

УДК 621.891

## ЗАЛЕЖНІСТЬ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ОСАДЖЕНОГО КОМПОЗИТНОГО ПОКРИТТЯ ВІД ДИСПЕРСНОСТІ ЙОГО НАПОВНЮВАЧА

П. І. Мельник<sup>1</sup>, М. В. Кіндрачук<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Івано-Франківський університет права імені Короля Данила Галицького;  
76018, Івано-Франківськ, вул. Коновальця, 35

<sup>2</sup>Національний авіаційний університет;  
03680, м. Київ, проспект Космонавта Комарова, 1

*Проведено дослідження процесу зношування КЕП на нікелевій основі при сухому терті ковзання в залежності від 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 веде до викришування твердої фази.*

**Ключові слова:** зношування, карбідна фаза, дисипативна енергія, дислокації, крихкість.

### 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.

Одним із напрямків вирішення триботехнічних задач є формування покриттів на деталях машин нанесенням різними методами та іншими технологіями їх зміцнення. Активно розвивається напрям створення захисних структур триботехнічного призначення – композиційні електролітичні покриття (КЕП), які одержують із суспензій, що є електролітами з додаванням визначеної кількості високодисперсного порошку твердої фази [1]. Такі покриття є доцільними в першу чергу на сталях групи X18H10T, які є достатньо корозійностійкими, але мають низьку зносостійкість, що обмежує їх застосування в техніці у якості конструкційних матеріалів. Осадження КЕП на нікелевій основі на поверхню таких сталей зберігає їх корозійну стійкість та підвищує зносостійкість, крім цього такі покриття можна суттєво зміцнювати.

Зміцнення осадженого покриття методом електролізу проводиться різними способами: дифузійне відпалювання, оплавлення, лазерна і електроіскрова обробка та інші. Хіміко-термічна обробка забезпечує отримання якісно нових дифузійнолегованих композиційних покриттів, що володіють підвищеними фізико-хімічними, механічними та експлуа-

таційними властивостями. Процес хіміко-термічної обробки попередньо нанесених електролітичних осадів допускає також цілеспрямовану зміну хімічного і фазового складу поверхневих шарів виробу в результаті реакційної дифузії, а тому викликає інтерес з точки зору ефективності підвищення їх експлуатаційних властивостей в процесі зношування деталей машин, зокрема при терті ковзання. Крім цього, дифузійне насичення КЕП забезпечує підвищену міцність значення покриття з основою, що є суттєвим при нанесенні їх на нержавіючі сталі.

Отже, доцільним є дослідити вплив хіміко-термічної обробки електролітичних осаджень на їх зносостійкість в залежності від фазового складу, вмісту твердої фази та її дисперсності.

#### Аналіз експериментальних даних

Працями багатьох дослідників показана ефективність електролітичних осаджень, механізм формування яких розроблений Р.С. Сайфулініним і проаналізований в роботі [2]. Чисельні дослідження показали, що властивість таких осаджень залежить як від складу електроліту, режиму процесу, так і подальшої їх обробки з метою ущільнення, підвищення адгезії з матрицею та структуроформування.

Так, в роботі [3] досліджено та систематизовано триботехнічні характеристики дифузійних, напилених та осаджених покриттів, а в роботі [4] досліджено композиційні електролітичні покриття (КЕП) на нікелевій основі, які містять в собі як зміцнюючу фазу карбід кремнію та завдяки структурним відмінностям надають оброблюваній поверхні необхідних властивостей. На прикладі SiC включень в осаді показано залежність зносостійкості таких КЕП від вмісту і дисперсності карбідної фази. На рис.1 наведено характер зносостійкості системи покриття Ni-SiC від вмісту наповнювача, а на рис.2 – залежність від розміру частинок SiC.

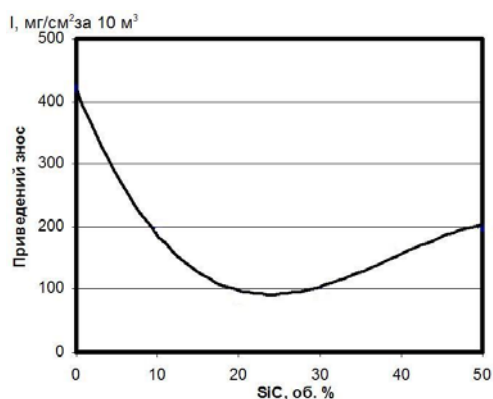


Рис.1. Залежність зносостійкості КЕП Ni-SiC від вмісту наповнювача при навантаженні 20Н і швидкості тертя 0,5м/с. Величина частинок 28/20 мкм [4]

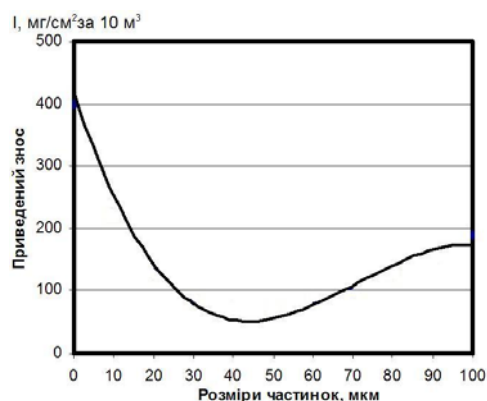


Рис.2. Залежність зносостійкості КЕП Ni-SiC від розміру частинок SiC при навантаженні 20Н і швидкості тертя 0,5м/с. Об'ємний вміст наповнювача 24% [4]

З наведених даних видно, що зносостійкість КЕП змінюється зі змінною як кількості, так і розмірів частинок наповнювача, що характеризує структуру покриття, яку можна позитивно удосконалювати шляхом додаткової хіміко-термічної обробки.

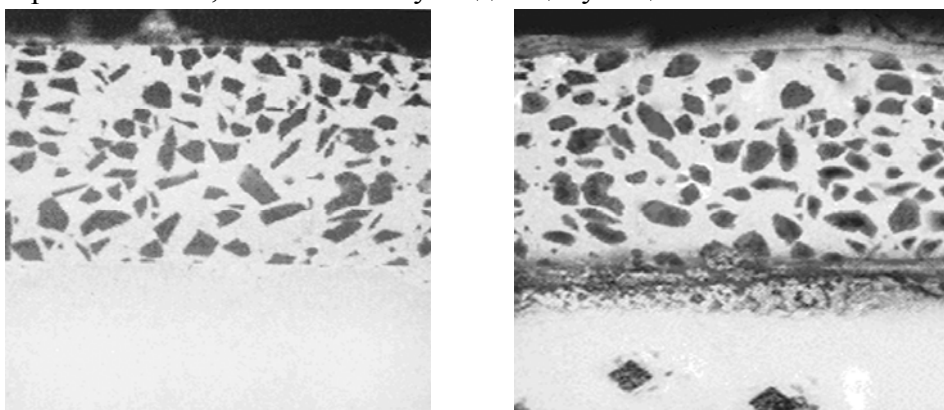
**Методика досліджень та обговорення їх результатів**

Композиційні електролітичні покриття одержували шляхом сумісного осадження із електроліту нікелю і зміцнюючої фази TiC різної дисперсності на зразки розміром 10×10×5 мм. Зразки отримані у ванні РН 3-4, густині струму 10 А/дм<sup>2</sup> при температурі 25<sup>0</sup>С.

Випробування на зносостійкість в умовах тертя без мащення проводилось на установці М-22М при швидкості ковзання 0,5 м/с та навантаженні 20 Н. Схема спряження – 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 порошків складу: 65%Cr, 25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 1,5%NH<sub>4</sub>Cl при температурі 1100<sup>0</sup>С протягом 3-5 годин в металевих контейнерах з плавким затвором.

На рис.3,а наведено мікроструктуру КЕП Ni-TiC з наповнювачем TiC дисперсністю 30 мкм. На фотографії видно достатньо рівномірне розташування частинок наповнювача по площині шліфа. А на рис.3,б показана фотографія мікроструктури КЕП після дифузійного хромування. Поверхневий шар покриття збіднений частинками TiC, а на глибині його карбідна фаза дещо коагулізувалась, але залишилась досить рівномірно розподіленою по площині мікроструктури, що суттєво не змінило структури по глибині шару, крім поверхневої, яка зазнала легування хромом. Особливістю є те, що сформувалась дифузійна зона на границі покриття-основа, яка і забезпечує підвищену міцність зчеплення КЕП.



а)

б)

Рис.3. а) Мікроструктура КЕП Ni-TiC з наповнювачем TiC × 300;  
 б) Мікроструктура КЕП після дифузійного хромування × 300

На рис.4 подано залежність зносостійкості КЕП з різною фракцією TiC, але однакоvim об'ємним наповнення в осаді рівним 25% об'ємних після його дифузійного хромування при 1100<sup>0</sup>С на протязі 3-х годин.

Випробування походились в режимі ковзання при різних навантаженнях та довжині шляху тертя.

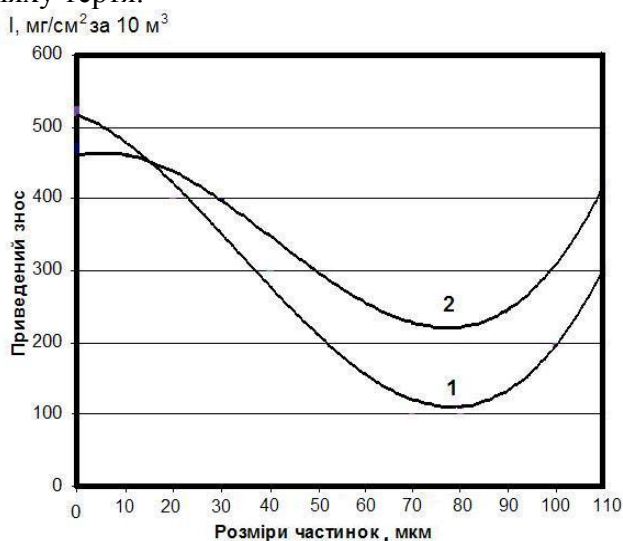


Рис.4. Залежність зносостійкості КЕП системи Ni-TiC після дифузійного хромування при навантаженні 10Н (1) і 20Н (2)

Як видно з рис.2 та 4, характер залежності зносостійкості від величини частинок наповнювача відрізняється 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 20Н 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.

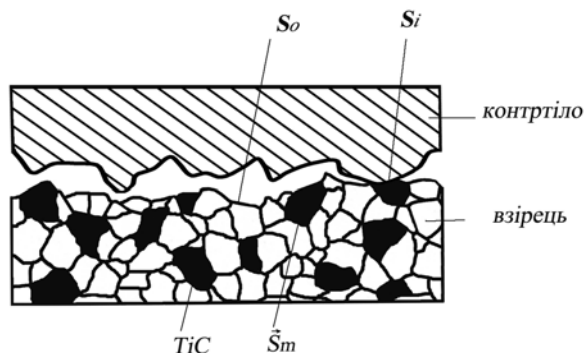


Рис.5. Схема розташування частинок TiC у поверхневому шарі КЕП

На рис.5 представлено схему площини тертя з розташуванням в одній із них твердої фази. Під дією сил тертя окремі частинки опиняються на вершині зубців нерівності 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 приводить до накопичення в ній пружних деформацій і супроводжується розсіюванням частини енергії, затраченої роботою сил тертя. Оскільки ці процеси є термодинамічно невірноваженими, то їх можна описати з допомогою дисипативної функції [5]:

$$T \frac{dS_i}{dt} = \bar{\Psi} = \sum \frac{dW_{\text{diss}}^i}{dt} + \bar{I}_c A_c,$$

де  $T$  – температура системи в  $^{\circ}\text{K}$ ;  $\frac{dS_i}{dt} = \frac{dS_i}{S_k dt}$  – швидкість зміни енергії системи;

$\frac{dW^i}{dt} = \frac{dW_{\text{diss}}^i}{S_k dt}$  – швидкість розсіювання енергії;  $S_i$  – площа

поверхні тимчасового контакту;  $\bar{I}_c A_c$  – потужність пливу попутних 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 таких міркувань. Дислокації накопичуються на границях фаз, що призводить до руйнування сил зв'язку між ними і, як результат – викришування 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:

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

де  $\varphi_d$  – хімічний потенціал дислокації;  $\tau$  – напруження, що діють в металах;  $\beta$  – 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 так:

$$dW_{\text{пл}} = d\bar{D} A_d,$$

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:

$$\Phi_{\text{ouc}} = \frac{dW_{\text{пл}}}{dt} = \frac{d\vec{D}}{dt} A_d = \vec{I}_d A_d,$$

де  $\vec{I}_d = \frac{d\vec{D}}{dt}$  – 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:

$$\Sigma \sigma_i dS_i = \sigma_m d\vec{S}_m + \sigma_0 dS_0 - \sigma_d d\vec{S}_d,$$

де  $\sigma_0$  – питома поверхнева енергія в зоні контакту;  $dS_0$  – питома площа поверхні контакту (зона пластичної деформації);  $\sigma_m$  – питома поверхнева енергія в процесі зміни площі контакту  $dS_m$ ;  $\sigma_d d\vec{S}_d$  – питома поверхнева енергія і зміна площі поверхні дислокаційних границь.

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

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

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

Вирази  $\frac{d\vec{S}_0}{dt}$  та  $\frac{d\vec{S}_m}{dt}$  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 [6,7], які довели, що енергія тертя трансформується в енергію дислокацій, що 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 у процесі тертя.

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 на

пружну енергію, яка веде до окрихчування – втрати сил зв'язку з матрицею і, як результат, його викришування. В подальшому ці карбіди 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 через недостатню кількість пружної енергії, яка забезпечує крихке відшарування карбідного зерна.

### **Висновки**

Зносостійкість композиційних електролітичних покриттів системи TiC від розміру карбідного зерна залежить, насамперед, від сил зв'язку з матрицею. Дифузійне хромовання такого покриття підвищує цей зв'язок, очевидно, за рахунок додаткової взаємодії між атомами різних компонентних систем.

Різне зменшення зносостійкості за різних навантажень починається при різних значеннях розміру зерна карбіду, що пояснюється крихким сколюванням його в площині контакту тертя. Крім цього, дифузійне насичення КЕП забезпечує його підвищену міцність зчеплення з поверхнею матриці, що є суттєвим при нанесенні їх на нержавіючі сталі.

Процес крихкого сколювання карбідної фази пов'язаний з тим, що дисипативна енергія, яка є результатом пластичної деформації в зоні тертя, перетворюється в пружну і зосереджується на границях фази, що і збільшує крихке сколювання карбідного зерна.

### *Література*

1. Износостойкие диффузионнолегированные композиционные покрытия / [М.В. Лучка, М.В.Киндрачук, П.И.Мельник та ін.]. – К.: Техніка, 1993. – 144с.
2. Сайфулин Р.С. Композиционные покрытия и материалы / Р.С. Сайфулин. – М.: Химия, 1977. – 272с.
3. Структуроутворювання та формування триботехнічних властивостей евтектичних покриттів / [М.В. Кіндрачук, Ю.А.Куницький, О.І.Дудка та ін.]. – К.: Вища школа, 1997. – 120 с.
4. Кіндрачук М.В. Експериментально-аналітичні дослідження триботехнічних характеристик покриттів матричнонаповненого типу / М.В.Кіндрачук, М.В.Лучка, А.О.Корнієнко // Проблеми трибології. – 2005. – №2. – С. 74-80.
5. Хазе Р. Термодинамика необратимых процессов / Р.Хазе. – М.: Мир, 1967. – 544 с.
6. Gassner E. On the influence of fretting corrosion on the fatigue life of notched specimen of an Al – Cu – Mg 2 Alloy. Fatigue Aircraft Struct. Oxford – L – N – Y – Paris, Pergamon Press, 87-95, 1963.
7. Warlow – Davies E.J. Fretting corrosion and fatigue strength: brief results of preliminary experiments. Proc. Inst. of Mech. Eng. 146, 32, 1941.

*Стаття надійшла до редакційної колегії 05.12.2012 р.  
Рекомендовано до друку д.х.н., професором Фреїком Д.М.,  
д.ф.-м.н., професором Ільчуком Г.А. (м. Львів)*

**THE DEPENDENCE OF THE WEAR RESISTANCE  
OF THE COMPOSITE COATING PRECIPITATED  
ON THE DISPERSION OF ITS FILLER**

**P. I. Melnik<sup>1</sup>, M. V. Kindrachuk<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Ivano-Frankivsk University of Law named after King Danylo Galician;  
76018, Ivano-Frankivsk, str. Konovalca, 35*

<sup>2</sup>*National Aviation University; 03680, Kyiv, Prospect Komarova, 1*

*Research shows that the process of wearout TCT is conducted on nickeliferous basis at the dry friction of sliding. Factory configured that depending on the size of carbidic phase of TiC and diffusive chrome-plating, coming from the understanding of transformation energy of flowage in the area of contact to energy of distributions in the area of friction which conduces to painting of hard phase.*

**Key words:** *wear, carbidic phase, dissipative energy, distributions, fragility.*