

УДК 621.891

М. В. КИДРАЧУК¹, М. В. ЛУЧКА², В. Я. ЛОБУРАК¹, І. А. ГУМЕНЮК¹¹Національний авіаційний університет, Україна²Інститут проблем матеріалознавства НАН України ім. І.М. Францевица

РОЛЬ ЛОКАЛІЗАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ І ДЕФОРМАЦІЙ В ПЕРЕХІДНІЙ ЗОНІ «МАТРИЦЯ – НАПОВНЮВАЧ» В КІНЕТИЦІ РУЙНУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОКРИТТІВ ПІД ЧАС ТЕРТЯ

Досліджено процеси зношування КЕП на нікелевій основі при терті без мащення залежно від закону зміни механічних властивостей в перехідній зоні, розміру карбідної фази TiC та дифузійного хромовання, виходячи з уявлень про перетворення енергії пластичної деформації в зоні контакту в енергію дислокацій в зоні тертя, що призводить до викришування твердої фази. Методами аналізу теоретичних та експериментальних результатів дослідження в рамках енергетичної моделі утворення частинок зносу в при поверхневих зонах пари тертя зроблено оцінку процесу руйнування поверхневих шарів. Встановлено наявність залежності розмірів частинок зносу від механічних властивостей матеріалу.

Ключові слова: тертя, частинки зносу, композиційне покриття, перехідна зона, дислокація, структура, зміцнення, кристалічна ґратка.

Вступ та постановка задачі дослідження. Питання поверхневого зміцнення конструкційних матеріалів займає чільне місце у загальній проблемі підвищення надійності та довговічності деталей машин, ресурс роботи яких визначається в основному їх опором до конкретного виду контактної взаємодії. Вирішення задач контактного руйнування значною мірою визначається ефективністю захисту поверхні деталі.

Дослідження зносостійкості матеріалів як експериментальним, так і теоретичним методом приводить до висновку, що руйнування є заключною фазою складного багатоетапного процесу пошкодження, що закономірно розвивається на атомарному та мезоскопічному рівнях задовго до появи зовнішньо спостережуваних проявів руйнування і є неперервним процесом збільшення внутрішньої енергії кристалічної ґратки [1]. В роботі [2] показано, що міцність шару поверхні тертя залежить від структури і, в першу чергу, зернистості фаз в зоні тертя. Такі дослідження набувають особливої цінності, коли йдеться про зносостійкість нанесених покриттів.

Водночас традиційні методи нанесення покриттів не задовольняють постійно зростаючі вимоги до них при експлуатації відповідальних вузлів тертя механізмів в умовах динамічних навантажень, температур, активного впливу корозійних середовищ і наявності абразивних потоків. Таким вимогам відповідають зносостійкі нашарування із гетерогенним складом з різкою відмінністю наповнювача і металеві основи за твердістю, здатністю до пластичної деформації і характером руйнування.

Незважаючи на велику кількість відомостей, що стосуються деформаційних процесів у поверхневих шарах тертя композиційних матеріалів, їх напружено-деформованого стану, триботехнічних і трибометричних характеристик, залежно від співвідношення фізико – механічних характеристик їх складових, на сьогодні недостатньо відомостей щодо специфічності дефектності та дискретності процесу накопичення пошкоджень на межі включення - матриця внаслідок деформаційних процесів. Оскільки інтенсивна пластична деформація при терті відбувається в тонких шарах металеві матриці, оцінку дефектності структури слід здійснювати за

точковими і лінійними дефектами (дислокаціями), які відіграють основу роль в процесах зміцнення – знеміцнення металу, масоперенесення, зношування.

Огляд публікацій та аналіз невирішених проблем. Аналіз антифрикційних властивостей композиційних матеріалів показав, що розмір включень наповнювача та його об'ємний вміст відіграють важливу роль [3; 4]. На зносостійкість гетерогенних матеріалів суттєвий вплив має напружений стан, що виникає в процесі контактування зі спряженою поверхнею [5]. В роботі [6] наведені результати розрахункового визначення напружено-деформованого стану композиційних матеріалів з однаково орієнтованими стовпчастими утвореннями. Встановлено взаємозв'язок між концентрацією напружень, співвідношенням механічних властивостей матриці і включень, щільністю розташування включень. В структурі матеріалу визначено області з підвищеним рівнем напружень як найбільш схильні до зародження процесів руйнування. В роботі [7] показано, що якісно прогнозувати напруження початку пластичних деформацій $\langle \sigma_1 \rangle$ композиційного матеріалу при терті залежно від природи, об'ємного співвідношення компонентів композиції і коефіцієнта тертя f відповідно до аналітичних досліджень напружено-деформованого стану можна проводити за формулою:

$$\langle \sigma_1 \rangle = \frac{\sqrt{2}(\sigma_T)_m}{\sqrt{A + f^2 B}}, \quad (1)$$

де $(\sigma_T)_m$ – границя текучості матеріалу матриці; f – коефіцієнт перетворення при терті нормальних зусиль у тангенціальні, який з деякими допущеннями можна вважати коефіцієнтом тертя; A, B – коефіцієнти, що залежать від механічних характеристик і об'ємного вмісту компонентів.

Відносне мінімальне значення середнього напруження поздовжнього стиснення $\langle \sigma_1 \rangle / \langle \sigma_T \rangle_m$, при якому в матеріалі починається процес пластичного деформування можна прийняти за коефіцієнт пластичного стиснення, який слугує мірою ступеня зміцнення. Показано, що при об'ємному вмісті наповнювача $\xi < 10$ % об. зміцнення не суттєве, $\langle \sigma_1 \rangle / \langle \sigma_T \rangle_m$ наближується до 1. При більш щільному розташуванні $20 < \xi < 40$ % об. має місце значне обмеження пластичної деформації. При цьому, при $f > 0,3$ збільшення об'ємного вмісту зміцнювальної фази до 40 % об. не ефективно, оскільки не впливає на середні нормальні напруження початку пластичної деформації. Крім того, внаслідок зменшення відстані між частинками (при $\xi > 40$ % об.) відбувається значне локальне зміцнення матриці, що призводить до зниження міцності через утворення тріщин на ослаблених ділянках матриці між частинками.

Існує усталена думка про те, що результат утворення перехідного шару при дифузійній взаємодії можна прогнозувати, використовуючи діаграми стану сплавів [8]. При цьому виходять із положення, що формування шару на ізотермі дифузії відбувається слідом за підвищенням концентрації дифузійного елемента в системі сплавів і що сам процес зростання шару підпорядковується законам фазових перетворень. В цьому випадку повинні виникати фази нижчого складу, потім середнього і, нарешті, – вищого (теорія атомної дифузії). Відповідно до іншої точки зору (теорія реакційної дифузії), формування дифузійного шару може починатися з утворення фази вищого або середнього складу, минаючи стадію утворення фази нижчого складу, якщо термодинамічні умови виявляться сприятливішими. В обох випадках знання фазових перетворень в металах і сплавах, що відповідають діаграмі стану досліджуваних систем, дає ключ до розуміння того,

яка з конкретних фаз може утворитися у перехідній зоні, дозволяє передбачати послідовність виникнення фаз в результаті дифузії і якісний їх склад.

Так, ізотермічна дифузія між двома простими речовинами викликає утворення однофазних шарів, що відповідають усім однофазним областям діаграми стану, які перетинаються ізотермічною прямою, що відповідає температурі дифузії. При цьому шари знаходяться у зразку в тій же послідовності, що і відповідні їм однофазні області на діаграмі стану.

Якщо в структурі перехідної зони виникає відразу кілька фаз, що результуючі властивості суміші будуть ближче всього до властивостей однієї з них, зазвичай тієї, що утворює матрицю. У міру збільшення кількості другої фази зі змінною складу сплаву його стан наближається до стану просторової однорідності, а властивості - до властивостей нової фази. Для багатьох сплавів ця залежність є майже лінійною, тоді як для деяких вона може змінюватися стрибкоподібно.

В термооброблюваних композиціях у процесі дифузійної взаємодії, коли найбільш вірогідним є вакансійний механізм переміщення атомів, при утворенні перехідної зони, в багатьох випадках відбувається поліморфне перетворення.

Прикладом може слугувати перетворення аустеніту у ферит ($\gamma \rightarrow \alpha$) при найбільш часто використовуваному й достатньо добре вивченому дифузійному насиченні різними елементами залізвуглецевих сплавів. У цьому випадку можна виділити такі дифундуючі елементи: ті, що розширюють γ - область існування γ - заліза в утвореній зоні взаємодії, - зокрема, мідь, нікель, марганець (рис. 1, а, I); ті, що замикають γ - область заліза - алюміній, хром, ванадій, титан (рис. 1, б, I); і ті, що утворюють неявно виражену γ - або $(\gamma+\alpha)$ - області - ніобій, тантал, цирконій (рис. 1 в, I). Згідно з рівноважною діаграмою стану обраної системи, розподіл у перехідній зоні дифундуючих елементів у відповідних твердих розчинах або окремих фазах постійного або змінного складу в кожному з розглянутих випадків можна представити графічно (рис. 1 а-в, II) [9].

Сучасне металознавство ще не володіє загальними законами, що пов'язують фазову рівновагу з фізичними та механічними властивостями сплавів. Тим не менш, досвід показує, що у металевих систем з подібними діаграмами стану стійко проявляється схожість в структурі й властивостях, а напрям їх зміни при цьому може бути визначено з відповідних діаграм фазових рівноваг.

Припустивши, що міцнісні властивості твердого розчину лінійно знижуються зі зменшенням концентрації дифундуючого елемента, (рис. 1, а, III) або значно перевершують властивості матеріалу матриці й наповнювача, практично не змінюючись у межах утвореної нової фази, (рис. 1, б, в, III), можна змоделювати будь-який напружено-деформований стан композиційного матеріалу, навантаженого силами тертя, в якому разом з наповнювачем в матриці існує перехідна зона з механічними властивостями, що змінюються по заданому закону (рис. 2) [9].

Для прикладу, на рис. 2, а проілюстровано вплив закону змінення механічних властивостей у перехідній зоні на напружений стан в компонентах елементарного об'єму при заданих середніх напруженнях поздовжнього зсуву $\langle \sigma_{12} \rangle$ і поздовжнього стиснення $\langle \sigma_1 \rangle$, що відповідає випадку навантаження силами тертя ковзання матеріалу із включеннями, розташованими нормально до поверхні тертя. Там же представлені залежності відносної інтенсивності напружень $\sigma_i / \langle \sigma_1 \rangle$ ($\sigma_{12} / f \langle \sigma_1 \rangle$ при $f=1$), в точці на осі x_2 від характеру зміни механічних властивостей в перехідній зоні, схематично зображеної на рис. 2, б.

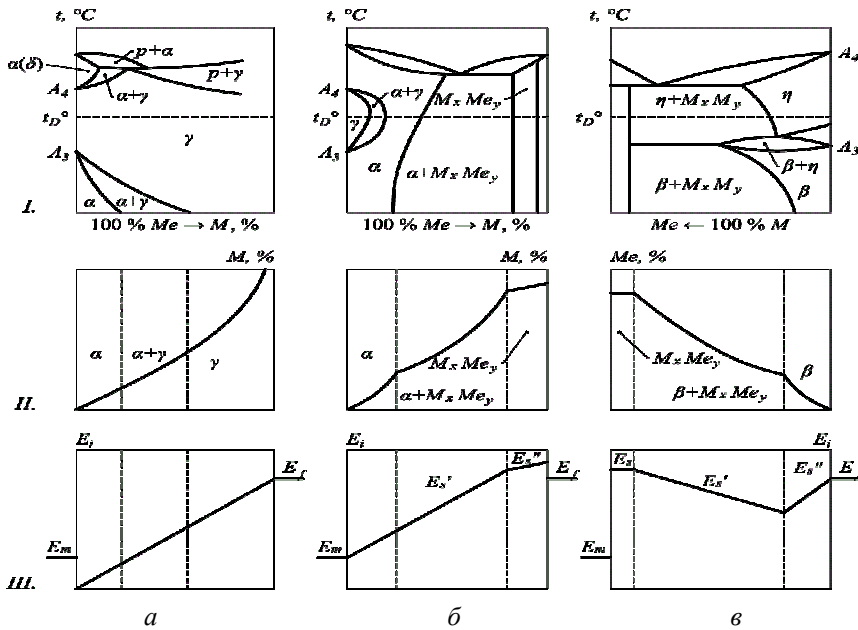


Рис. 1. Фрагменти діаграм стану метал– дифундуєчий елемент (I) з розширеною (а), закритою (+) і неявно вираженою (в) областями поліморфного перетворення при ізотермії дифузії; схематичне зображення глибини (II) і рівня механічних характеристик (III) що утвориться в перехідній зоні [9] (t^0, t^0_d – температура; A_3, A_4 – критичні точки; M, Me – дифундуєчий елемент; $\alpha, \beta, \gamma, \delta, \eta$ ($M_x Me_y$); (фазы, що формуються; E_f, E_s, E_m – модулі пружності фаз, що утворюють наповнювач f , перехідну зону s або матрицю m)

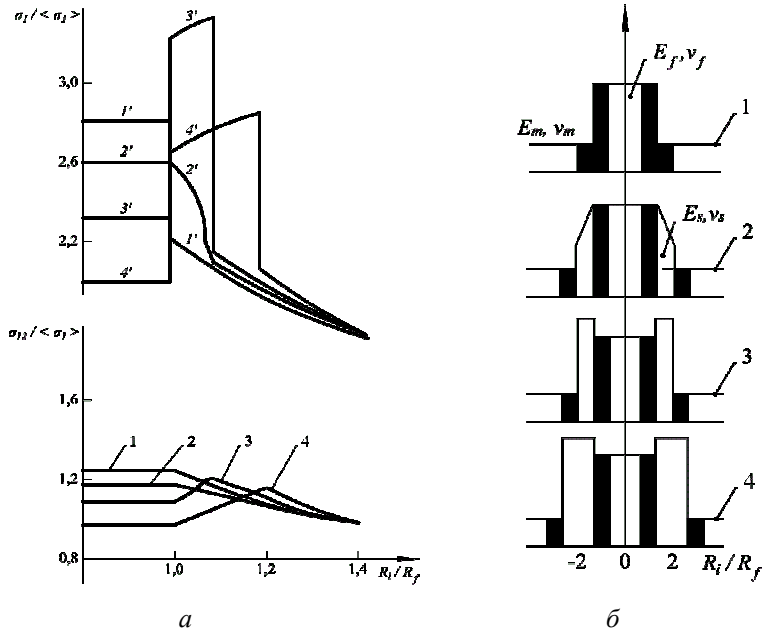


Рис. 2. Схема розподілу відносної інтенсивності напружень $\sigma_1 < \sigma_1 >$ в перехідній зоні при різній віддаленості від поверхні включення в глиб матриці (а) і залежно від характеру зміни модуля нормальної пружності в перерізі елементарного об'єму (б): 1 – перехідна зона відсутня; 2 – модуль нормальної пружності змінюється лінійно; 3 – механічні властивості змінюються стрибкоподібно; 4 – товщина стрибкоподібної зони змінюється переважно вперед; 1'–4' – те ж, при навантаженні силами тертя [9]

Номери кожної зі схем відповідають випадку при розгляді поздовжнього стиснення зі зсувом, а криві зі знаком «штрих» для порівняння ілюструють аналогічні залежності, справедливі при дії тільки середніх напружень поздовжнього зсуву $\langle \sigma_{12} \rangle$. Всі залежності побудовані в припущенні, що модуль пружності включення значно перевищує модуль пружності матриці:

$$E_f/E_m = 5 - 6 \quad (2)$$

Локальні поля напружень істотно залежать від закону зміни властивостей в перехідній зоні.

Так, якщо перехідна зона має окрему фазу, модуль пружності якої не змінюється за її товщиною й значно перевищує модуль включення, напруги в останньому істотно знижуються. Однак така знову утворена фаза стає місцем найбільшої концентрації локальних напружень у структурі, причому максимум розподілу зміщується на границю з матрицею (крива 3). У міру збільшення товщини утвореної фази рівень концентрації напруг різко знижується (крива 4).

При відсутності перехідної зони між матрицею і включенням концентрація напружень у волокні максимальна, а в матриці вони зосереджені на границі розподілу фаз (криві 1 і 1'). За наявності перехідної зони у вигляді твердого розчину одного з компонентів, що характеризується плавною (лінійною) зміною в ній міцнісних властивостей, концентрація напружень у волокні знижується і найбільш плавно переходить в матрицю, поступово зменшуючись до рівня напружень у матриці (криві 2 і 2').

Отже, локальні напруження в композиції залежно від виду навантаження силами тертя елементарного об'єму можна прогнозувати і розрахувати зважаючи на механічні властивості, вид і структуру перехідної зони, яка утворюється в результаті дифузійної взаємодії матриці і включення, що передбачено діаграмою стану. Деконцентрацію напружень на межі «матриця – включення» можна здійснити організацією перехідної зони з підвищеними фізико – механічними властивостями та порогом початку пластичної деформації, зниженням інтенсивності деформаційного зміцнення та густини дислокацій.

Методика досліджень та обговорення їх результатів. Вплив фізико – механічних властивостей матриці композиційного матеріалу та дисперсності включень на деформаційні процеси, густину дислокацій і кінетику руйнування при терті теоретично і експериментально досліджувався на композиційних електролітичних покриттях (КЕП), підданих хіміко – термічній обробці (хромуванню).

Композиційні електролітичні покриття одержували шляхом сумісного осадження із електроліту нікелю і зміцнювальної фази TiC різної дисперсності на зразки розміром $10 \times 10 \times 5$ мм. Зразки отримані у ванні РН 3–4, густині струму 10 А/дм^2 при температурі $25 \text{ }^\circ\text{C}$.

Випробування на зносостійкість в умовах тертя без мащення проводилось на установці М-22М при швидкості ковзання $0,5 \text{ м/с}$ та навантаженні 20 Н . Схема спраження – вал-площина і шлях тертя складав 1 км .

Досліджувався композит Ni-TiC з різними фракціями TiC від 5 до 100 мкм . Дифузійне хромування проводилось із суміші порошоків складу: $65\% \text{ Cr}$, $25\% \text{ Al}_2\text{O}_3$, $1,5\% \text{ NH}_4\text{Cl}$ при температурі 1100°C протягом $3\text{--}5$ год. в металевих контейнерах з плавким затвором.

На рис. 3, а наведена мікроструктура КЕП Ni-TiC з наповнювачем TiC дисперсністю 30 мкм . На фотографії видно достатньо рівномірне розташування частинок наповнювача по перерізу шліфа. А на рис. 3, б показана фотографія мікро-

структури КЕП після дифузійного хромування. Поверхневий шар покриття збіднений частинками TiC , а на глибині його карбідна фаза дещо скупчилась, але залишилась досить рівномірно розподіленою по перерізу мікрошліфа, що суттєво не змінило структуру по глибині шару, крім структури поверхні, яка зазнала легування хромом. Особливістю є те, що сформувалась дифузійна зона на межі «покриття-основа», яка і забезпечує підвищену міцність зчеплення КЕП з основою, а також підвищилися механічні властивості легованої нікелевої матриці.

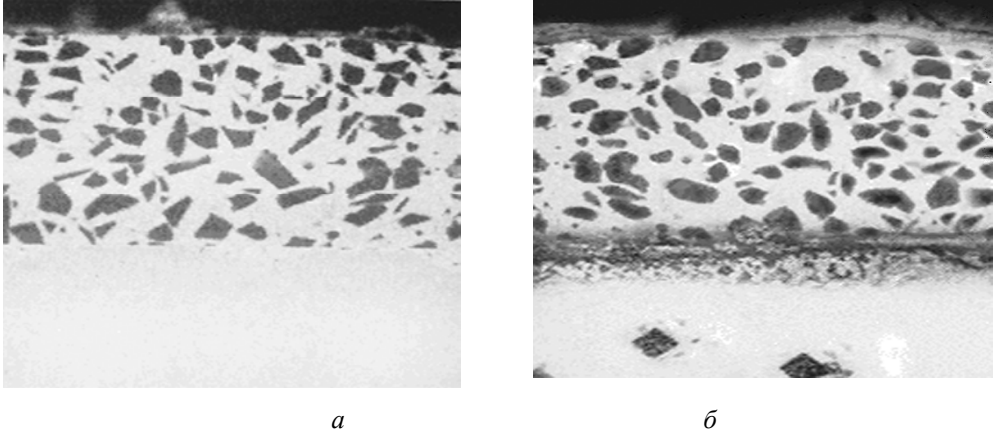


Рис. 3. Мікроструктура КЕП Ni-TiC: *a* – з наповнювачем TiC $\times 300$;
б – після дифузійного хромування $\times 300$

На рис. 4 наведена залежність зносостійкості КЕП з різною фракцією TiC , але однаковим об'ємним наповненням в осаді рівним 24 % об'ємних, а на рис. 5 – після його дифузійного хромування при $1100\text{ }^\circ C$ протягом 3-х год. Випробування проводились в режимі ковзання при різних навантаженнях та довжині шляху тертя.

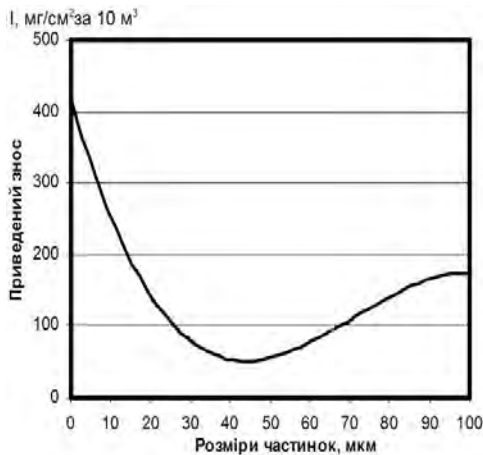


Рис. 4. Залежність зносостійкості КЕП Ni-SiC від розміру частинок SiC при навантаженні 20 Н і швидкості тертя $0,5\text{ м/с}$. Об'ємний вміст наповнювача 24% [4].

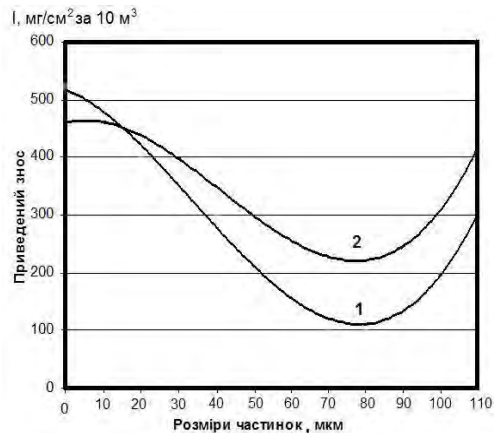


Рис. 5. Залежність зносостійкості КЕП системи Ni-TiC після дифузійного хромування при навантаженні 10 Н (1) і 20 Н (2).

Як видно з рис. 4 та на рис. 5 характерні залежності зносостійкості від величини частинок наповнювача відрізняються лише тим, що зниження зносостійкості у першому випадку починається від величини карбідного включення приблизно

50 мкм, а у другому випадку – від 70 мкм при навантаженні 20 Н і 80 мкм при навантаженні 10Н. Це пояснюється тим, що у першому випадку випробування на зносостійкість проводились на зразках, які не піддавались хіміко-термічній обробці, а у другому випадку – зразки пройшли дифузійне хромування. Отже, у першому випадку сили зчеплення частинок карбідної фази є дещо меншими, ніж сили їх зчеплення в матриці, яка пройшла дифузійне хромування, бо в обох випадках присутні сили пружності, а відповідно енергія пластичної деформації є різною.

На рис. 6 представлена схема площини тертя з розташуванням в одній із них твердої фази. Під дією сил тертя окремі частинки опиняються на вершинах мікроставів нерівностей і в матриці їх утримує енергія взаємодії, яка залежить як від природи матеріалу, так і величини частинок. Сили тертя обумовлюють пластичну деформацію, відсутність якої в зоні контакту призводить до накопичення пружних деформацій і супроводжується розсіюванням частини енергії, затраченою роботою сил тертя.

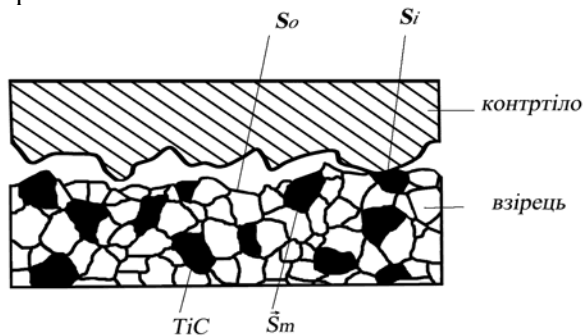


Рис. 6. Схема розташування частинок TiC у поверхневому шарі КЕП

Оскільки ці процеси є термодинамічно невірноваженими, то їх можна описати з допомогою дисипативної функції [11]:

$$T \frac{dS_i}{dt} = \bar{\Psi} = \sum \frac{dW_{duc}^i}{dt} + \bar{I}_c A_c \quad (3)$$

де T – температура системи в °К; $\frac{dS_i}{dt} = \frac{dS_i}{S_k dt}$ – швидкість зміни енергії системи;

теми; $\frac{dW^i}{dt} = \frac{dW_{duc}^i}{S_k dt}$ – швидкість розсіювання енергії; S_i – площа поверхні тимчасового контакту; $\bar{I}_c A_c$ – потужність впливу супутніх факторів.

Дисипативні функції процесів пластичної деформації та утворення вільних поверхонь взаємодії різних фаз в яких концентруються сили розсіювання енергії та зародження дефектів кристалічної структури – дислокацій, яким передують пластична деформація визначаються з ряду наступних міркувань. Дислокації накопичуються на границях фаз, що призводить до руйнування сил зв'язку між ними і, як результат – викришуванням однієї із фаз – у даному випадку йдеться про фазу TiC, яка сприяє виникненню абразивного зношування.

Для зручності введемо поняття хімічного потенціалу дислокації – робота, яка затрачається для утворення одиничної дислокації:

$$\varphi_d = \frac{\tau}{\beta}, \quad A_d = \Delta\varphi_d = \frac{\Delta\tau}{\Delta\beta} \quad (4)$$

де φ_d – хімічний потенціал дислокації; τ – напруження, що діють в металах; β – число дислокацій, яке припадає на одиницю деформованої речовини; A_d – утворення та переміщення дислокацій; $\Delta\varphi_d$ – різниця хімічних потенціалів для двох напружених станів матеріалу; $\Delta\tau$ – зміцнення матеріалу в процесі його пластичного деформування.

У свою чергу, робота пластичної деформації, яка призводить до виникнення дислокації, записується:

$$dW_{пл} = d\bar{D}A_d, \quad (5)$$

де $d\bar{D} = \frac{dD}{S_i}$ – швидкість накопичення дислокацій в системі.

Поділивши обидві частини цього рівняння на dt , отримаємо вираз для дисипативної функції пластичного деформування матеріалу:

$$\varphi_{ouc} = \frac{dW_{пл}}{dt} = \frac{d\bar{D}}{dt} A_d = \bar{I}_d A_d, \quad (6)$$

де $\bar{I}_d = \frac{d\bar{D}}{dt}$ – швидкість накопичення дислокацій, віднесеної до одиниці поверхні контакту і залежить від енергії пластичної деформації в зоні контакту.

Представляючи процес руйнування в зоні тертя як відколювання частинок на границях їх об'єму за рахунок накопичення по них дислокацій, запишемо:

$$\Sigma\sigma_i dS_i = \sigma_m d\bar{S}_m + \sigma_0 dS_0 - \sigma_d d\bar{S}_d \quad (7)$$

де σ_0 – питома поверхнева енергія в зоні контакту; dS_0 – питома площа поверхні контакту (зона пластичної деформації); σ_m – питома поверхнева енергія в процесі зміни площі контакту dS_m ; $\sigma_d d\bar{S}_d$ – питома поверхнева енергія і зміна площі поверхні дислокаційних границь.

Отже, дисипативна енергія пластично деформованих поверхонь контакту тертя з врахуванням швидкості зміни їх площі (швидкість тертя) приводить до виразу дисипативної функції:

$$\Psi_s = \frac{d\bar{S}_0}{dt} (-\Delta\sigma_0) + \frac{d\bar{S}_m}{dt} (-\Delta\sigma_m), \quad (8)$$

де $\Delta\sigma_0 = \sigma_0 - \frac{\sigma_d^0}{2}$; $\Delta\sigma_m = \sigma_m - \frac{\sigma_d^m}{2}$.

Вирази $\frac{d\bar{S}_0}{dt}$ та $\frac{d\bar{S}_m}{dt}$ є показниками швидкості зміни дисипативної енергії пластичної деформації на площах контакту в процесі тертя і залежить від багатьох факторів і в першу чергу від навантаження та швидкості процесу тертя. Це знаходить підтвердження в роботах багатьох дослідників [10], які показали, що енергія тертя трансформується в енергію дислокацій і це призводить до крихкості поверхневих шарів і сколювання окремих фаз у зоні тертя.

Вводячи у вираз дисипативної функції коефіцієнти, які характеризують фактори умов тертя (навантаження, швидкість руху, циклічність, температуру і т.п.), а також структурну будову речовини, можна ексклюзивно оцінити характер і ступінь зношування матеріалу при терті.

Виходячи з отриманих результатів, знаходяться пояснення екстремальних результатів залежності зносостійкості від розмірів частинок наповнювача в КЕП, тобто, чим більший розмір частинок наповнювача, тим швидше дисипативна енергія по границі зерна перетвориться в пружну енергію, яка веде до окрихчування – втрати сил зв'язку з матрицею і, як результат, його викришування. В подальшому ці карбідні забезпечують абразивне зношування. Підвищення зносостійкості за наявності включень карбідів з величиною зерна до певних розмірів пов'язано, очевидно, із закономірностями пропрацьовування пари тертя та незруйнованими силами зв'язку зерна з матрицею із-за недостатньої кількості пружної енергії, яка забезпечує крихке відшарування карбідного зерна.

Відомо, що внутрішня енергія системи залежить як від взаємодії атомів у кристалічній ґратці так і від дії зовнішніх сил. У роботі [11] показано, що зростання з часом внутрішньої енергії кристалу при дії зовнішніх механічних навантажень у парах тертя здійснюється за законом, близьким до лінійного. З досягненням деякого критичного значення внутрішньої енергії матеріалу (енергія активації), відбувається руйнування матеріалу. Отже, руйнування є наслідком нестійкості деякого об'єму матеріалу при досягненні критичного значення густини його внутрішньої енергії.

Розглядаючи фізично нескінченно малий об'єм твердого тіла як відкриту термодинамічну систему, що знаходиться, за усталених зовнішніх умов, у стані локальної термодинамічної рівноваги, умову руйнування матеріалу можна подати у вигляді

$$\Delta u = u_0, \quad (9)$$

де Δu та u_0 , відповідно, – зміна молярної внутрішньої енергії системи та її молярна енергія активації руйнування. Остання з цих величин є фундаментальною енергетичною характеристикою міцності матеріалу. Перша – накопичується у процесі тертя. При досягненні нею значення, рівного u_0 , відбувається руйнування матеріалу [10].

Зміна внутрішньої енергії системи описується фундаментальним рівнянням Гіббса [11]:

$$\Delta u = T\Delta S - P\Delta V + \sum_i \mu_i \Delta w_i, \quad (10)$$

де T – абсолютна температура, P – тиск, V – об'єм, S – ентропія, μ_i – хімічний потенціал i -го компонента, молярна частка якого у системі дорівнює w_i . У загальному випадку внутрішня енергія системи змінюється внаслідок комплексного впливу різноманітних термодинамічних процесів: теплових, механічних, хімічних, дифузійних, електромагнітних та ін. З урахуванням цих факторів умову руйнування матеріалу в приповерхневому шарі пари тертя можна записати [11] у вигляді:

$$TR \ln \left(\frac{t}{\tau_0} \right) + V_m 10^{-6} \left(\frac{\Delta \sigma^2}{2E} + \sigma \bar{\varepsilon} t \right) + \Delta u_n + \Delta g \geq u_0 \quad (11)$$

Перший доданок у (11) визначає приріст внутрішньої енергії одного моля речовини приповерхневого шару за рахунок збільшення ентропії, другий – вна-

слідок зростання енергії пружних і пластичних деформацій кристалічної ґратки (відповідно, перший та другий доданки виразу в дужках), третій – у результаті технологічної обробки поверхні; четвертий – через фізико-хімічні взаємодії з навколишнім середовищем. Тут R – універсальна газова стала, V_m – молярний об'єм, σ – напруження, E – модуль пружності, $\bar{\varepsilon}$ – середня швидкість непружних деформацій, t – час перебування системи у навантаженому стані, а τ_0 – період теплових коливань атомів.

Виконане у роботі [10] дослідження впливу ролі кожного доданку в лівій частині нерівності (11) показало, що основний внесок у процес руйнування матеріалу дає деформаційна частина, значення якої з часом монотонно зростає майже за лінійним законом.

Енергія пружних деформацій є функцією миттєвого значення напруження, а тому вона не накопичується з часом у матеріалі. Для її оцінки за наявності динамічних впливів типу періодичних навантажень у якості ефективного значення $\Delta\sigma$ приймається максимальне значення напруження σ_{\max} .

У процесі тертя та зношування акт руйнування локалізується в малому об'ємі матеріалу, який при досягненні критичних напружень відлущується і переноситься на поверхню контратіла у вигляді частинок переносу. Акумуляція їх на поверхні контратіла внаслідок адгезійного переносу призводить до утворення частинок зносу, які в подальшому відіграють роль абразиву, що переводить механізм тертя ковзання в слабоабразивне зношування, підвищуючи його інтенсивність. Критичні напруження визначаються умовами руйнування. Отже, утворення частинок переносу відбувається за умови виконання нерівності, подібної до (11), в об'ємі відлущуваного фрагменту.

Для оцінки розмірів частинки переносу припускають, що вона обмежена півсферою радіусу $d/2$, де d – діаметр плями контакту [12]. Тож об'єм її будемо вважати рівним $\pi d^3/12$. Якщо v – кількість молів речовини в цьому об'ємі, то умовою утворення частинки переносу є виконання нерівності

$$E_{def} \geq E_s, \quad (12)$$

де $E_{def} = \frac{\pi d^3}{12} 10^{-6} \left(\frac{\Delta\sigma_{\max}^2}{2E} + \sigma_{\max} \bar{\varepsilon} t \right)$ – енергія деформації,

а $E_s = v \left(u_0 - TR \ln \left(\frac{t}{\tau_0} \right) - \Delta u_n - \Delta g \right)$ – енергія активації руйнування (викришуван-

ня фрагменту даного об'єму). Величина останньої визначається когезійними властивостями матеріалу (перший доданок) і зміною його внутрішньої енергії за рахунок збільшення ентропії, технологічної обробки поверхні та її фізико-хімічні взаємодії з навколишнім середовищем.

Оскільки викришування частинок пов'язане з утворенням нових поверхонь, то природно припустити, що енергія активації руйнування пропорційна до величини площі поверхні частинки переносу $S = \pi d^2/2$. Коефіцієнт пропорційності визначається когезійними властивостями матеріалу в приповерхневій зоні:

$$E_s = 2\gamma \frac{\pi d^2}{2} \quad (13)$$

де γ – питома енергія когезії. Поклавши $\sigma_{\max} = E\varepsilon_{\max}$, де ε_{\max} – максимальна деформація, приходимо до висновку, що енергія деформації

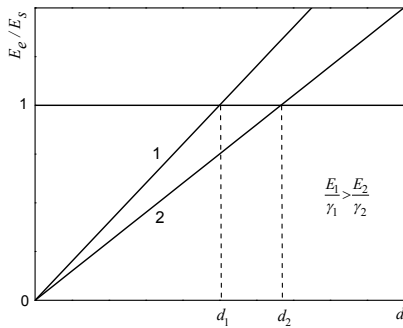


Рис. 7. Зміна розміру частинки переміщення (d) при зміні механічних властивостей матеріалу (E – модуль пружності, γ – питома енергія когезії)

$$E_{def} = \frac{\pi d^3}{12} 10^{-6} \left(\frac{\varepsilon_{max}}{2} + \bar{\varepsilon} t \right) \varepsilon_{max} E \quad (14)$$

пропорційна величині модуля пружності E .
Тоді

$$\frac{E_{def}}{E_s} \sim \frac{E}{\gamma} d \quad (15)$$

На рис. 7 показана залежність розміру частинок переміщення від механічних властивостей матеріалу. Тобто розмір частинки викришування залежить від модуля пружності речовини, а попадання її в зону тертя – від питомої енергії когезії.

Висновки. Зносостійкість композиційних електролітичних покриттів системи TiC залежить в першу чергу від локальних полів напружень, на які істотно впливає закон зміни властивостей в перехідній зоні. Дифузійне хромування формує перехідну зону у вигляді твердого розчину, зменшуючи різницю в механічних властивостях наповнювача і матриці та підвищуючи поріг плинності. Концентрація напружень у наповнювачі знижується і плавно переходить в матрицю, поступово зменшуючись до рівня напружень у матриці. При цьому знижується вірогідність процесу сколювання карбідної фази, що пов'язаний дисипативною енергією, яка є результатом пластичної деформації в зоні тертя, перетворюється в пружну і зосереджується на границях фази, що і збільшує крихке сколювання карбідного зерна.

З аналізу випливає, що умова руйнування матеріалу в процесі тертя досягається швидше для частинок переносу більших розмірів. До того ж, розмір частинок переносу менший у матеріалі з більшою твердістю (великі значення E), але більший у матеріалі з більшою міцністю (великі значення γ).

Список література

1. Ибатуллин И.Д. Кинетика усталостной повреждаемости и разрушения поверхностных слоев / И.Д. Ибатуллин. – Самара: Самарский гос. тех. ун-т, 2008. – 387 с.
2. Кіндрачук М.В. Формування зносостійких композиційних електролітичних покриттів, зміцнених наночастинками карбиду кремнію / М.В. Кіндрачук, М.В. Лучка, А.О. Корнієнко, Я.П. Загора // Металознавство та обробка металів. – 2005. – № 2. – С. 3 – 8.
3. Климанов Л.Ф. Разработка и исследование свойств композиционных материалов для опор скольжения шарошечных долот / Л.Ф. Климанов // – Дис. канд. техн. наук. – К. – 1980. – 199 с.
4. Лучка М.В. Износостойкие диффузионно - легированные композиционные покрытия [М.В. Лучка, М.В. Кіндрачук, П.И. Мельник та ін.]. - К.: Техніка, 1993. – 144с.
5. Васильченко И.П., Тихонович В.И., Ковальский А.В. К исследованию концентрации напряжений на шероховатых поверхностях поляризационно-оптическим методом / И.П. Васильченко, В.И. Тихонович, А.В. Ковальский // Докл. АН УССР. Сер. А. – 1977. – С. 896 – 899.
6. Кіндрачук М.В. Локальний характер напружено-деформованого стану композиційних матеріалів, нагруженого силами тертя / М.В. Кіндрачук, Я.В. Дусек, М.В. Лучка // Порошкова металургія. – 1994. № 9/10. – С. 56 – 61.

7. Киндрачук М.В. Эволюция структуры и свойств эвтектических покрытий при трении / М.В. Киндрачук, Ю.Я. Душек, М.В. Лучка и др. // Порошковая металлургия. – 1995. - № 5/6. – С. 104 – 110.
8. Мельник П.И. Технология диффузионных покрытий / П.И. Мельник // – Киев: Техника, 1978. – 150 с.
9. Лучка М.В. Роль строения и свойств переходной зоны «матрица-наполнитель» в напряженном состоянии композиционных материалов триботехнического назначения / М.В. Лучка, Ю.Я. Душек, М.В. Киндрачук и др. // Порошковая металлургия. – 1998. – С.86 – 93.
10. Gassner E. On the influence of fretting corrosion on the fatigue life of notched specimen of an Al – Cu – Mg 2 Alloy / E. Gassner // Fatigue Aircraft Struct. Oxford – L – N – Y – Paris, Pergamon Press, 87 – 95. –1963.
11. Федоров В.В. Кинетика повреждаемости и разрушения материалов / В.В. Федоров // – 1985. – 175 с.
12. Крагельский И.В. Основы расчетов на трение и износ / И.В. Крагельский, М.Н. Добычин, В.С. Комбалов // – М.: Машиностроение, 1977. – 526с.

Стаття надійшла до редакції 10.04.2014

M. V. KINDRACHUK, M. V. LUCHKA, V. JA. LOBURAK, I. A. GUMENIUK

THE IMPACT OF CONCENTRATION OF STRESSES AND DEFORMATIONS AT THE MATRIX-FILLER INTERFACE ON THE PROCESS OF COMPOSITE COATINGS DESTRUCTION AT FRICTION

The influence of intermediate zone of matrix-filler interface on the stressed-deformed state of composite material loaded by friction force. The problem of influence of chemical-heat treatment of matrix material on the decreasing of stresses in the transition zone was formulated. It was studied the wear process of nickel-based CEC at friction without lubrication according to the law of changes in the mechanical properties of the transition zone, the size of TiC carbide phase and diffusion chromating, based on the concepts of conversion of the energy of plastic deformation in the contact zone into dislocations energy in the zone of friction, that leads to chipping of the solid phase. The methods of analysis of theoretical and experimental research results within the energy model of wear particle formation in the presence of surface areas of friction pair made, assessment of the surface layers fracture were made. The presence of wear particles size dependence on the mechanical properties of the material was established.

Keywords: friction, wear particles, composite coatings, transition zone, dislocation, structure, strengthening the crystalline lattice.

Кіндрачук Мирослав Васильович – д-р техн. наук, професор, завідувач кафедри машинознавства, Національний авіаційний університет Kindrachuk@ukr.net.

Лучка Мирон Васильович – д-р техн. наук, старший науковий співробітник, Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України

Лобурак Володимир Ярославович – аспірант кафедри машинознавства, Національний авіаційний університет.

Гуменюк Ігор Анатолійович – пошукач кафедри машинознавства, Національний авіаційний університет.