

УДК 621.002.3:621.89

А.П. Гавриш, Т.А. Роїк, П.О. Киричок, Ю.Ю. Віщюк,
О.І. Хмілярчук, О.О. Мельник**ВИБІР РЕЖИМІВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ПІДШИПНИКОВИХ МАТЕРІАЛІВ З ВІДХОДІВ ШВИДКОРІЗАЛЬНИХ СТАЛЕЙ НА ОСНОВІ АНАЛІЗУ ПЛІВОК ТЕРТЯ**

This study presents the research results of secondary structure films of bearing materials made of tool high-speed steels P6M5, P6M5K5, P6M5Ф3 abrasive wastes with the solid lubricant CaF₂. They are formed on the contact surfaces at friction under hard exploitation conditions and influence functional properties of the friction unit. We also demonstrate the possibility of forecasting the necessary level of antifriction properties by creating films of the required depth and chemical composition as well as justify setting the materials exploitation parameters.

Вступ

Створення нових композиційних підшипникових матеріалів для важких умов експлуатації [1] з широким використанням як основи для них шліфувальних відходів інструментальних швидкорізальних сталей P6M5, P6M5K5 і P6M5Ф3 переконливо довело наявність стабільно високих триботехнічних властивостей цих композитів, відомості про технологічні засади виготовлення та прецизійної механічної обробки яких викладені в попередніх дослідженнях авторів [1]. Як твердий змащувальний компонент до вихідної шихти додавали хімічно і термічно стійкий фторид кальцію, вплив якого на формування протизадирних шарів досліджено в працях [2, 3]. Але ці дослідження здійснювалися лише методами моделювання процесу тертя в умовах кімнатних температур, і враховувався термічний вплив лише внаслідок самого процесу тертя; по можливості відокремлювали поведінку фториду кальцію від інших фізико-хімічних процесів, які, безумовно, відбуваються паралельно. Проте коли пари тертя працюють на повітрі при підвищених навантаженнях, в умовах примусового нагрівання (до 500 °С) або при високих швидкостях ковзання (більше 20 м/с), коли робочі поверхні пари тертя також працюють в умовах значної термічної дії, на формування плівок тертя (вторинних структур), які, власне, й визначають триботехнічні характеристики, істотно впливають процеси окиснення поверхонь тертя [4–6].

Вказані обставини зумовили необхідність визначення якісного елементного складу плівок тертя, у формуванні яких бере участь фторид кальцію, що утворюються в процесі експлуатації на робочих поверхнях контактної пари вузла тертя за жорстких умов експлуатації, коли контактуючі матеріали піддаються сукуп-

ній дії термічного і силового факторів за умови роботи в атмосфері повітря.

Такий підхід дасть можливість за допомогою спрямованого варіювання хімічного складу вихідної шихти прогнозувати і керувати триботехнічними властивостями нових композиційних матеріалів через створення плівок тертя необхідної товщини та хімічного складу [4–6], а відтак дасть можливість науково обгрунтовано підходити до призначення тих чи інших режимів експлуатації матеріалів завдяки можливості прогнозувати та передбачати необхідний рівень їх функціональних властивостей.

Постановка задачі

Метою досліджень є встановлення науково обгрунтованих режимів експлуатації композиційних підшипникових матеріалів для важких умов експлуатації на основі шліфувальних відходів інструментальних швидкорізальних сталей P6M5, P6M5K5 і P6M5Ф3 за участю твердого мастила CaF₂ на основі аналізу плівок тертя, що утворюються в процесі функціонування контактної пари та визначають рівень службових властивостей вузла тертя.

Результати досліджень і їх аналіз

Оскільки матеріали на основі шліфувальних відходів інструментальних швидкорізальних сталей P6M5, P6M5K5 і P6M5Ф3 з домішками твердого мастила CaF₂ призначені для роботи в жорстких умовах експлуатації, то, крім інших навантажувальних факторів, на них впливають і високі температури.

Така температурна дія на матеріали виникає у двох випадках: власне від зовнішнього нагріву (як це може бути при застосуванні матеріалів у високотемпературних вузлах тертя

Таблиця. Антифрикційні властивості досліджуваних матеріалів

Склад, %	Характеристика тертя при навантаженнях, МПа							
	3		7		8		9	
	Коефіцієнт тертя	Інтенсивність зношування, мкм/км	Коефіцієнт тертя	Інтенсивність зношування, мкм/км	Коефіцієнт тертя	Інтенсивність зношування, мкм/км	Коефіцієнт тертя	Інтенсивність зношування, мкм/км
P6M5 + 5CaF ₂	0,15	28	0,16	36	0,18	47	0,63	678
P6M5K5 + 5CaF ₂	0,14	26	0,15	28	0,16	45	0,59	537
P6M5Ф3 + 5CaF ₂	0,18	27	0,16	29	0,17	46	0,52	590
ЖГр3М15 [7]	0,29–0,34*	470*	0,29*	470*	–	–	–	–

* – коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування при навантаженні 5 МПа і $t = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$.

металургійного, термічного обладнання) або внаслідок розігріву контактуючих деталей (при застосуванні підшипникових матеріалів у високошвидкісних вузлах тертя високообертової поліграфічної техніки).

Як відомо з [7], для високотемпературних вузлів тертя, що піддаються дії температур вище $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, і для високошвидкісних вузлів тертя, що працюють при швидкостях ковзання вище 15–20 м/с, застосовуються аналогічні матеріали внаслідок впливу на них однакових параметрів температурних факторів, які відрізняються лише за походженням.

Так, у вузлах тертя високообертової техніки лінійна швидкість обертання ротаційних машин для офсетного друку може сягати до 100 м/с, що відповідає обертовій швидкості до 10000 об/хв. Така швидкість ковзання призводить до розігріву робочих поверхонь до $400\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Тому вибір тієї чи іншої основи матеріалу підшипника визначається конкретними умовами його експлуатації, тобто, перш за все, температурним або швидкісним діапазоном його роботи відповідно до того, чи це високотемпературний, чи високошвидкісний вузол тертя, а по-друге, режимами навантаження на контактну пару.

Тому для встановлення гранично допустимих діапазонів навантаження на пару тертя при відомих температурних або швидкісних параметрах під час виконання експериментів було проведено серію триботехнічних випробувань при різних режимах навантаження.

Випробування на тертя та зношування здійснювались на машині тертя ВМТ-1 у парі з контртілом зі сталі Р18 (твердість HRC = 52–54) при температурі зовнішнього нагріву $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ на повітрі та швидкості ковзання 1 м/с. Такі

умови випробувань було вибрано внаслідок того, що аналогічна температура на робочих поверхнях досягається при швидкості ковзання 80–100 м/с і залежить від прикладеного до пари тертя навантаження.

Значення антифрикційних властивостей матеріалів на основі відходів сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 наведені в таблиці.

Як свідчать дані таблиці, утворена структура матеріалів на основі шліфувальних відходів швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 з домішками CaF₂ забезпечує високий рівень триботехнічних властивостей, що зберігаються у широкому діапазоні навантажень на пару тертя при температурі зовнішнього нагріву $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ в умовах агресивного середовища – повітря.

Серія триботехнічних випробувань при навантаженнях 3–9 МПа (при кожному навантаженні випробовувалось по 10 зразків) дала змогу визначити діапазон роботи матеріалів на основі відходів сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 з додаванням твердого мастила CaF₂, який забезпечує мінімальні коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування і, як наслідок, тривалу та надійну роботу вузла тертя.

Порівняння триботехнічних характеристик нових матеріалів з відомими (див. таблицю) [7] показує істотну перевагу антифрикційних композиційних матеріалів з використанням шліфувальних відходів сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3.

Діапазон експлуатації досліджуваних матеріалів, який забезпечує стабільну роботу пари тертя, становить 3–8 МПа при температурі $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ на повітрі і при швидкості ковзання 1 м/с.

Характерний вигляд поверхонь тертя досліджуваних матеріалів, зокрема композиту Р6М5Ф3 + 5%CaF₂ та контргіла зі сталі Р18, після випробувань у діапазоні навантажень 3–8 МПа показано на рис. 1. Як видно, поверхні тертя відрізняються однорідністю та гладкістю, без ділянок схоплень та глибинних виривів, що свідчить про надійну та стабільну роботу матеріалу в зазначеному вище діапазоні навантажувальних факторів.

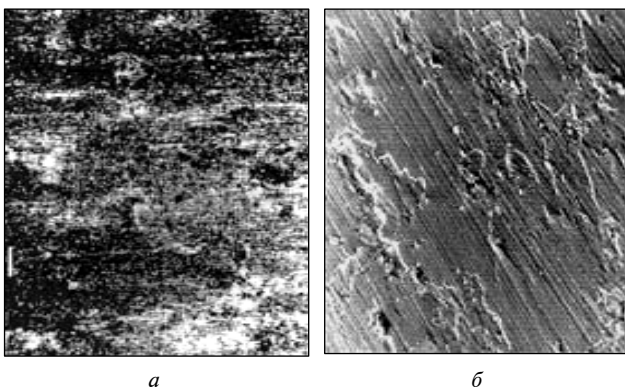


Рис. 1. Поверхня тертя матеріалу Р6М5Ф3 + 5%CaF₂ (а) і контргіла зі сталі Р18 (б) після триботехнічних випробувань при тиску 8 МПа, $\times 120$

Електронно-мікроскопічні дослідження на просвіт виявили в структурі плівки тертя світлі, круглі включення дисперсністю від десятих до сотих часток мікрометра з чітко окресленими контурами границь (див. рис. 2). При аналізі форми включень видно, що під дією зсувних напружень при терті вони легко деформуються, сплющуючись до овальної форми без руйнування. Це свідчить про надпластичність утвореного шару. Його висока міцність при достатній пластичності зумовлена ультрадисперсністю частинок. Як було встановлено авторами [8], подрібнення частинок, розміри яких менші 100 нм, призводить до збільшення міцності при збереженні їх пластичності. Диспергування

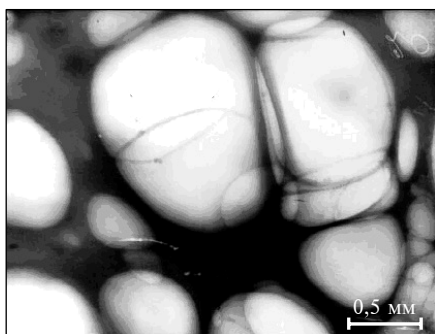


Рис. 2. Форма включень у плівці тертя, $\times 40000$

сферичних частинок до розмірів 0,01–0,04 мкм та менше визначає їх бездефектність та сприяє збільшенню сил когезії та адгезії самої плівки тертя.

Утворення ультрадисперсних частинок відбувається при руйнуванні крихких складових плівки, насамперед CaF₂, який внаслідок недостатньої механічної міцності легко розщеплюється вздовж площин (111), подрібнюється при терті, особливо при наявності кисню та вологи. При цьому поверхні розщеплення мають точкові дефекти у вигляді фторидних вакансій, які істотно впливають на можливість проникнення кисню повітря у фторидне включення.

Отримані результати ілюструють факт формування ультрадисперсної структури поверхневої плівки тертя та максимальної локалізації в ній деформації при терті.

Пластична деформація поверхневого шару вторинних структур відбувається в результаті притягання та переміщення окремих мікрооб'ємів такої плівки. Можливість багаторазового перерозподілу мікротріщин структури плівки тертя та залишкових напружень другого роду завдяки виникненню великої кількості напрямків елементарних зсувів у мікрооб'ємах зумовлює високий ресурс пружної деформації плівки тертя, а відтак і високу її зносостійкість.

Додаткове зсувоутворення у поверхневому шарі забезпечується також за рахунок внутрішньої адсорбції кисню в деформовані об'єми на глибину до 50 нм. Адсорбуючись у мікротріщинах, мікропорожнинах, на границях зерен та в інших дефектних місцях, кисень, поряд з хімічною взаємодією, може значно знизити міцність поверхневого шару та полегшити диспергування продуктів зношування в процесі тертя при жорстких умовах експлуатації. Дискретні силові та температурні навантаження при терті полегшують сорбційні явища, а диспергування складових плівки тертя підвищує роль її пластичного деформування [8]. В свою чергу, підвищення ролі пластичної деформації при руйнуванні крихких складових плівки вторинних структур за умови зростання ступеня диспергованості частинок плівки та при форсуванні режимів навантажувальних факторів при терті спричиняє ефект згладжування геометрії рельєфу плівки тертя та нівелювання абразивних явищ.

Під час проведення експериментів визначали як кількісні параметри тертя (коефіцієнт тертя, інтенсивність зношування), так і характеристики процесу, пов'язані з хімічними змі-

нами складу поверхневих шарів, що відбуваються внаслідок впливу навантажень, температур та навколишнього середовища. Для досліджень застосовували комплексну методику з використанням оже-спектроскопічного та електронно-мікроскопічного аналізів.

Розподіл основних елементів утворених плівок тертя (вторинних структур) визначався за допомогою оже-спектрометра системи "Varian". У ході експериментів було визначено, що характер утворених плівок тертя після триботехнічних випробувань для всіх досліджуваних матеріалів виявився практично ідентичним (невелика різниця обумовлювалася відмінностями в хімічному складі металевої основи).

Характерні оже-спектри наведено нижче для матеріалу $P6M5\Phi3 + 5\%CaF_2$ та контртіла, що випробовувалося з ним у парі і зазнавало аналогічного навантажувального впливу (рис. 3, 4).

Виявлено, що оже-спектри по глибині плівок вторинних структур від матеріалу $P6M5\Phi3 + 5\%CaF_2$ після триботехнічних випробувань при навантаженнях 3–8 МПа практично ідентичні (рис. 3, а, б; 4, а, б).

При пошаровому аналізі в плівці тертя на глибині до 35 нм виявлено ряд легувальних елементів металевої основи композиту, що зв'язані з киснем, тобто утворюють оксидні фази. Про утворення оксидів свідчить роздвоювання енергетичних піків елементів: піка заліза з енергією 47 еВ – на два піки з енергіями 38 і 51 еВ; піка вольфраму з енергією 37 еВ – на два піки з енергіями 36 і 37,5 еВ; піка молібдену з енергією 235 еВ – на два піки з енергіями 234 і 236 еВ; піка ванадію з енергією 516 еВ – на два піки з енергіями 515 і 517 еВ; піка хрому з енергією 578 еВ – на два піки з енергіями 576 і 580 еВ та піка марганцю з енергією 583 еВ – на два піки з енергіями 582 і 585 еВ (рис. 3, а, в; рис. 4, а). При подальшому іонному травленні по глибині плівки тертя до 100 нм подібне розщеплення енергетичних піків не спостерігається (рис. 3, а, в; рис. 4, а), що свідчить про збереження міжатомних зв'язків, які характерні для вихідного металевого стану. Товщина оксидної плівки не більша, ніж 40 нм.

Збереження форми піків оже-електронів заліза і легувальних елементів, яка характерна для окремих елементів, та наявність при цьому досить інтенсивного піка кисню при переході у деформований тертям шар на глибині понад 40 нм

свідчать про можливість утворення в плівці тертя переважно кисневих фаз проникнення без суцільного окиснення легувальних елементів.

Незмінність форми піка оже-електронів вуглецю свідчить про те, що він у плівці перебуває у вільному стані внаслідок окиснення при температурах до 500 °С і підвищених навантаженнях карбідів легувальних елементів, які наявні в металевій матриці досліджуваних матеріалів. Процес утворення вуглецю у вільному стані відбувається, як відомо [9], за такою схемою: розчинення кисню, дисоціація карбідів з виділенням вільного вуглецю та утворення оксидів легувальних елементів різного складу (окиснення вільного вуглецю з утворенням оксиду CO_2 відбувається за температур вище 600 °С).

Аналіз результатів оже-досліджень показав, що на всіх рівнях іонного травлення плівки вторинних структур зафіксовано високоінтенсивні піки оже-електронів фтору та кальцію, які зумовлені наявністю в досліджуваних матеріалах фториду кальцію та його участю в складних фізико-хімічних процесах формування вторинних структур (плівок тертя) під дією навантажувальних факторів.

При виконанні досліджень плівок тертя оже-спектральний аналіз також виконували від вибраних ділянок (світлого, темного кольорів та продуктів зношування) на поверхнях контртіл зі сталі Р18 (рис. 1, б), які випробовувались у парі з досліджуваними матеріалами і зазнавали аналогічної дії навантажувальних факторів (рис. 3, б, г; рис. 4, б, г).

Слід зазначити, що оже-спектри поверхонь тертя контртіл після випробувань при навантаженнях 3–8 МПа практично подібні (рис. 3, б, г; рис. 4, б).

З рис. 3, б, г і рис. 4, б видно, що ділянки світлої зони містять більш інтенсивні піки оже-електронів Ca, O, W, Mo, V і Cr, ніж інших легувальних елементів. Темні ділянки плівок тертя, крім кисню, заліза та кальцію, містять значну кількість вуглецю, що зафіксовано у відповідних оже-спектрах. Дещо знижений вміст в оже-спектрах інших легувальних елементів пов'язаний, ймовірно, з екрануючою дією перелічених вище хімічних елементів.

Оже-спектри від продуктів зношування мають аналогічний елементний склад – O, C, Ca, Fe, W, Mo, V, Cr, Mn, що й досліджені ділянки плівки тертя, лише з різним їх співвідношенням. Як і в попередніх випадках, вуглець перебуває у вільному стані.

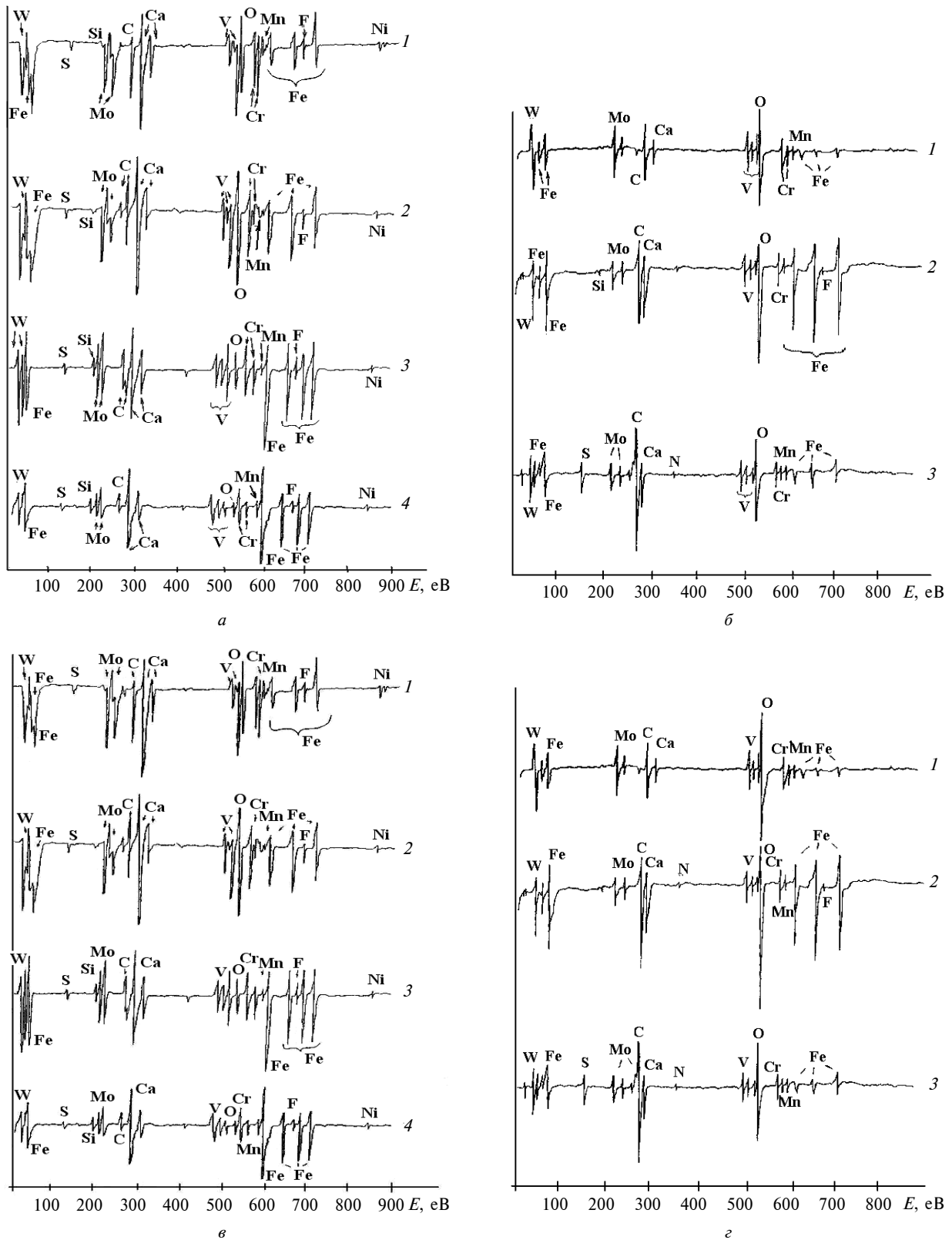


Рис. 3. Оже-спектри поверхні тертя по глибині (1 – 15 нм; 2 – 30 нм; 3 – 35 нм; 4 – 65 нм) матеріалу P6M5Φ3 + 5%CaF₂: а – після випробувань при P = 3 МПа, б – після випробувань при P = 7 МПа; контртіла зі сталі P18 (1 – гладка світла зона; 2 – гладка темна зона; 3 – продукти зношування); г – після триботехнічних випробувань при P = 3 МПа, д – після триботехнічних випробувань при P = 7 МПа

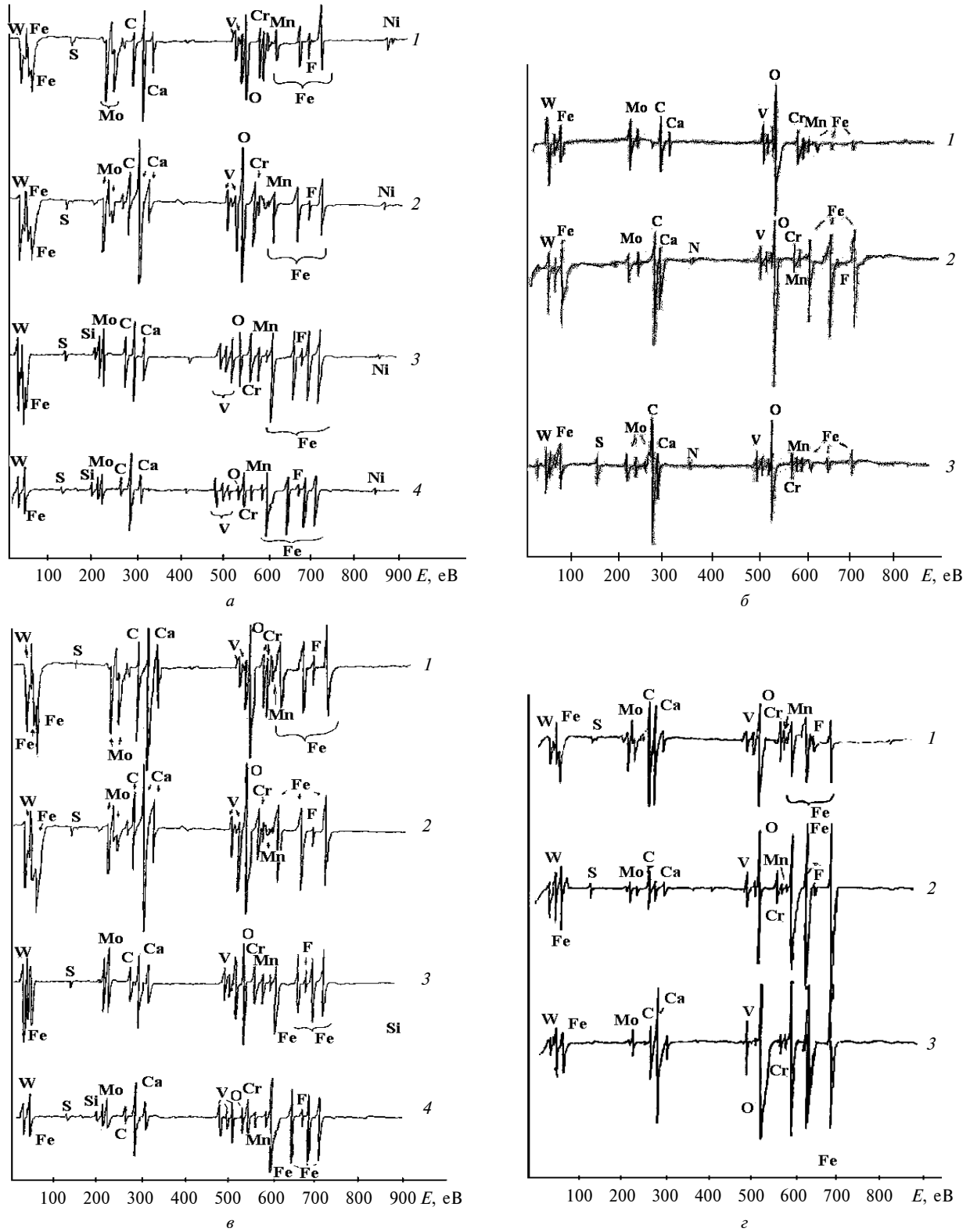


Рис. 4. Оже-спектри поверхні тертя по глибині (1 – 15 нм; 2 – 30 нм; 3 – 35 нм; 4 – 65 нм) матеріалу P6M5Ф3 + 5%CaF₂: а – після випробувань при $P = 8$ МПа, в – після випробувань при $P = 9$ МПа; контртіла зі сталі P18 (1 – гладка світла зона; 2 – гладка темна зона; 3 – продукти зношування); б – після триботехнічних випробувань при $P = 8$ МПа, г – після триботехнічних випробувань при $P = 9$ МПа

З підвищенням навантаження на пару тертя до 9 МПа при таких самих температурах (500 °С) і швидкості ковзання (1 м/с) спостерігається різке зростання коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування досліджуваних матеріалів (див. таблицю).

Дослідження поверхні тертя матеріалу та контртіла (рис. 4, *в-г*) засвідчило наявність на гладкій світлій ділянці високоінтенсивних піків оже-електронів Ca, C, O, F і Fe, тоді як піки інших легувальних елементів мають значно меншу інтенсивність. При цьому в оже-спектрах темної зони півки тертя спостерігається максимальна інтенсивність для піків Fe і O, менша – для W, Mo, Cr, V при невеликих за інтенсивністю піках C і Ca. Форма піка оже-електронів вуглецю характерна для перебування його у вільному стані.

Наявність потужного піка кисню свідчить про формування великої кількості пересичених високооксидних фаз у зоні тертя контактної пари. Це також підтверджується зміною кольору півки тертя: частина фрагментів з безбарвним світлим кольором зменшується, а ділянки із забарвленням від темно-сірого до бурого збільшуються.

Структура поверхневої півки характеризується дискретним і хаотичним розподілом складників її рівноважних та нерівноважних фаз, переважну більшість яких становлять високооксидні фази, леговані хромом, марганцем і ванадієм, а також магнетитові утворення. Це побічно свідчить про переважний окиснювальний знос матриці матеріалу на основі відходів швидкорізальних сталей. Причому, як відомо [1, 7, 9], збільшення кількості кисню призводить до того, що твердість утворених складних оксидних фаз підвищується, зокрема, мікротвердість кристалічних оксидних фаз зростає з 4000 до 8000 МПа, а аморфних – з 500 до

3000 МПа. Внаслідок збільшення об'ємної частки окиснених, збагачених киснем утворень формуються пухкі та крихкі структури. При цьому, маючи високу твердість, скришені оксидні фази при терті стають абразивом, який призводить до процесів мікросхоплення, мікроризання, мікросколів і, в підсумку, до зчеплення контактних поверхонь (рис. 5, 6).



Рис. 5. Мікрорельєф поверхні тертя матеріалу P6M5Ф3 + 5 %CaF₂ після триботехнічних випробувань при навантаженні 9 МПа (зйомка треку тертя в режимі фазового контрасту), × 200

На мікрофотографіях структури поверхонь тертя після випробувань при навантаженні 9 МПа спостерігається різкий дифракційний контраст, що вказує на утворення грубого мікрорельєфу поверхневої півки тертя матеріалу (рис. 6), яка характеризується неоднорідністю за складом та дисперсністю утворюючих її фаз.

Експерименти показали, що у випадку триботехнічних випробувань при навантаженні 9 МПа основною причиною високого зношування є велика інтенсивність півкоутворення матеріалу P6M5Ф3 + 5 %CaF₂. Високооксидні утворення зростають та відшаровуються швидше (рис. 5, 6), ніж відбувається формування нових ділянок півки тертя і її зношування. Така півка тертя не має достатньої когезійної та адгезійної міцності, вона легко кришиться в процесі тертя, створюючи ювенільні та незахищені ділянки поверхні, а відсутність антизадирного захисного шару призводить до різкого зростання коефіцієнтів тертя та інтенсивності зношування (див. таблицю), а також до схоплення робочих поверхонь контактної пари.

Отже, підвищення навантажень на пару тертя до 9 МПа для всіх дослід-

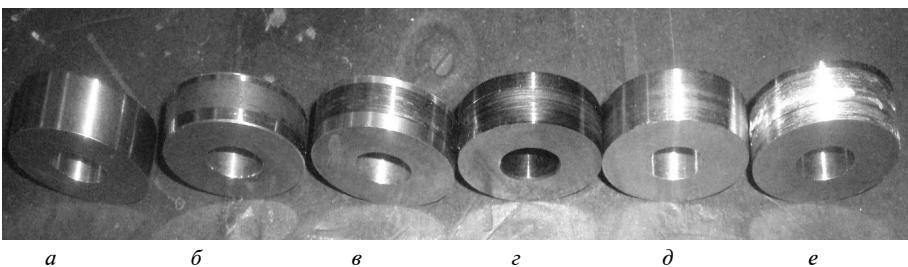


Рис. 6. Загальний вигляд поверхонь тертя контртіла зі сталі P18 після випробувань на повітрі при 500 °С: *а* – вихідне контртіло (до випробувань); *б* – початкове формування півки тертя контртіла при $P = 3-8$ МПа; *в, г* – остаточно сформовані півки тертя контртіла при $P = 3-8$ МПа; *д* – ділянки мікросхоплення на поверхні контртіла при $P = 9$ МПа; *е* – ділянки мікроризання на поверхні контртіла при $P = 9$ МПа

жуваних матеріалів на основі шліфувальних відходів швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5Ф3 і Р6М5К5 з додаванням СаF₂ призводить до різкого зниження антифрикційних характеристик (таблиця), матеріали втрачають працездатність, і настає катастрофічний знос вузла тертя. Це можна пояснити так: посилення окиснювальних процесів при таких навантаженнях призводить до катастрофічної втрати поверхневої міцності матеріалів – деформаційні напруження у плівці тертя сягають межі текучості, з'являється явище крихкості матеріалів внаслідок дії тангенціально прикладених сил тертя, і плівка тертя перестає бути захисною та видаляється з контактуючих поверхонь.

Таким чином, на прикладі матеріалу на основі відходів сталі Р6М5Ф3 з домішками СаF₂, виходячи з аналізу вторинних структур, можна підходити до обґрунтованого вибору та призначення раціональних умов експлуатації антифрикційних матеріалів на основі відходів швидкорізальних сталей.

Висновки

Підсумовуючи результати проведених комплексних досліджень, можна дійти висновку, що в процесі тертя матеріалів на основі шліфувальних відходів швидкорізальних сталей Р6М5, Р6М5К5 і Р6М5Ф3 з додаванням твердого мастила СаF₂ на повітрі при нагріванні контактних

поверхонь до 500 °С та підвищених навантажень (до 8 МПа) в робочій зоні відбувається формування плівок тертя – вторинних структур, які являють собою змащувальний захисний шар, що відрізняється багатофазністю і складається з оксидних фаз та фториду кальцію, кількісна комбінація яких при таких умовах забезпечує високі значення антифрикційних властивостей матеріалів, а відтак і їх тривалу роботу.

Аналіз триботехнічних властивостей і виконані оже-спектральні та електронно-мікроскопічні дослідження утворених при роботі плівок тертя дали можливість встановити раціональні режими експлуатації досліджуваних матеріалів – навантаження 3–8 МПа, швидкість ковзання 1 м/с, температура 500 °С (або швидкість ковзання до 60 м/с) на повітрі.

Подальші дослідження будуть спрямовані на визначення фазового складу та кількісного співвідношення утворених складових у плівках тертя для створення науково обґрунтованого підходу до вибору хімічного складу вихідної сировини матеріалів з конкретним набором легуючих елементів для тих чи інших умов експлуатації. Це дасть можливість спрямованого “нарощування” антизадирних плівок тертя з прогнозованою комбінацією фаз, а це, у свою чергу, дасть змогу прогнозувати антифрикційні властивості матеріалів, що здатні забезпечити високу надійність і довговічність виробу.

1. *Роїк Т.А., Киричок П.О., Гавриш А.П.* Композиційні підшипникові матеріали для підвищених умов експлуатації. – К.: НТУУ “КПІ”, 2007. – 404 с.
2. *Олександренко В.П.* Влияние температуры на физико-химические процессы контактного взаимодействия и износостойкость трибосопряжений // Вест. двигателестроения. – 2005. – № 3. – С. 164–169.
3. *Савуляк В.И.* Роль кислорода в формировании свойств поверхностных слоев Fe–C сплавов, подвергаемых трению и изнашиванию // Проблемы трибологии. – 2000. – № 3. – С. 27–29.
4. *Роїк Т.А.* New powder antifrictional compositions for a work at increased temperatures // Proc. of IV International Conference “Modern technologies, quantity, reconstruction С.Т.К.Р. 2000”. – Iasi (Romania), 2000. – Р. 49–52.
5. *Роїк Т.А.* Прогнозування триботехнічних властивостей високотемпературних підшипникових матеріалів з рошків-відходів на основі аналізу вторинних структур // Проблеми техніки. – 2003. – № 2. – С. 19–39.
6. *Роїк Т.А., Шевчук Ю.Ф., Ваченко В.Т.* Пленки трения высокотемпературных подшипников скольжения на основе отходов инструментальных сталей // Сб. тр. Междунар. конф. “Современное материаловедение: достижения и проблемы”. – К.: Из-во ИПМ НАН Украины, 2005. – С. 532–533.
7. *Федорченко И.М., Пугина Л.И.* Композиционные спеченные антифрикционные материалы. – К.: Наук. думка, 1980. – 404 с.
8. *Морохов И.Д., Трусов Л.И., Чижик С.П.* Ультрадисперсные металлические среды. – М.: Атомиздат, 1977. – 263 с.
9. *Войнович Р.Ф., Пугач Э.А.* Окисление тугоплавких соединений. – М.: Металлургия, 1978. – 108 с.