

УДК 621.002.3:621.89

Т.А. Роїк, В.В. Холякко, О.С. Луференко

**ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПІДШИПНИКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ВІДХОДІВ СТАЛІ 11P3M3Φ2. ЧАСТИНА 2. ФАЗОВИЙ СКЛАД, СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ**

**Вступ**

У процесі розробки технології виготовлення композиційних підшипникових матеріалів для важких умов експлуатації особливо важливо дістати можливість прогнозувати і керувати утворенням структури матеріалів таким чином, щоб застосування тих чи інших технологічних операцій і режимів виготовлення привело в кінцевому підсумку до одержання деталей з якісно новим рівнем службових характеристик, які забезпечать тривалу і надійну роботу вузла тертя і всього агрегату в цілому.

Саме сформована в процесі виготовлення структура композиційного підшипникового матеріалу, зумовлена наявністю певного набору легувальних елементів у його складі і методами технологічного впливу на матеріал при його одержанні, відповідає за властивості деталі при її експлуатації.

Однак шлях одержання композиційних підшипникових матеріалів, особливо для важких умов експлуатації, з використанням для цього шліфувальних металевих відходів як основи матеріалів є новітнім, і наявні на сьогодні відомості [1] щодо особливостей структуроутворення матеріалів, морфології фаз, комбінацій структурних складових, які утворюються в процесі виготовлення, та їх вплив на комплекс властивостей матеріалів – все це висвітлено недостатньо, що не дає можливості здійснювати більш масштабне використання такої цінної вторинної сировини, як шліфувальні відходи кольорових і чорних сплавів.

У першій частині даного дослідження було проілюстровано результати технологічних робок із створення нових композиційних підшипникових матеріалів на основі шламових відходів інструментальної швидкорізальної сталі 11P3M3Φ2 з домішками високотемпературної твердої змащувальної речовини – фториду кальцію. Продовжуючи вивчати започатковану тему, ми виявили, що вельми актуальним є

встановлення закономірностей структурної побудови нового класу матеріалів із відходів підшипникового призначення і їх вплив на формування експлуатаційних характеристик високотемпературних підшипників ковзання.

**Постановка задачі**

Метою досліджень даної статті є виявлення закономірностей формування структури, фазового складу і їх вплив на комплекс властивостей композиційних підшипникових матеріалів на основі шліфувальних відходів сталі 11P3M3Φ2 з домішками фториду кальцію, призначених для роботи у важких умовах експлуатації – при температурах до 600 °С та підвищених навантаженнях до 8 МПа на повітрі.

**Результати досліджень і їх аналіз**

Наявність в інструментальній швидкорізальній сталі 11P3M3Φ2 великої кількості вуглецю зумовлена легувальними елементами (див. ч. 1 статті), які є сильними карбідоутворювачами, внаслідок чого в структурі сталі міститься велика кількість карбідів різного складу і природи. Ці сполуки – карбіди хрому, молібдену, вольфраму і ванадію – сприяють підвищенню міцносних властивостей, жаростійкості та розширюють зону нормального зношування в процесі тертя.

У металевій матриці матеріалу є такі складні карбіди [2]:

- $Me_{23}C_6 - (Cr, Fe, Mo, W, V)_{23}C_6$  – складний карбід хрому вторинного походження, що має розміри 3–5 мкм та зберігає високу дисперсність внаслідок малої схильності до коагуляції;

- $Me_7C_3 - (Cr, Fe, Mo, W, V)_7C_3$  – складний карбід хрому, в якому розчинені V, Mo, W, вторинного походження, підвищує стійкість сталі 11P3M3Φ2 проти знеміцнення під час нагрівання. З цим карбідом значно підвищується зносостійкість і зменшується значення коефіцієнта тертя [3], що також сприяє підвищенню антифрикційних властивостей матеріалів при їх експлуатації в умовах високих температур;

- $Me_6C - (W, Mo, Fe, Cr, V)_6C$  – складний карбід вольфраму і молібдену, який має високу твердість і за його наявності також посилюється зносостійкість. Крім того, цей карбід не схильний до коагуляції, чим ефективно затримує зростання зерна при нагріві;

- $Me_2C$  – карбіди вольфраму і молібдену;

- карбіди ванадію  $MeC - VC$  (фази інфільтрації), які утворюються, як відомо [2], при вмісті ванадію більше ніж 1,5 %, що відповідає розгляданому випадку (у сталі 11P3M3Φ2 вміст ванадію становить 2,3–2,7 %). Названі карбіди можуть бути вторинними (які виділилися з аустеніту), евтектичними і навіть первинними. Це найтвердіші карбіди в сталі 11P3M3Φ2 (їх твердість – 20000 МПа), і саме тому вони істотно підвищують зносостійкість матеріалу. Крім того, наявність ванадію в порошках-відходах сталі, що забезпечує утворення карбідів  $VC$ , сприяє збереженню дрібного зерна матеріалу та, маючи найвищу твердість серед інших карбідів [2], ефективно підвищує міцносні властивості та зносостійкість.

Легувальні елементи в порошках-відходах сприяють утворенню в матеріалах фаз, що відповідають за формування експлуатаційних властивостей сплавів. Слід зазначити, що вплив легувальних елементів на характеристики матеріалів залежить від способу їх введення в матеріал. Так, хром проявляє себе по-різному залежно від способу його введення: у разі додавання у вигляді чистого порошку для виготовлення спечених композитів  $Cr$  веде до формування надто гетерогенної структури, що зумовлено уповільненням процесів розчинення хрому в залізній основі внаслідок його високої здатності до окиснення та карбідоутворення. Зате одержання матеріалу з легованої сировини забезпечує формування більш однорідної структури. Наприклад, механічні властивості хромистих сталей з легованих порошоків вищі, ніж сталей, одержаних механічним змішуванням компонентів: пластичність сталей з легованих порошоків у три-чотири рази вища, ніж сталей із суміші порошоків з підвищеною гетерогенністю [1, 3].

Хром як обов'язковий легувальний елемент швидкорізальних сталей міститься в  $\alpha$ -фазі і карбіді  $Me_6C$ , утворюючи карбід  $Me_{23}C_6$ . Частина карбиду  $Me_{23}C_6$ , що розчиняється при температурах спікання, насичує твердий розчин вуглецем і хромом, не впливаючи при цьому на розмір зерна. Хром сприяє також повнішому розчиненню в аустеніті карбиду  $Me_6C$  і, частково залишаючись в  $\alpha$ -твердому розчині, уповільнює знеміцнення в умовах примусового нагріву в процесі експлуатації. Вміст хрому в сталі при цьому має перевищувати 3,3–3,5 % [2], оскільки в іншому разі він буде полегшувати коагуляцію карбідів, які виділяються при охолодженні, що знижує здатність матеріалів

зберігати свою структуру та властивості під час нагрівання в умовах роботи при підвищених температурах (теплостійкість). Крім того [4], легування хромом розширює зону нормального зношування при сталому процесі тертя, що характеризується мінімальним коефіцієнтом тертя і зношування [1].

Вплив молібдену і вольфраму, які є хімічними аналогами, на перетворення і властивості сталі 11P3M3Φ2 майже однаковий, а залізні кути діаграм  $Fe-Mo-C$  і  $Fe-W-C$  дуже подібні. Молібден і вольфрам утворюють схожі карбіди типу  $Me_6C$  [2], проте молібден при наявності вольфраму майже не збільшує розміри карбідних частинок. Через їх тонку будову молібден розподіляється в об'ємі сталі рівномірніше, ніж вольфрам. Втім, вплив молібдену і вольфраму на властивості сталі дещо різний – молібден як горофільний елемент перешкоджає виділенню карбідних частинок по границях зерен, внаслідок чого підвищується в'язкість сталі і, за даними [2], менше, ніж вольфрам, знижує теплопровідність, що є важливим фактором для матеріалів, які працюють при підвищених температурах. Вольфрам же сприяє збільшенню міцності сталі завдяки розчиненню в  $\alpha$ -твердому розчині та утворенню карбідів вольфраму, що поліпшує її фізико-механічні властивості та зносостійкість.

Ванадій у сталі 11P3M3Φ2 міститься в багатьох карбідах –  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ ,  $Me_6C$ , а також утворює карбід  $MeC$ , зменшуючи одночасно як більш сильний карбідоутворювальний елемент частку карбиду  $Me_6C$ . Карбід  $MeC$  не розчиняється в аустеніті і, як надлишкова фаза, сприяє зберіганню дрібного зерна та підвищенню зносостійкості, особливо в умовах роботи матеріалу за підвищених температур.

Таким чином, структура матриці матеріалів із порошоків-відходів сталі 11P3M3Φ2 після спікання при 1100–1150 °С, що відповідає температурам гомогенізуючого відпалу, складна. Вона містить у собі  $\alpha$ -твердий розчин і карбіди легувальних елементів трьох типів:

- первинні (евтектоїдні) карбіди  $K_I$ , що виділилися з перліту в результаті евтектоїдного перетворення ледебуриту ( $L \rightarrow A + K_I$ );
- вторинні карбіди  $K_{II}$ , що виділилися в процесі кристалізації (охолодженні з високих температур) з аустеніту і поза перлітом, існують як самостійні складові;
- третинні карбіди  $K_{III}$ , найбільш дрібнодисперсні, що виділилися протягом уповільненого охолодження нижче від температур

перлітного перетворення. Це основний сорбційний фон структури. Евтектоїд тут являє собою суміш фериту і карбідів легувальних елементів ( $A + K_{II} \rightarrow \Phi + K_{III}$ ).

Форма перліту сталі 11P3M3Ф2 (як й інших заевтектоїдних легуваних сталей) з великим вмістом карбідів легувальних елементів – зерниста. Відомо [2], що в таких сталях карбіди, які не розчиняються в процесі нагрівання, служать центрами кристалізації карбідних частинок, що виділяються під час охолодження і витримки в температурному інтервалі перлітного перетворення. Це сприяє одержанню зернистого перліту. Отже, у заевтектоїдній сталі 11P3M3Ф2, яка нагрівається вище від точки  $A_1$ , аустеніт протягом охолодження розпадається з утворенням зернистої структури.

Легувальні елементи утворюють ряд складних карбідів, які описуються формулами  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_7C_3$ ,  $Me_6C$  і  $MeC$  (фази проникнення).

Складний карбід хрому ( $Cr, Fe, Mo, W, V$ ) $_{23}C_6$  типу  $Me_{23}C_6$  утворюється в сталях, в яких 3–4 %  $Cr$  і 0,8–1,0 %  $C$ , що відповідає нашому випадку. Карбід  $Me_{23}C_6$ , частіше вторинного походження, виділяється з аустеніту. Його твердість становить 1000–1100 HV [2, 5]. Залізо заміщає в карбіді до 35–40 %  $Cr$ , що полегшує розчинність карбиду в аустеніті. У карбіді можуть бути в менших кількостях  $Mo, W, V$ , які заміщають у ньому частину атомів хрому.

На мікрофотографії, зробленій за допомогою електронного мікроскопа, показано вигляд карбиду  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  (рис. 1). Помітні прожилки карбиду  $(Cr, Fe)_{23}C_6$  на границях зерен. За допомогою методу електронної дифракції вдалося виявити два майже близькі за періодами ґратки карбіди типу  $Me_{23}C_6$  – це карбіди  $Fe_{21}W_2C_6$  з  $a = 1,064$  нм та  $Fe_{21}Mo_2C_6$  з  $a = 1,100$  нм з кубічною упорядкованою ґраткою, а також карбід хрому  $Cr_{21}W_2C_6$  з кубічною ґраткою, в якого  $a = 1,08$  нм.

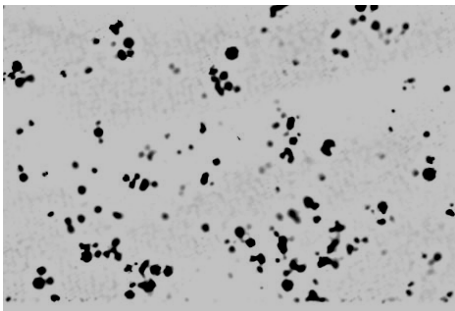


Рис. 1. Електронно-мікроскопічне зображення карбідів  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ ,  $\times 15000$

Карбід  $Me_{23}C_6$ , що містить ванадій, починає розчинятися при досить високих температурах – 1050–1100 °С, що відповідають температурам спікання матеріалів. При цьому розчинення карбиду супроводжується переведенням в аустеніт  $V, Mo$  і  $W$ . Одна частина їх, яка міститься в сталі 11P3M3Ф2, нагріваючись до 1100 °С, розчиняється повністю, а друга – із збереженням дрібного зерна залишається нерозчиненою.

Карбід  $Me_{23}C_6$  утворюється при температурах 400–500 °С зазвичай насиченням хромом цементитного карбиду, що виділяється, і його перетворенням у  $Me_{23}C_6$ . Можливе й пряме виділення з легваного  $\alpha$ -твердого розчину деякої кількості карбиду  $Me_{23}C_6$ . У сталі 11P3M3Ф2, що містить  $Mo, W$  і  $V$ , складний карбід  $Me_{23}C_6$  зберігає високу дисперсність завдяки малій схильності до коагуляції (на відміну від цементиту) [6].

Складний карбід хрому ( $Cr, Fe, Mo, W, V$ ) $_7C_3$  типу  $Me_7C_3$  може бути як вторинного походження, що виділився з аустеніту, так і евтектичного, який утворився під час тверднення. Вміст вуглецю в карбіді  $Me_7C_3$  змінюється в певних межах, внаслідок чого він може утворюватися з дефіцитом або з надлишком вуглецю.

У карбіді  $Me_7C_3$  розчиняється  $V, W$  і  $Mo$ , що підвищує його стійкість проти розчинення в аустеніті. При підвищених температурах аустеніт за рахунок розчинення такого карбиду насичується не тільки хромом, а й ванадієм, оскільки, як відомо, вміст ванадію в карбіді  $Me_7C_3$  інтенсивно зростає із збільшенням вмісту хрому в швидкорізальних сталях. Розчинність молібдену й, особливо, вольфраму в карбіді  $Me_7C_3$ , а отже, й насичення ними аустеніту менше [2].

На мікрофотографії (рис. 2) одноступінчаста репліка містить карбід  $Cr_2Fe_2MoWVC_3$  типу  $Me_7C_3$ .

Евтектичні ділянки на рис. 2 складаються із складних карбідів типу  $Me_7C_3$ , диспергованих у твердому розчині матриці. Дуже великі ділянки (білі) карбідів  $Cr_2Fe_2MoWVC_3$  (періоди ґратки  $a = 1,389$  нм,  $c = 0,452$  нм) утворились в аустенітній матриці під час нагрівання при температурі 1150 °С. На рис. 2, б дрібні карбіди також мають склад  $Me_7C_3$  (показано стрілками).

Карбід  $Me_7C_3$  (вторинний) розчиняється при температурах 1000–1200 °С. Його утворення підвищує стійкість сталі 11P3M3Ф2 до нагрівання через комплексне легування ванадієм, молібденом і вольфрамом. Цей факт, а також те, що за наявності карбиду  $Me_7C_3$  значно зростає зносостійкість і знижується коефіцієнт тертя

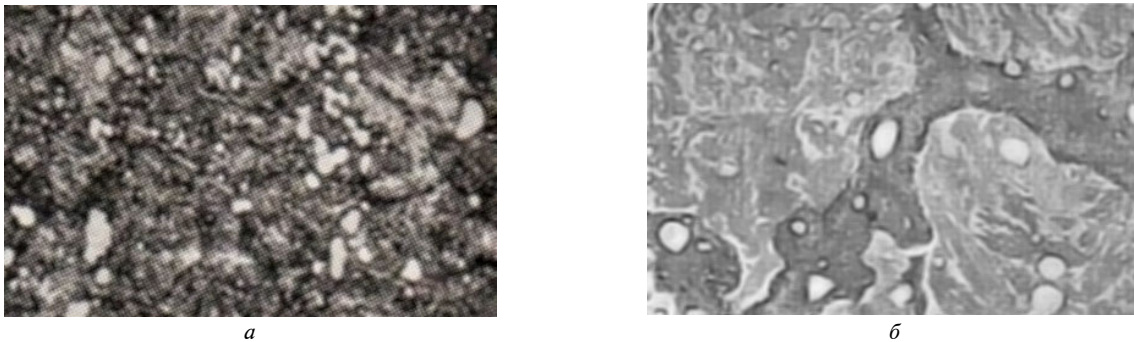


Рис. 2. Електронно-мікроскопічне зображення карбідів  $\text{Cr}_2\text{Fe}_2\text{MoWVC}_3$  типу  $\text{Me}_7\text{C}_3$  (світлі частинки),  $\times 1500$  (а),  $\times 5000$  (б)

[5, 7], є сприятливими передумовами для підшипникових матеріалів, здатних працювати при підвищених температурах (до  $600^\circ\text{C}$ ). Складний карбід вольфраму і молібдену ( $\text{W}$ ,  $\text{Mo}$ ,  $\text{Fe}$ ,  $\text{Cr}$ ,  $\text{V}$ ) $_6\text{C}$  типу  $\text{Me}_6\text{C}$  – основний карбід швидкорізальної сталі 11РЗМЗФ2. Він може бути як вторинним, що виділився з аустеніту після закінчення кристалізації, так і евтектичного походження, що утворюється під час тверднення.

Середній склад карбиду  $\text{Me}_6\text{C}$  відповідає формулі  $\text{Fe}_4(\text{Mo},\text{W})_2\text{C}$  (рис. 3). За допомогою методу електронної мікродифракції вдалося виділити два типи карбідів цієї стехіометричної формули, зокрема карбід вольфраму  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  з  $a = 1,104$  нм і карбід молібдену  $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$  з параметром  $a = 1,110$  нм; обидва складні карбіди мають кубічну ґратку.

Разом з тим, карбід  $\text{Me}_6\text{C}$  – не достатньо стабільна фаза [2]. При нагріванні до  $1100\text{--}1150^\circ\text{C}$ , як виявилось під час досліджень, склад його в результаті взаємодії з аустенітом дещо змінився, а саме – у процесі спікання частина карбиду  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  перетворилась на стабільний карбід  $\text{W}_2\text{C}$  з періодами ґратки  $a = 0,299$  нм і  $c = 0,471$  нм, а частина карбиду  $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$  – на карбід  $\text{Mo}_2\text{C}$  (рис. 4) з періодами ґратки  $a = 0,301$  нм і  $c = 0,474$  нм. Перетворен-

ня супроводжувалося зміною типу кристалічної ґратки – з кубічної в  $\text{Me}_6\text{C}$  на тетрагональну в обох карбідів –  $\text{W}_2\text{C}$  і  $\text{Mo}_2\text{C}$ .

Перетворення з формуванням карбідів другого типу ( $\text{Mo}_2\text{C}$ ) відбувається в приграничних шарах карбиду  $\text{Me}_6\text{C}$  в умовах контакту та взаємодії двох фаз [1, 2]. Це призводить до утворення навколо  $\text{Me}_6\text{C}$  тонкої оболонки нового карбиду, що утруднює розчинення  $\text{Me}_6\text{C}$  у процесі нагрівання, а отже, й сприяє зміцненню металевої матриці. На рис. 4 зображена репліка з екстрагованими карбідами молібдену, які були ідентифіковані методом електронної дифракції. Частина мікроелектронограм розшифрувати не вдалось, мабуть, через утворення більш складних сполук.

Хром, ванадій і залізо заміщають у карбіді  $\text{Me}_6\text{C}$  частину атомів вольфраму. Твердість карбиду становить  $1200\text{--}1300$  HV ( $72\text{--}73$  HRC) [2], тому при його наявності також зростає зносостійкість матеріалу.

Карбід  $\text{Me}_6\text{C}$  розчиняється в аустеніті при більш високих температурах ( $1200\text{--}1300^\circ\text{C}$ ), ніж карбіди  $\text{Me}_7\text{C}_3$  і  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ . Хром, ванадій і молібден полегшують його розчинення в аустеніті, однак частина карбідів  $\text{Me}_6\text{C}$  евтектичного походження не розчиняється до температур початку розплавлення сталі [2, 5, 8]. Через

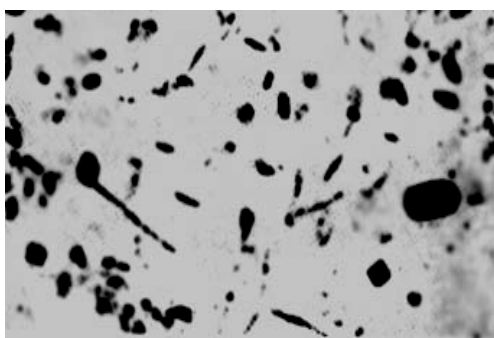


Рис. 3. Одноступінчаста екстракційна вугільна репліка. Карбіди  $\text{Fe}_4(\text{Mo},\text{W})_2\text{C}$  типу  $\text{Me}_6\text{C}$  (видовжені частинки, направлені зверху донизу і вбік),  $\times 40\,000$

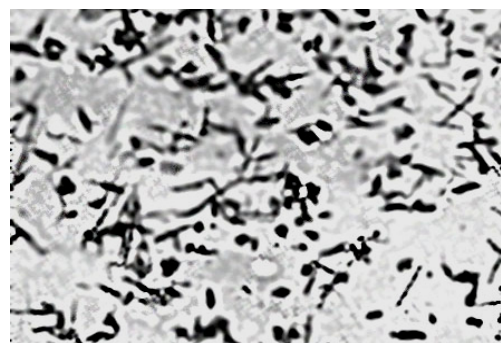


Рис. 4. Екстракційна репліка. Виділення карбідів  $\text{Mo}_2\text{C}$ ,  $\times 20\,000$

це та без малої схильності до коагуляції карбід  $Me_6C$  ефективно затримує зростання зерна.

Молибден і вольфрам заміщають один одного в карбіді  $Me_6C$  у співвідношенні, що дорівнює їх вмісту в сталі 11P3M3Φ2. Частина карбідів  $Me_6C$ , у гратці яких деякі положення, відведені вольфраму, заміщені молібденом (2,5–3,3 % W і 2,5–3,0 % Mo), також зберігається під час нагрівання аж до температур плавлення, тобто вони є в матеріалі і при температурах спікання, і при температурах експлуатації.

Карбіди типу  $Me_3C$  можуть утворюватися в сталі 11P3M3Φ2 як супутня фаза в невеликих кількостях лише на окремих ділянках внаслідок ліквідації. Вони є в  $\alpha$ -твердому розчині як вторинні, а можливо, і третинні карбіди і розчиняються в аустеніті при температурах 1100–1150 °C [2].

Карбіди типу  $MeC$  (фази проникнення) – це карбіди ванадію (рис. 5), що, як правило, утворюються при його вмісті понад 1,0–1,5 %, (у сталі 11P3M3Φ2 вміст ванадію становить 2,3–2,7 %). Карбіди  $MeC$  можуть бути вторинними (які виділилися з аустеніту), евтектичними або навіть первинними. Вони можуть утворювати окремі колонії, і тому розміри частинок евтектичних карбідів менші (до 5–8 мкм), ніж розміри карбідів  $Me_7C_3$  і  $Me_6C$ , та в структурі вони розподіляються більш рівномірно.

Карбіди  $MeC$  мають високу твердість (близько 2000 HV) і тому можуть істотно підвищувати зносостійкість матеріалів. Розчинність карбідів  $MeC$  в аустеніті залежить від наявності в них інших карбідів. У сталях, що містять у собі тільки один ванадій, карбіди  $MeC$  розчиняються при температурах 1150–1200 °C і насичують твердий розчин до 1,5–2,0 % [2]. Крім того, їх розчинення супроводжується сильним зростанням зерна, тоді як за наявності складних карбідів  $Me_7C_3$  і  $Me_{23}C_6$  карбіди  $MeC$  майже не розчиняються в аустеніті. Карбіди  $Me_7C_3$  і  $Me_{23}C_6$  розчиняються при нижчих температурах і тому, насичуючи аустеніт ванадієм, не залишають вільних місць у гратці твердого розчину для збагачення його новими порціями ванадію з карбідів  $MeC$ .

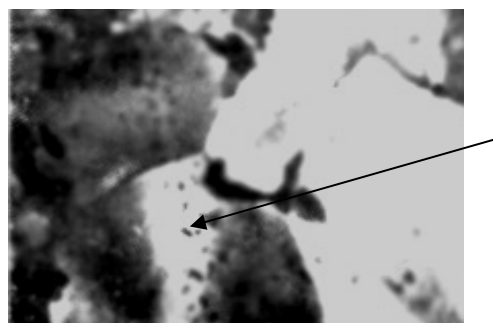


Рис. 5. Тонка фольга. Прямокутна форма карбідів VC, голчасті виділення, що утворюють прожилки (показано стрілкою),  $\times 8000$

Отже, у процесі виготовлення матеріалів із використанням порошків-відходів сталі 11P3M3Φ2 +  $CaF_2$  формується нерівноважна макрогоетерогенна дрібнозерниста структура, являючи собою міцну, досить пластичну металеву матрицю, яка складається з  $\alpha$ -твердого розчину з твердими зернами карбідів легувальних елементів (сорбітоподібний перліт), а також розподіленими в ній вкрапленнями протизадірної домішки  $CaF_2$ .

Зазначена структура, з погляду на загальну закономірність, для матеріалів підшипникового призначення найсприятливіша для оптимального поєднання високих фізико-механічних і триботехнічних властивостей [1, 9], значення яких подано в табл. 1, 2.

Випробування на тертя і зношування проводилось на високотемпературній машині тертя ВМТ-1 у парі з контртілом із сталі P18 ( $HRC_e=50-52$ ) при навантаженнях 3,0–8,5 МПа, швидкості ковзання 1,0 м/с і температурі зовнішнього нагрівання 600 °C [10].

Аналіз табл. 1 показує, що матеріали на основі відходів сталі 11P3M3Φ2 порівняно з відомою маркою антифрикційного матеріалу – залізо-графіту, легovanого 15 % Mo [9], мають набагато вищі фізико-механічні характеристики, що пов'язано з високим ступенем легovanості нових матеріалів (склади 1–3), які забезпечують утворення описаної вище складної структури.

Таблиця 1. Фізико-механічні властивості матеріалів на основі сталі 11P3M3Φ2

| № | Масовий склад, %             | $\sigma_{зг}$ , МПа | КС, Дж/м <sup>2</sup> | НВ, МПа (20 °C) |
|---|------------------------------|---------------------|-----------------------|-----------------|
| 1 | 11P3M3Φ2 + 4CaF <sub>2</sub> | 530–540             | 650–670               | 760–870         |
| 2 | 11P3M3Φ2 + 5CaF <sub>2</sub> | 520–530             | 640–660               | 770–880         |
| 3 | 11P3M3Φ2 + 7CaF <sub>2</sub> | 510–520             | 620–630               | 780–890         |
| 4 | ЖГр3М15 [9]                  | 290–410             | 80–94                 | 700–800         |

Таблиця 2. Триботехнічні властивості матеріалів на основі сталі 11P3M3Φ2

| № | Масовий склад, %             | Характеристика тертя при навантаженнях, МПа |                                |                  |                                |                  |                                |                  |                                |
|---|------------------------------|---|--------------------------------|------------------|--------------------------------|------------------|--------------------------------|------------------|--------------------------------|
|   |                              | Коефіцієнт тертя                            | Інтенсивність зношення, мкм/км | Коефіцієнт тертя | Інтенсивність зношення, мкм/км | Коефіцієнт тертя | Інтенсивність зношення, мкм/км | Коефіцієнт тертя | Інтенсивність зношення, мкм/км |
| 1 | 11P3M3Φ2 + 5CaF <sub>2</sub> | 0,18  | 34                             | 0,16             | 29                             | 0,17             | 46                             | 0,52             | 490                            |
| 2 | ЖГр3М15 [9]                  | 0,24  | 380                            | 0,29*            | 470*                           | –                | –                              | –                | –                              |

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

Для визначення діапазонів роботи матеріалів було проведено серію триботехнічних випробувань при різних режимах навантаження. Значення антифрикційних властивостей матеріалів на основі відходів сталі 11P3M3Φ2 наведено в табл. 2.

Як свідчать дані табл. 2, утворена структура матеріалів на основі відходів сталі 11P3M3Φ2 забезпечує високий рівень триботехнічних властивостей, що зберігаються в широкому діапазоні навантажень на пару тертя при температурі зовнішнього нагріву  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  в умовах агресивного середовища – повітря.

Серія триботехнічних випробувань при навантаженнях 3–9 МПа (при кожному навантаженні випробовувалось по 10 зразків) дала можливість визначити діапазон роботи матеріалів на основі відходів сталі 11P3M3Φ2 з додаванням твердого мастила CaF<sub>2</sub>, який забезпечує мінімальний коефіцієнт тертя та інтенсивність зношення і, як наслідок, тривалу та надійну роботу вузла тертя.

З аналізу даних, поданих у табл. 1, 2, стає очевидним, що нові матеріали порівняно із застосовуваними [9] нині в аналогічних умовах мають вищі як міцнісні, так і антифрикційні властивості, а також здатні працювати при вищих температурах і витримувати набагато більші граничнодопустимі навантаження.

Отже, наведені дані аналізу складних процесів структурної будови матеріалів підшипникового призначення на основі високолегованих порошків-відходів сталі 11P3M3Φ2 [10, 11] показують, що обрані режими виготовлення матеріалів формують складну гетерофазну структуру, яка надає новим антифрикційним матеріалам високий рівень експлуатаційних властивостей.

Діапазон експлуатації нового матеріалу, що забезпечує стабільну роботу пари тертя (див. табл. 2), становить 3–8 МПа при температурі  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  на повітрі при швидкості ковзання  $1\text{ м/с}$ .

## Висновки

Результати досліджень, виконаних на прикладі підшипникових композиційних матеріалів на основі відходів сталі 11P3M3Φ2 з додаванням твердого мастила CaF<sub>2</sub>, засвідчують можливість визначення особливості формування структури матеріалів на основі відходів легованих сталей із врахуванням природи наявних у металевій матриці комбінацій тих чи інших легувальних елементів і утворюваних ними фаз, що дає змогу прогнозувати природу зміцнення та антифрикційності матеріалів, а отже, і їх властивості. При цьому відкривається можливість керувати структурою матеріалів і їх властивостями в потрібному напрямку через вибір вихідних легованих порошків-відходів для створення необхідної матричної основи матеріалів та кількісними варіаціями твердого мастила.

Аналіз триботехнічних властивостей дозволив визначити раціональні режими експлуатації досліджуваних матеріалів – навантаження 3–8 МПа, швидкість ковзання  $1\text{ м/с}$ , температуру  $500\text{--}600\text{ }^{\circ}\text{C}$  на повітрі і рекомендувати їх для роботи у вузлах тертя термічного та металургійного обладнання.

Детальні дослідження утворених при роботі плівки тертя на контактних поверхнях, що будуть проведені в подальшому, дадуть інформацію про вплив хімічного складу і умов експлуатації композиту на основі легованих відходів на характер та морфологію вторинних структур, які забезпечують високі службові характеристики. Такий підхід надасть змогу прогнозувати появу тих чи інших фаз і їх комбінацій у поверхневих шарах матеріалу під час тертя, а отже, і антифрикційні властивості матеріалу в жорстких умовах роботи.

Т.А. Роик, В.В. Холявко, А.С. Луференко

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОДШИПНИКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ СТАЛИ 11P3M3Φ2. ЧАСТЬ 2. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

В процессе создания материалов с применением порошков-отходов стали 11P3M3Φ2+CaF<sub>2</sub> сформирована неравновесная макронеоднородная мелкозернистая структура, которая является твердой, достаточно пластичной металлической матрицей, состоящей из α-твердого раствора с твердыми зёрнами карбидов легирующих элементов (сорбитовидный перлит), а также распределенными в ней включениями противоздирной добавки CaF<sub>2</sub>. Описанная структура, с точки зрения общих закономерностей, для материалов подшипникового назначения наиболее благоприятна для оптимального комбинирования высоких физико-механических и триботехнических свойств.

T.A. Roik, V.V. Kholiavko, O.S. Luferenko

THE INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON THE FORMATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF COMPOSITE BEARING MATERIALS ON THE BASIS OF STEEL OFFCUTS OF 11P3M3Φ2. PART 2. PHASE COMPOSITION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF MATERIALS

Using powder-wastes of steel 11P3M3Φ2 + CaF<sub>2</sub>, we obtain the nonequilibrium macroheterogeneous fine-grained structure. It is hard and plastic enough metallic matrix consisting of α-solid solution with hard grains of alloying elements carbides (sorbite-like pearlite) as well as with the antifricition adding CaF<sub>2</sub>, distributed in it. Specifically, we show that physical, mechanical and tribotechnical properties can be combined in this structure.

1. Роик Т.А., Киричок О.П., Гавриш А.П. Композиційні матеріали для підвищених умов експлуатації. – К.: НТУУ “КПІ”, 2007. – 404 с.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1983. – 528 с.
3. Гавриш А.П., Роик Т.А. Особенности формирования структуры и свойств новых подшипниковых композиционных материалов с использованием отходов сталей Р6М5К5 // Пробл. техники. – 2002. – № 2. – С. 15–26.
4. Крагельский И.В. Некоторые задачи науки о трении // Пробл. трения и изнашивания. – 1971. – Вып. 1. – С. 11–16.
5. Гавриш А.П., Роик Т.А. Структура и свойства новых антифрикционных материалов на основе порошков-отходов инструментального производства // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Междунар. сб. науч. тр. – Донецк: ДонГТУ, 2002. – Вып. 20. – С. 75–82.
6. Гавриш А.П., Роик Т.А. Новые высокотемпературные подшипниковые материалы на основе отходов инструментальных сталей // Механіка та машинобудування. – 2003. – 2, № 1. – С. 193–198.
7. Кравець И.А. Управляемый синтез энергии. – Харьков: Изд-во ХНАУ, 2001. – 300 с.
8. Roik T.A. Perspective powder bearing materials for a work at high temperatures // Proc. of Conf. “Situation and Perspective of Research and Development in Chemical and Mechanical Industry”. Book 1: Mechanical Engineering. – Krusevac (Yugoslavia), 2001. – P. 357–363.
9. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спеченные антифрикционные материалы. – К.: Наук. думка, 1980. – 404 с.
10. Патент України № 32854А, МКИ С 22С 33/02. Порошковый подшипниковый материал на основе железа для повышенных температур / Т.А. Роик, Ю.Ф. Шевчук. – Оpubл. 15.02.01, Бюл. № 1. – 2 с.
11. Роик Т.А. Подшипниковые высокотемпературные материалы на основе металлических порошков отходов // ТЕМА. – 1999. – № 2. – С. 3–8.

Рекомендована Радою  
інженерно-фізичного факультету  
НТУУ “КПІ”

Надійшла до редакції  
12 грудня 2008 року