0,755	1,282
		5	0,455	0,567	0,802	1,462
		10	0,533	0,615	1,023	1,705
		15	0,545	0,708	1,104	1,933
4	0,7	2	0,547	0,632	1,009	1,589
		5	0,558	0,676	1,110	1,722
		10	0,645	0,765	1,151	2,030
		15	0,707	0,870	1,269	2,182
5	1	2	0,718	0,809	1,177	1,849
		5	0,729	0,768	1,274	2,014
		10	0,842	1,037	1,424	2,781
		15	1,009	1,138	1,577	2,895

Дані експериментів показують, що мінімум шорсткості поверхні підшипників може бути досягнутий при глибині різання до 0,01 мм.

Наступним кроком при проведенні експериментів було встановлення впливу параметрів якості робочих поверхонь деталей із досліджуваних матеріалів на їх функціональні властивості. Для цього було проведено серію експериментів, куди входили дослідження триботехнічних характеристик матеріалів та стану їх робочих поверхонь (після трибовипробувань) залежно від параметрів шорсткості R_a , досягнутих після тонкого шліфування при глибині різання t 0,002–0,05 мм, яке передувало випробуванням на тертя та знос. Результати досліджень наведено в табл. 5.

Триботехнічні випробування проводились за кімнатної температури на повітрі при навантаженні на пару тертя 0,5 МПа, швидкості ковзання 60 м/с у парі з контртілом зі сталі Р18 (52–54 HRC).

Таблиця 4. Параметр шорсткості R_a при різних режимах круглого шліфування зразків Р6М5Ф3 + 5 %CaF₂

Режим	Поперечна подача $S_{\text{пор}}$, мм/подв.хід	Швидкість виробу (поздовжня подача) V_b , м/хв	Параметр шорсткості R_a при глибині шліфування t (мм)			
			0,002	0,01	0,02	0,05
1	0,1	2	0,040	0,092	0,229	0,477
		5	0,044	0,096	0,364	0,603
		10	0,048	0,104	0,407	0,633
		15	0,050	0,113	0,463	0,791
2	0,2	2	0,063	0,136	0,413	0,756
		5	0,067	0,138	0,473	0,845
		10	0,078	0,146	0,536	1,008
		15	0,085	0,168	0,584	1,095
3	0,5	2	0,423	0,516	0,751	1,277
		5	0,451	0,563	0,801	1,454
		10	0,529	0,616	1,022	1,700
		15	0,540	0,707	1,105	1,922
4	0,7	2	0,541	0,631	1,005	1,580
		5	0,553	0,672	1,111	1,718
		10	0,644	0,765	1,143	2,025
		15	0,702	0,864	1,265	2,170
5	1	2	0,714	0,808	1,173	1,843
		5	0,726	0,769	1,272	2,011
		10	0,840	1,037	1,420	2,775
		15	1,008	1,138	1,572	2,889

Як видно з табл. 5, зі зростанням величин параметра шорсткості поверхні, які одержувалися при інтенсифікації режимів шліфування в умовах переходу від режиму 1 до режиму 5, істотно збільшуються коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування матеріалу Р6М5Ф3 +

Таблиця 5. Триботехнічні властивості зразків з матеріалу Р6М5Ф3 + 5 %CaF₂ залежно від параметра шорсткості R_a

Режим	Параметр шорсткості R_a , мкм	Коефіцієнт тертя f	Інтенсивність зношування I , мкм/км
1	0,04–0,057	0,13–0,14	34–38
2	0,063–0,088	0,15–0,17	41–44
3	0,423–0,550	0,27–0,29	146–195
4	0,541–0,708	0,48–0,54	786–917
5	0,714–1,010	Катастрофічний знос, температура поверхонь 700 °С	

+ 5 %CaF₂, а при параметрах шорсткості R_a , отриманих після шліфування за режимом 5, спостерігався катастрофічний знос матеріалу, який супроводжувався схопленням контактних поверхонь. Аналогічні явища відбувались і при випробуваннях зразків з інших досліджуваних матеріалів на основі відходів інструментальних швидкорізальних сталей Р6М5 і Р6М5К5 з домішками CaF₂.

Дослідження стану робочих поверхонь, тобто утворених після триботехнічних випробувань плівки тертя – вторинних структур, підтвердило попередні висновки.

Для цього використовували комплексний підхід із залученням методів оже-спектроскопії, металографічного та електронно-мікроскопічного аналізу.

Загальний вигляд натурної втулки підшипників ковзання з матеріалу Р6М5Ф3 + 5 %CaF₂ наведено на рис. 3, а. Вигляд поверхонь тертя матеріалу і контргіла після випробувань із вихідними параметрами якості матеріалу Р6М5Ф3 + 5 %CaF₂, одержаними за режимами тонкого шліфування 1, 2, наведено на рис. 3, б–г.

Як видно з рис. 3, поверхні тертя відрізняються однорідністю і гладкістю. Аналогічна картина спостерігалася при дослідженнях поверхонь тертя матеріалів Р6М5 + 5 %CaF₂ і Р6М5К5 + 5 %CaF₂.

При виконанні оже-спектральних досліджень розподіл основних елементів утворених

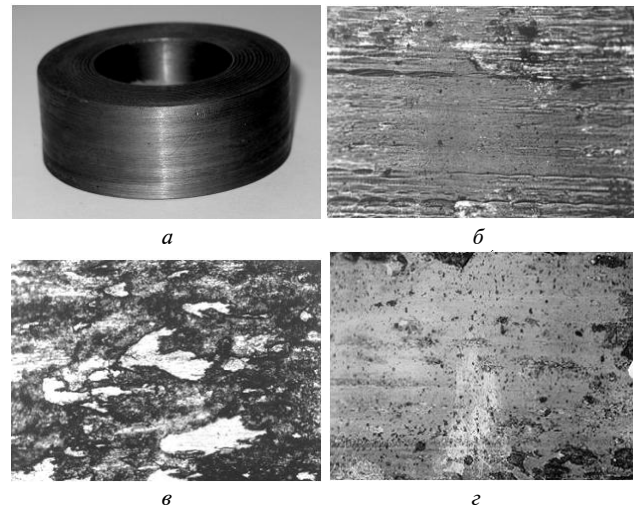


Рис. 3. Натурна втулка з матеріалу Р6М5Ф3 + 5 %CaF₂ (а) та поверхні тертя, $\times 200$: б – зразка з матеріалу Р6М5Ф3 + 5 %CaF₂; в і г – контргіла зі сталі P18 на початку та в кінці утворення плівки тертя (вихідні значення $R_a = 0,04–0,08$ мкм)

плівки вторинних структур оцінювався за допомогою оже-спектрометра системи "Варіан", точність якого за абсолютними значеннями становить 0,5 еВ, по глибині шару до 100 нм. Дані про розподіл елементів одержано від відповідних енергетичних спектрів оже-електронів, що збуджуються первинними електронами з енергією 5 кеВ при тиску залишкових газів у камері 10^{-7} Па.

Пошаровий аналіз проводився безпосередньо в камері приладу за допомогою іонної гармати методом іонного травлення (ерозії) контрольованим розпилюванням поверхні зразка іонами аргону (Ar^+) з енергією $E_i(\text{Ar}^+) = 600$ еВ та густиною струму $i = 5$ мкА/см², що забезпечило швидкість травлення плівок тертя близько 50 нм/хв. Результати оже-аналізу показано на рис. 4.

Підтримання в камері приладу високого вакууму забезпечує мінімізацію такого шкідливого явища, як хімічна емісія залишкових газів, які дають власні енергетичні лінії. Тому, щоб унеможливити появу таких артефактів, адсорбований шар товщиною до 10 нм, що забруднював поверхню тертя, було видалено. Після видалення цього шару в плівці тертя на глибині до 20 нм виявлено ряд легуючих елементів, які зв'язані з киснем. Про утворення оксидів свідчить роздвоювання піків елементів: низькоенергетичного піка заліза з енергією 47 еВ – на два піки з енергіями 38 і 51 еВ; енергетичного піка вольфраму з енергією 37 еВ – на два піки з енергіями 36 і 37,5 еВ; енергетичного піка молібдену з енергією 235 еВ – на два піки з енергіями 234 і 236 еВ; енергетичного піка ванадію з енергією 516 еВ – на два піки з енергіями 515 і 517 еВ; енергетичного піка хрому з енергією 578 еВ – на два піки з енергіями 576 і 580 еВ та енергетичного піка марганцю з енергією 583 еВ – на два піки з енергіями 582 і 585 еВ (рис. 4, а, б).

При подальшому травленні по глибині плівки тертя до 100 нм подібного розщеплення енергетичних піків не спостерігається (рис. 4, а), що вказує на збереження міжатомних зв'язків, характерних для вихідного металевому стану. Товщина оксидної плівки – не більша, ніж 20 нм.

Збереження форми піків оже-електронів заліза і легуючих елементів та наявність при цьому досить інтенсивного піка кисню при переході в деформований тертям шар на глибині понад 30 нм свідчать про можливість утворення

в плівці тертя переважно кисневих фаз проникнення.

Аналіз форми оже-піка вуглецю свідчить про те, що він у плівці перебуває у вільному стані внаслідок окиснення карбідів легуючих елементів у металевій матриці матеріалу Р6М5Ф3 + 5 %CaF₂ за температур розігріву поверхонь при терті. Цей процес відбувається, як відомо [1, 4], послідовно: розчинення кисню, дисоціація карбідів із виділенням вільного вуглецю та утворення оксидів легуючих елементів різного складу (окиснення вуглецю з утворенням CO₂ відбувається за вищих температур).

По всій глибині іонного травлення плівки вторинних структур зафіксовано піки оже-електронів фтору та кальцію великої інтенсивності, які зумовлені наявністю в матеріалі фториду кальцію та його участі в складних фізико-хімічних процесах структуроутворення плівок тертя.

Крім дослідження розподілу елементів по глибині поверхневого шару матеріалу Р6М5Ф3 + 5 %CaF₂, оже-спектральний аналіз також виконували від вибраних ділянок на поверхні контртіла зі сталі Р18, які піддавались випробуванням у парі з матеріалом, що мав різні вихідні значення R_a (рис. 4, б, г).

Видно, що ділянки світлих зон поверхні контртіла (рис. 4, б) містять більш інтенсивні піки оже-електронів кисню, кальцію та елементів W, Mo, V, Cr, ніж інших легуючих елементів. На темних ділянках в оже-спектрах, крім кисню, заліза та кальцію, міститься значна кількість вуглецю. Ці елементи чинять екрануючу дію, що, вірогідно, і визначає дещо знижений вміст в оже-спектрах інших елементів.

В оже-спектрах продуктів зношування зафіксовано ідентичний набір елементів – O, C, Ca, Fe, W, Mo, V, Cr, Mn. Спостерігається лише їх різне співвідношення. Вуглець у всіх випадках перебуває у вільному стані.

У структурі плівки тертя матеріалу Р6М5Ф3 + 5 %CaF₂ після триботехнічних випробувань із вихідними параметрами $R_a = 0,04$ – $0,08$ мкм при електронно-мікроскопічних дослідженнях на просвіт було виявлено в структурі плівки тертя світлі, круглі включення дисперсністю 0,01–0,04 мкм з чітко окресленими контурами границь, які під дією зсувних напружень при терті легко деформуються, сплющуючись до овальної форми без руйнування. Це свідчить про надпластичність даного шару. Висока міцність при достатньому запасі пластич-

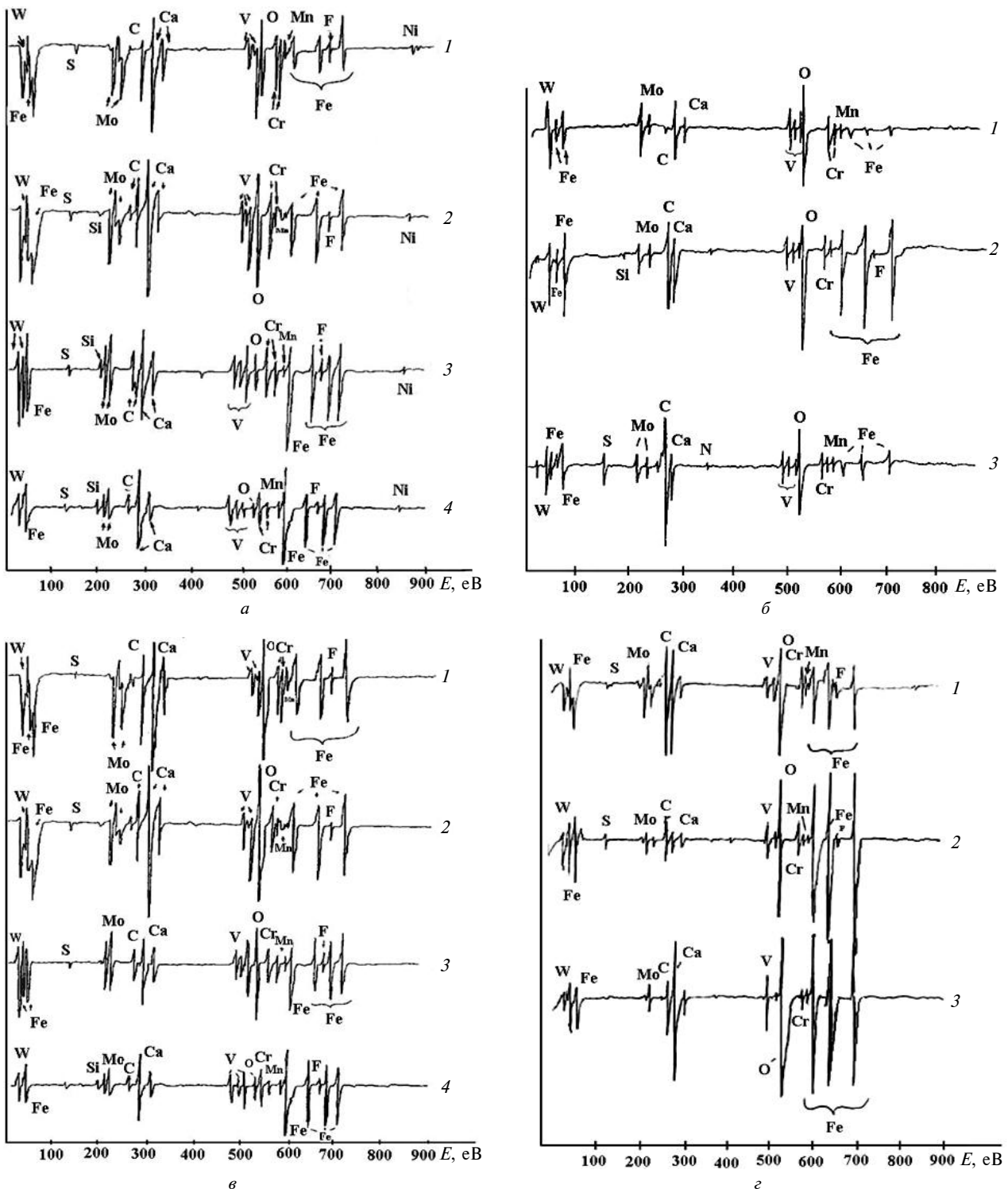


Рис. 4. Оже-спектри: *a* – поверхні тертя по глибині (1 – 15 нм; 2 – 30 нм; 3 – 35 нм; 4 – 65 нм) матеріалу P6M5Φ3 + 5%CaF₂ після випробувань з вихідними параметрами шорсткості $R_a=0,04-0,08$ мкм; *б* – контрольна зі сталі P18 після випробувань із вихідними параметрами шорсткості матеріалу підшипника $R_a=0,04-0,08$ мкм: 1 – гладка світла зона; 2 – гладка темна зона; 3 – продукти зношування; *в* – поверхні тертя по глибині (1 – 15 нм; 2 – 30 нм; 3 – 35 нм; 4 – 65 нм) матеріалу P6M5Φ3 + 5%CaF₂ після випробувань із вихідними параметрами шорсткості $R_a=0,225-1,007$ мкм; *г* – контрольна зі сталі P18 після випробувань із вихідними параметрами шорсткості поверхонь матеріалу підшипника $R_a=0,225-1,007$ мкм: 1 – гладка світла зона; 2 – гладка темна зона; 3 – продукти зношування

ності зумовлена ультрадисперсністю частинок. Відомо [1, 11, 12], що починаючи з розміру частинок менше за 100 мкм подальше його зменшення веде до зростання міцності при збереженні пластичності. Подрібнення сферичних частинок до розмірів 60–120 мкм визначає їх бездефектність і сприяє збільшенню сил когезії та адгезії плівки тертя.

Одержані дані свідчать про утворення дрібнодисперсної структури активного шару та максималну локалізацію в ньому поверхневої деформації при терті. Мікропластична деформація такого шару відбувається як результат притягання та переміщення мікрооб'ємів. Можливість багаторазового перерозподілу мікроривлень шару та залишкових напружень другого роду внаслідок появи великої кількості напрямків елементарних зсувів у мікрооб'ємах зумовлює високий ресурс пружної деформації плівки тертя, а отже, і високу її зносостійкість.

Дискретне силове та швидкісне навантаження при терті полегшує сорбційні ефекти, а подрібнення складових шару вторинних структур підвищує роль його пластичного деформування [8, 9]. У свою чергу, підвищення ролі пластичної деформації при руйнуванні крихких складових плівки зі збільшенням ступеня диспергованості та при зростанні навантажуючих факторів при терті зумовлює ефект згладжування мікрогеометрії рельєфу плівки вторинних структур та подавлення абразивних явищ.

Із збільшенням вихідних значень параметра шорсткості R_a до 0,225–1,007 мкм спостерігається різке зростання коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування (див. табл. 5).

Оже-спектральний аналіз поверхні тертя матеріалу та контртіла (рис. 4, в, г) показав наявність на гладкій світлій ділянці піків Ca, C і O великої інтенсивності і піків оже-електронів F, Fe та інших елементів значно меншої інтенсивності. Водночас в оже-спектрі темної зони максимальна інтенсивність характерна для піків Fe і O, менша – для W, Mo, Cr, V при незначних за величиною піках C і Ca.

Оже-спектри плівок вторинних структур від матеріалів P6M5+5%CaF₂ та P6M5K5+5%CaF₂ після випробувань при вихідних значеннях $R_a = 0,04–0,08$ мкм і $R_a = 0,225–1,007$ мкм виявились ідентичними.

У всіх оже-спектрах форма піка вуглецю типова для перебування його у вільному стані.

Поява високоінтенсивного піка кисню свідчить про утворення пересичених високоок-

сидних фаз у значній кількості. Плівка тертя характеризується несутільністю і різко вираженою мікрогетерогенністю складу – так званою “структурою грубого конгломерату фаз”.

Острівна будова шару проявляється в дискретному та хаотичному розподілі складників його рівноважних та нерівноважних фаз. Переважними їх структурними компонентами є високооксидні фази елементів матеріалу і контртіла – Cr, Mn, V, що побічно свідчить про переважний окиснювальний знос матриці матеріалу за рахунок зростання температури в зоні контакту, що є наслідком більших витрат енергії системи на “подолання” грубого рельєфу поверхні за умови прагнення системи до рівноважного стану.

Виявлений на мікрофотографіях структури плівки тертя різкий дифракційний контраст вказує на формування грубої мікротопографії поверхневого шару тертя (рис. 5), який відрізняється неоднорідністю не тільки за складом, а й за дисперсністю фаз, що його утворюють.



Рис. 5. Поверхня тертя матеріалу P6M5Ф3 + 5%CaF₂ після триботехнічних випробувань із вихідними параметрами $R_a = 0,225–1,007$ мкм, $\times 150$

Дослідження показали, що в цьому випадку основною причиною високого зносу є груборельєфна геометрія вихідної поверхні, яка призводить до значного підвищення температури в зоні контакту, а відтак, до інтенсивного окиснення матеріалу P6M5Ф3 + 5%CaF₂.

Внаслідок цього високооксидні утворення зростають та відшаровуються швидше, ніж відбувається зношування. Не маючи достатньої когезійної та адгезійної міцності, таку плівку тертя можна легко відкрити в процесі тертя, а відсутність протизадирного шару призведе до різкого зростання коефіцієнтів тертя та зносу і, в кінцевому підсумку, до схоплення контакту-

ючих поверхонь. Як видно з рис. 5, мікрорельєф поверхні має сліди сколів та проорювань.

Отже, підвищення значень вихідних параметрів шорсткості, що одержуються при більш інтенсивних режимах шліфування (режими 3–5) для матеріалів (Р6М5, Р6М5К5 або Р6М5Ф3) + 5%CaF₂ спричинює різке зниження антифрикційних властивостей (див. табл. 4), і матеріали стають непрацездатними. Це можна пояснити так: інтенсифікація окиснювальних процесів внаслідок надлишкового розігріву поверхонь при великих витратах енергії системи на “подолання” грубого рельєфу поверхні призводить до втрати поверхневої міцності матеріалу – напруження в робочому шарі тертя сягають межі текучості, з’являється повзучість матеріалу під впливом тангенціально прикладених сил тертя і плівка “сповзає” з поверхні контакту.

Висновки

За результатами проведених експериментальних досліджень розроблено, апробовано та відпрацьовано ресурсозберігаючу технологію виготовлення підшипникових матеріалів на основі шліфувальних відходів швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 при наявності твердого мастила – фториду кальцію, яка включає такі етапи: регенерацію порошоків шламових відходів сталей, що передбачає відокремлення металевих порошоків від абразивної крихти методом магнітної сепарації, відновлювальний відпал металевих відходів при 850–1000 °С протягом двох годин в атмосфері водню; змішування металевих і неметалевих порошоків протягом чотирьох годин у банковому змішувачі; пресування заготовок при тиску 700–900 МПа у роз’ємних прес-формах та спікання заготовок при температурі 1150–1200 °С протягом двох годин в атмосфері водню.

Дотримання технологічних операцій виготовлення забезпечило формування гетерогенної структури досліджуваних матеріалів, яка надає їм високих експлуатаційних властивостей.

За результатами експериментів розроблено та відпрацьовано технологію виконання фінішної прецизійної механічної обробки досліджуваних матеріалів на основі шліфувальних відходів швидкорізальних сталей, на основі чого

розроблені відповідні рекомендації для промисловості. Рекомендовано виконувати:

- зовнішнє кругле шліфування: швидкість круга – (30–35) м/с; швидкість виробу – (2–5) м/хв; поздовжня подача – (5–10) мм/хв; поперечна подача – 0,1–0,2 мм/подв.хід; глибина різання – (0,002–0,005) мм; інструменти – круги абразивні 63СМ14СМ2Гл і 63СМ28СМ2Гл;

- внутрішнє кругле шліфування: швидкість круга – (30–35) м/с; поздовжня подача – (5–10) м/хв; поперечна подача – 0,1–0,2 мм/подв.хід; швидкість обертання виробу – (30–50) мм/хв; глибина різання – (0,002–0,005) мм; виходжування – 4–6 разів; інструменти – круги абразивні 63СМ14СМ2Гл і 63СМ28СМ2Гл.

Тонке абразивне шліфування кругами з карбиду кремнію зеленого марок 63СМ14СМ2Гл і 63СМ28СМ2Гл забезпечило отримання шорсткості поверхні R_a у межах 0,04–0,08 мкм, що, у свою чергу, зумовило утворення гладких, щільних, стабільних і суцільних плівок вторинних структур, що мінімізувало коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування пари тертя.

У результаті досліджень доведено, що параметрами якості поверхневого шару підшипників можна керувати, призначаючи для обробки той чи інший абразивний інструмент, а також встановлюючи оптимальні режими шліфування, що дає змогу одержувати такі параметри якості поверхневого шару, як насамперед шорсткості робочих поверхонь, які сприяють утворенню саме таких плівок вторинних структур у процесі роботи матеріалу, які надають йому високих антифрикційних властивостей.

Подальші дослідження з розглянутого питання будуть спрямовані на встановлення оптимальних режимів експлуатації композиційних підшипникових матеріалів на основі промислових шламових відходів інструментальних швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 при наявності твердого мастила – фториду кальцію на основі аналізу плівок вторинних структур. Розв’язання вказаної задачі відкриє шляхи науково обґрунтованих підходів до призначення тих чи інших режимів жорстких умов експлуатації матеріалів завдяки можливості прогнозувати та передбачати необхідний рівень їх функціональних властивостей.

А.П. Гавриш, Т.А. Роик, П.А. Киричок,
Ю.Ю. Вицюк, О.И. Хмилярчук, Е.А. Мельник,
В.В. Холявко

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
И ФИНИШНОЙ ПРЕЦИЗИОННОЙ ОБРАБОТКИ
ПОДШИПНИКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ
ОТХОДОВ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Представлены результаты разработки ресурсосберегающей технологии изготовления и тонкой финишной механической обработки эффективных подшипниковых материалов на основе шлифовальных отходов инструментальных быстрорежущих сталей P6M5, P6M5K5 и P6M5Ф3 при наличии твердой смазки (CaF₂). Проиллюстрировано влияние технологии изготовления на формирование структуры и комплекса свойств новых подшипниковых материалов для тяжелых условий эксплуатации. Показано, что финишная прецизионная обработка обеспечивает высокие параметры качества рабочих поверхностей подшипников и способствует образованию пленок вторичных структур, которые обуславливают высокие функциональные свойства узлов трения.

A.P. Gavrish, T.A. Roik, P.O. Kirichok,
Yu.Yu. Vitsuk, O.I. Khmiliarchuk, O.O. Melnik,
V.V. Kholiavko

THE SPECIFICITY OF THE PRODUCTION
TECHNOLOGY AND MECHANICAL PRECISION
POLISHING OF EFFECTIVE BEARING MATERI-
ALS BASED ON TOOL HIGH-SPEED STEELS
WASTES

In this paper, we highlight the results of developing the resource-saving production technology as well as the fine mechanical finishing of effective bearing materials based on tool high-speed steels P6M5, P6M5K5, P6M5Ф3 abrasive wastes with CaF₂ solid lubricant. We also illustrate the influence of production technology on the structure formation and properties of new bearing materials for heavy operation conditions. Finally, we show that mechanical precision polishing ensures high parameters of bearing surface quality that favours formation of secondary structure films which causes the high functional properties of materials.

1. *Роїк Т.А., Киричок П.О., Гавриш А.П.* Композиційні підшипникові матеріали для підвищених умов експлуатації. – К.: НТУУ "КПІ", 2007. – 404 с.
2. *Роїк Т.А., Холявко В.В., Луфференко О.С.* Вплив легувальних елементів на формування структури і властивостей композиційних підшипникових матеріалів на основі відходів сталі 11P3M3Ф2. Ч. 1. Технологічні фактори одержання матеріалів і їх вплив на структуру // Наукові вісті НТУУ "КПІ". – 2009. – № 3. – С. 47–52.
3. *Роїк Т.А., Холявко В.В., Луфференко О.С.* Вплив легувальних елементів на формування структури і властивостей композиційних підшипникових матеріалів на основі відходів сталі 11P3M3Ф2. Ч. 2. Фазовий склад, структура і властивості матеріалів // Там же. – № 4. – С. 72–78.
4. *Федорченко И.М., Пугина Л.И.* Композиционные спеченные антифрикционные материалы. – К.: Наук. думка, 1980. – 404 с.
5. *Геллер Ю.А.* Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1983. – 528 с.
6. *Зозуля В.Д.* Смазки для спеченных самосмазывающихся подшипников. – К.: Наук. думка, 1976. – 192 с.
7. *Гавриш А.П., Мельничук П.П.* Алмазно-абразивна обробка магнітних матеріалів. – Житомир: ЖДТУ, 2003. – 652 с.
8. *Гавриш О.А., Роїк Т.А., Гавриш А.П.* Рентгенографічне дослідження параметрів наклепу при тонкому шліфуванні підшипників ковзання з антифрикційних порошкових матеріалів // Вісн. двигунобудування. – Запоріжжя, 2004. – № 3. – С. 59–63.
9. *Роїк Т.А.* Особливості застосування мастильно-охолоджуючих рідин при тонкому шліфуванні композиційних антифрикційних матеріалів // Технологія і техніка друкарства: 36. наук. праць. – К.: НТУУ "КПІ", 2004. – Вип. 2-3. – С. 44–50.
10. *Киричок П.О., Роїк Т.А., Хмилярчук О.И.* Особливості технології обробки високотемпературних антифрикційних матеріалів // Процеси механічної обробки в машинобудуванні: 36. наук. праць. – Житомир: ЖДТУ, 2005. – Вип. 1. – С. 115–129.
11. *Roik T.A.* About Film-Formation Mechanism of the Friction Layers in Powder Selflubricated Materials with Fluorite // Proc. of the International Scientific Conference MECHANICS'98. – Poland: Rzeszow University of Technology, 1998. – 2. – P. 291–296.
12. *Роик Т.А.* Формирование антизадирных слоев в спеченных подшипниковых материалах со фторидом кальция // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Междунар. сб. науч. трудов. – Донецк: ДонГТУ, 1999. – Вип. 8. – С. 176–181.

Рекомендована Радою
інженерно-фізичного факультету
НТУУ "КПІ"

Надійшла до редакції
12 січня 2010 року