

**В. І. КОПИЛОВ**

доктор технічних наук, професор  
Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона  
Національного технічного університету України  
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»  
ORCID: 0000-0002-1789-3226

**О. А. КУЗІН**

доктор технічних наук, доцент  
Інститут матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона  
Національного технічного університету України  
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»  
ORCID: 0000-0002-8375-9789

**М. О. КУЗІН**

доктор технічних наук, професор  
Національний університет «Львівська політехніка»  
ORCID: 0000-0002-6032-4598

**І. А. СЕЛІВЕРСТОВ**

кандидат технічних наук, доцент  
Херсонський національний технічний університет  
ORCID: 0009-0009-6135-8165

**В. М. ЛАЗОРИК**

аспірант  
Херсонський національний технічний університет  
ORCID: 0000-0003-2244-6815

## ХАРАКТЕР РОЗСІЮВАННЯ ЕНЕРГІЇ ПРУЖНИХ КОЛИВАНЬ ПРИ ДОСЛІДЖЕННЯХ ВНУТРІШНЬОГО ТЕРТЯ ПЛАЗМОВИХ БАГАТОФАЗОВИХ ПОКРИТТІВ В ЗАЛЕЖНОСТІ ВІД ЇХНЬОЇ МІКРОСТРУКТУРИ

Досліджено загасання пружних коливань в матеріалах з покриттями складної мікроструктури з наноскладовими у вигляді аеросилів. Для досліджень в якості основи були обрані прості і високолеговані сталі, а також армко-залізо, а для покриттів використовувалися одно- і багатокомпонентні порошки. Досліджувалися також покриття у вигляді композиційних систем на основі нанопорошків діоксиду кремнію  $\text{SiO}_2$  (аеросил), алюмоаеросилу та титанаеросилу ( $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2\cdot\text{SiO}_2$ ), позначені, як  $\text{AlaL}$  і  $\text{TiaL}$ , відповідно. Ці високодисперсні оксиди (наноматеріали) отримані методом пірогенного синтезу. Також була задіяна суміш, яка містила порошки  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та  $\text{SiO}_2$ , компоненти яких були плаковані іонно-плазмовим способом мікрочастинками титану  $\text{Ti}$  та алюмінію  $\text{Al}$  – ( $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ ), ( $\text{SiO}_2/\text{Al}$ ).

Аналіз властивостей системи покриття-основа проводиться на основі розрахунку параметрів дислокаційної структури, оцінки амплітудних залежностей внутрішнього тертя (АЗВТ), що дає можливість визначення механізмів впливу покриття на процеси руйнування та деформування і умови впливу покриттів на процеси зміцнення або розміцнення основного матеріалу. Визначено мікроструктурні параметри – амплітуда мікропластичної деформації ( $\gamma''_{\text{кр}}$ ), параметри дислокаційної структури покриття та поверхневих шарів основи ( $c_1$ ,  $c_2$ ), що дозволяють оцінити роль покриття у процесах руйнування КМ. Збільшення здатності матеріалів до розсіювання запасеної пружної енергії після нанесення плазмових покриттів відбувається переважно для матеріалів з тими покриттями, структура яких має велику протяжність міжфазних границь. Це показано на прикладі багатокомпонентних покриттів, що містять наноскладові у вигляді нанопорошків. Нанесення покриття вносить принципіальні зміни в дефектну структуру як в поверхневих шарах матеріалу, прилеглих до зони контакту, так і глибинних шарів в об'ємі основного матеріалу.

**Ключові слова:** плазмове напilenня, багатофазне покриття, внутрішнє тертя, розсіювання енергії, демпфування, наноскладові, аеросили.

V. I. KOPYLOV

Doctor of Technical Sciences, Professor  
E. O. Paton Institute of Materials Science and Welding  
of the National Technical University of Ukraine  
“Ihor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”  
ORCID: 0000-0002-1789-3226

O. A. KUZIN

Doctor of Technical Sciences, Associate Professor  
E. O. Paton Institute of Materials Science and Welding  
of the National Technical University of Ukraine  
“Ihor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”  
ORCID: 0000-0002-8375-9789

M. O. KUZIN

Doctor of Technical Sciences, Professor  
Lviv Polytechnic National University  
ORCID: 0000-0002-6032-4598

I. A. SELIVERSTOV

Ph.D., Associate Professor  
Kherson National Technical University  
ORCID: 0009-0009-6135-8165

V. M. LAZORYK

Postgraduate Student  
Kherson National Technical University  
ORCID: 0000-0003-2244-6815

## THE CHARACTER OF ENERGY DISSIPATION OF ELASTIC OSCILLATIONS DURING INTERNAL FRICTION STUDIES OF PLASMA MULTIPHASE COATINGS DEPENDING ON THEIR MICROSTRUCTURE

*Damping of elastic vibrations in materials with coatings of a complex microstructure with nanocomponents in the form of aerosols was studied. Simple and highly alloyed steels, as well as armco-iron, were chosen as the basis for research, and single- and multi-component powders were used for coatings. Coatings in the form of composite systems based on nanopowders of silicon dioxide  $\text{SiO}_2$  (aerosil), aluminum aerosil and titanaerosil ( $\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2\cdot\text{SiO}_2$ ), designated as AlaL and TiaL, respectively, were also studied. These highly dispersed oxides (nanomaterials) were obtained by pyrogenic synthesis. A mixture containing  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and  $\text{SiO}_2$  powders was also used, the components of which were plated by the ion-plasma method with microparticles of titanium Ti and aluminum Al – ( $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ ), ( $\text{SiO}_2/\text{Al}$ ).*

*The analysis of the properties of the coating-base system is carried out on the basis of the calculation of the dislocation structure parameters, the estimation of the amplitude dependence of the internal friction (ADIF), which makes it possible to determine the mechanisms of the effect of the coating on the processes of destruction and deformation and the conditions of the effect of the coatings on the processes of strengthening or strengthening of the base material. Microstructural parameters were determined – the amplitude of microplastic deformation ( $\gamma''kr$ ), the parameters of the dislocation structure of the coating and the surface layers of the base ( $c1$ ,  $c2$ ), which allow us to assess the role of the coating in the processes of CM destruction. The increase in the ability of materials to dissipate the stored elastic energy after the application of plasma coatings occurs mainly for materials with those coatings, the structure of which has a large length of interphase boundaries. This is shown on the example of multicomponent coatings containing nanocomponents in the form of nanopowders. The application of the coating introduces fundamental changes to the defective structure both in the surface layers of the material adjacent to the contact zone and in the deep layers in the volume of the main material.*

**Key words:** plasma sputtering, multiphase coating, internal friction, energy dissipation, damping, nanocomponents, aeroforces.

### Аналіз останніх досліджень і публікацій

На даний час накопичений досвід по створенню шляхом плазмового напилення композиційних покриттів, що формуються із складних сумішей оксидів, металів, сплавів, кераміки, і які містять, у тому числі, нанопорошки. Подальше напилення подібної порошкової суміші приводить до утворення структур покриттів з нанорозмірними складовими (100 нм), певним чином розподілених по об'єму, що забезпечує отримання абсолютно нових властивостей композицій [1-3].

Структура та склад такого багатофазового плазмового покриття впливають не тільки на макровластивості (механічні характеристики) системи «основа – покриття», але і на її мікровластивості, що визначається тонкою структурою. Внаслідок фізико-хімічних процесів формується покриття, що є багатошаровою і багатокомпонентною композицією у вигляді хаотично розподілених і пов'язаних між собою розплющених частинок дископодібної форми з певними когезійно-адгезійними зв'язками [4-6].

Зміна енергетичного стану поверхні при формуванні покриттів або по всій зоні, або в окремих локальних ділянках контакту основи з покриттям, що характеризується певним атомарно-структурним станом і пружними постійними, пов'язується з перерозподілом полів напружень в міжфазній зоні за рахунок зміщення різнорідних атомів при їх взаємодії та рухом певної групи дислокацій, що яка залежить від ефективності впливу покриття на основу, у тому числі і від суцільності контакту, сили зв'язків між атомами покриття та матриці, тобто фактичної (фізичної) площі контакту [7].

З фізико-механічними випробуваннями (на розтяг або вигин) зразків з покриттями пов'язані дослідження розсіювання енергії пружних коливань. У цьому випадку використовуються дані щодо внутрішнього тертя ( $Q^{-1}$ ), або декременту коливань ( $\delta$ ) [8].

Ці зміни супроводжуються протіканням мікропроцесів, які можна поставити у відповідність макровластивостям. Дослідження внутрішнього тертя (ВТ) дозволяють оцінити рівень розсіювання енергії пружних коливань і тим самим визначити схильність основного матеріалу до пластифікації або крихкості, тобто оцінити процеси деформації і руйнування. Розсіювання (затухання) енергії пружних коливань, або іншими словами внутрішнє тертя описується величинами [8-11]:

$$Q^{-1} = \Delta W / 2\pi W = \psi / 2\pi = \delta / \pi, \quad (1)$$

де  $\Delta W$  – енергія, що розсіюється за один період у всьому об'ємі зразка;  $W$  – енергія коливань усього зразка, що відповідає амплітудним значенням напруження і деформації;  $\psi = \Delta W / W$  – коефіцієнт поглинання.

Коефіцієнт внутрішнього тертя розраховується за формулою

$$Q^{-1} = \frac{1}{2\pi n} \ln\left(\frac{A_0}{A_n}\right) \text{ або } \delta = \ln \frac{\varepsilon_n}{\varepsilon_{n+1}} \quad (2)$$

де  $A_0$  і  $A_n$  – амплітуди коливань на нульовому періоді і через  $n$  періодів;  $\varepsilon_{n,n+1}$  – амплітуди деформації.

Простим і зручним із всіх інфразвукових способів вимірювання ВТ і отримати спектр поглинання пружної енергії для даного матеріалу є метод крутильного маятника. Метод крутильних коливань має багато переваг, але є недоліки, наприклад, основними недоліками є – неоднорідність деформації в зразку та наявність постійно діючого розтягуючого навантаження, що необхідно враховувати при обробці даних.

#### Формулювання мети дослідження

Аналіз впливу структурних особливостей сформованих плазмових багатофазових покриттів на поглинання (релаксацію) енергії пружних коливань (ВТ) у системі «основа – покриття», що містять ультрадисперсні включення у вигляді нанопорошків і інших наноскладових.

Дані питання мають науковий інтерес з погляду зіставлення параметрів внутрішнього тертя (мікровластивості) з фізико-механічними характеристиками (макровластивості) КМ – міцністю, мікротвердістю, пластичністю, тріщиностійкістю композиційного матеріалу [1, 2, 6, 11].

#### Викладення основного матеріалу дослідження

Для досліджень в якості основи були обрані прості і високолеговані сталі, а також армо-залізо, а для покриттів використовувалися одно- і багатокомпонентні порошки [1, 11, 12]. Досліджувалися також покриття у вигляді композиційних систем на основі нанопорошків діоксиду кремнію  $\text{SiO}_2$  (аеросил), алюмоаеросилу та титанаеросилу ( $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2 \cdot \text{SiO}_2$ ), позначені, як  $\text{AlaL}$  і  $\text{TiaL}$ , відповідно [1, 2, 5]. Ці високодисперсні оксиди (наноматеріали) отримані методом пірогенного синтезу. Також була задіяна суміш, яка містила порошки  $\text{Al}_2\text{O}_3$  та  $\text{SiO}_2$ , компоненти яких були плаковані іонно-плазмовим способом мікрочастинками титану  $\text{Ti}$  та алюмінію  $\text{Al}$  – ( $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}$ ), ( $\text{SiO}_2/\text{Al}$ ) [13-15].

Ці наноскладові, які містяться у порошковій суміші, можна розглядати як дисперсні включення. В цьому випадку елементами структури матеріалу з дисперсними включеннями та параметрами їх просторового розподілу, згідно з підходами Гензамера – Мовчана, виступають – середній розмір зерна  $D$ , середній діаметр сферичних частинок  $d$  та об'ємна частка частинок другої фази  $f$ , середня вільна відстань між частинками дисперсної фази  $\Lambda$ , середня відстань між найближчими частинками цієї фази  $\lambda$ . Відстань між частинками визначаються за допомогою співвідношень [16]:

$$\Lambda = \lambda \left( \frac{2}{3f} \right)^{1/2}, \quad \lambda = \left( \frac{2}{3f} \right)^{1/2} d(1-f) \quad (3)$$

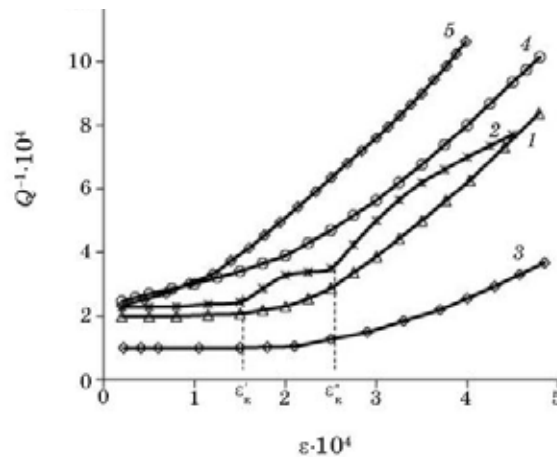
Залежність механічних показників полікристалічного композиційного матеріалу (КМ) описується видозміненим співвідношенням Холла – Петча:

$$\sigma_T = \sigma_0 + m\Delta_c^{-1/2}, \tag{4}$$

де  $\sigma_0, m$  – постійні величини даного матеріалу матриці.

Розмір параметра структури ( $\Delta_c$ ) у виразі (4) відповідає значенням  $D \approx \Lambda \approx \lambda$  (рів. 3) у ступені (-1/2). Крім того, цей параметр включає модуль зсуву  $G$  і вектор Бюргерса  $b$  матриці з розміром зерна  $D$ , а також залежить від величини дислокаційної структури  $L$ , а для покриттів від товщини  $h$ .

Аналіз дислокаційної структури КМ, яка описується розмірно-структурними умовами (3), проводиться за результатами вимірювань декременту коливань  $\delta$  (внутрішнього тертя  $Q^{-1}$ ). Для оцінки параметрів дислокаційної структури широко використовують метод амплітудної залежності внутрішнього тертя (АЗВТ) [1, 8, 10]. Результати вимірювань коефіцієнта згасання енергії залежно від амплітуди коливань приведені на рис. 1, на якому представлені дані, що характеризують вплив різної технології нанесення покриттів на зміну динаміки дислокацій – зміна початкового рівня напруж дислокацій ( $\epsilon''_{кр}$ ). Зменшення цієї амплітуди при напиленні покриття свідчить про більш ранню мікропластичну деформацію, і, навпаки.



**Рис. 1.** Амплітудні залежності внутрішнього тертя для зразків з армко-заліза після відпалу (1); після деформації (2); із покриттям на основі NiAl (3); на основі системи NiAl + (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>) (4); NiAl+(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Ti) (5); TiO<sub>2</sub>+(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>)/Al (6); 5, 6 – плакований порошок Ti та Al

Мікроструктура та специфічний склад сформованого в процесі плазмового напилення покриття, велика кількість точкових та лінійних дефектів фіксується на кривих ВТ. Введення дисперсних частинок у матеріал при напиленні призводить до зміни дислокаційної структури усього об’єму композиції. Кількісна оцінка впливу покриттів здійснена за значеннями параметрів дислокаційної структури, обчислених з кривих АЗВТ (рис. 2, 3), згідно з моделлю Гранатто-Люкке [1, 8, 11]. Відповідно до теорії, загасання визначається залежно від амплітуди наступним чином:

$$\delta_H = c_1/\gamma_0 \exp(-c_2/\gamma_0) \tag{5}$$

де  $\gamma_0$  – амплітуда деформації;  $c_1$  і  $c_2$  – величини, що характеризують щільність дислокацій та концентрацію домішкових атомів у зонах Котрелла.

Характеристики АЗВТ прямо пов’язані з параметрами дислокаційної сітки  $L_N$ , дислокаційних сегментів  $L_C$  і щільністю дислокацій  $\rho$ . Аналіз дислокаційної структури проводиться шляхом перебудови залежності декременту коливань  $\delta$  від відносної деформації кручення (рис. 2, 3) в координати  $\ln(\delta\gamma) = f(1/\gamma)$ . Залежність  $\ln(\delta\gamma)$  від  $1/\gamma$  виражається у вигляді прямої (рис. 2):

$$\ln(\delta\gamma) = \ln\left(\frac{A\rho L_N^3}{L_c^2}\right) - \frac{1}{\gamma} k\eta a / L_c, \tag{6}$$

нахил якої

$$c_2 = k\eta a / L_c \tag{7}$$

де  $A$  – постійна;  $\rho$  – щільність дислокацій;  $L_N$  – середня довжина відрізків дислокаційних ліній;  $L_C$  – середня довжина сегментів дислокаційних ліній;  $\eta$  – різниця атомних радіусів металу-розчинника та домішки;  $a$  – параметр решітки.

Нахил  $c_2$  прямої залежності  $\ln(\delta\gamma) = f(1/\gamma)$  є мірою концентрації атомів, що закріплюють дислокації.

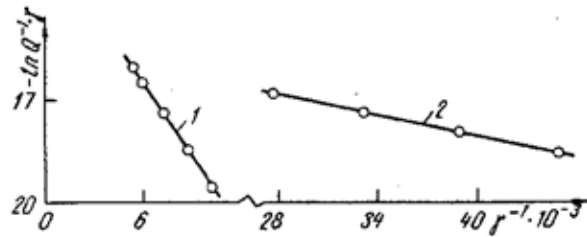


Рис. 2. АЗВТ зразків чистого заліза (1) та з плазмовим покриттям (AlNi)

Величини  $c_1$ , що відсікаються в координатах Гранато і Люкке на осі ординат, є мірою щільності дислокацій у матеріалі, в якому загасання коливань відбувається відповідно до теорії Гранато і Люкке:

$$c_1 = \frac{A\rho L_N^3}{\gamma' L_c^2} \tag{8}$$

Відповідно до теорії ВТ у твердих тілах існують дві критичні амплітуди деформації:  $\gamma'_{кр}$  – характеризує початок амплітудної залежності декременту згасання (описує пружні властивості);  $\gamma''_{кр}$  – характеризує початок мікропластичної деформації. Критична амплітуда відриву  $\gamma'_{кр}$  також залежить від ступеня закріплення дислокацій атомами – домішками:

$$\gamma'_{кр} = \frac{Q \cdot c}{E \cdot b^3} \tag{9}$$

де  $Q$  – енергія зв'язку блокуючого атома з дислокацією;  $c$  – концентрація домішкових атомів у сфері дислокації;  $E$  – модуль пружності;  $b$  – Вектор Бюргерса.

Виходячи з відомих фактів, можна констатувати, що при амплітудах вище критичних  $\gamma'_{кр}$  та  $\gamma''_{кр}$ , згасання обумовлюють різні джерела внутрішнього розсіювання енергії, однак один з них відіграє першорядну роль. Амплітуда деформації  $\gamma''_{кр}$ , що відповідає зростанню фону внутрішнього тертя, вказує на появу внутрішнього розсіювання енергії за рахунок мікропластичної локальної деформації у структурних складових плазмового покриття.

Визначені мікроструктурні параметри, такі як амплітуда мікропластичної деформації ( $\gamma''_{кр}$ ), параметри дислокаційної структури покриття та поверхневих шарів основи ( $c_1, c_2$ ) дозволяють оцінити роль покриття у процесах руйнування КМ. Важливим є встановлений факт, що нанесення покриттів вносить принципові відмінності у характер змін поглинання енергії пружних коливань по перерізу композиційного матеріалу. Вплив покриттів на основний матеріал оцінюється за показниками загального рівня (фону ВТ), по куту нахилу кривих залежно від  $Q^{-1} = f(\gamma)$ . Нанесення покриттів супроводжується зміною критичної амплітуди  $\gamma''_{кр}$ , що характеризує початок мікропластичної деформації, що обумовлено зміною загальної густини дислокацій, як в основі, так і в шарах самого покриття. Знаючи величину  $\gamma''_{кр}$ , визначаємо довжину дислокаційного відрізка  $L_N$ :

$$L_N = \frac{b}{\gamma''_{кр}} = \frac{bG}{\tau_{кр2}} \tag{12}$$

Разом з тим, нанесення покриттів призводить до зміни дислокаційної, тобто. тонкої структури, як поверхневих шарів, прилеглих до зони контакту, і глибинних областях основного матеріалу [1].

Із розрахунково-експериментального аналізу результатів, представлених на рис. 1–3 витікає наступне. Вплив покриття не однозначний, атомна будова, пористість (щільність), фазовий склад мають конкуруючий вплив на дислокаційну структуру приповерхневих шарів. На величину критичної амплітуди  $\gamma''_{кр}$  впливають стан структури металу та перешкоди для генерування джерел дислокацій у вигляді дисперсних частинок. Внутрішнє розсіювання енергії обумовлено мікропластичною деформацією в локальних об'ємах найслабшої складової структури композиційного матеріалу. При амплітудах напруг, вище критичної  $\gamma''_{кр}$ , рухливість дислокацій велика, у результаті виникає локальна деформація всередині окремих зерен і декремент коливань зростає. Однак, при подальшому підвищенні рівня напруги вільні дислокації зустрічають перешкоди у вигляді границь зерен, спостерігається їхнє скупчення, зменшується рухливість внаслідок утворення поля напруги, декремент коливань зменшується, на АЗВТ формується максимум (рис. 1). Роль границь блоків і зерен в утворенні максимуму згасання на амплітудній залежності можлива за умови, що внутрішньо-зеренна структура має максимальну пластичність, а межі зерен зміцнені. При підвищенні рівня напруг, що прикладаються, новому зростанню декременту будуть відповідати деформації вже в макрооб'ємах, що захоплюють кілька сусідніх зерен. Функціональні властивості покриттів, що утворюються в процесі наплення і подальшої термообробки, залежатимуть не лише від структури, що

сформувалася, фазового і хімічного складу даного покриття, але також і від стану контактної зони, її міжфазної міцності, тобто адгезійних властивостей системи матриця – покриття.

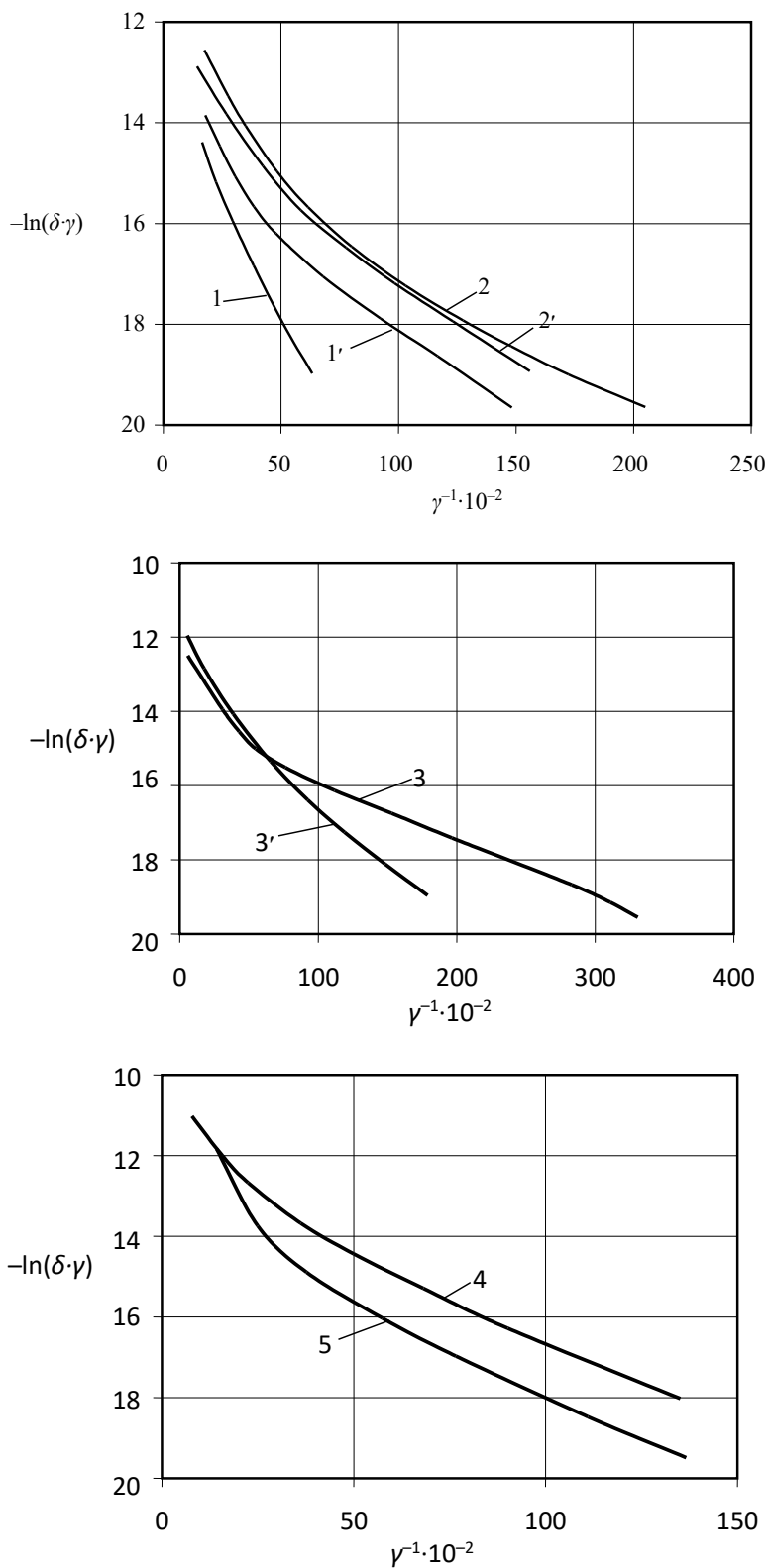
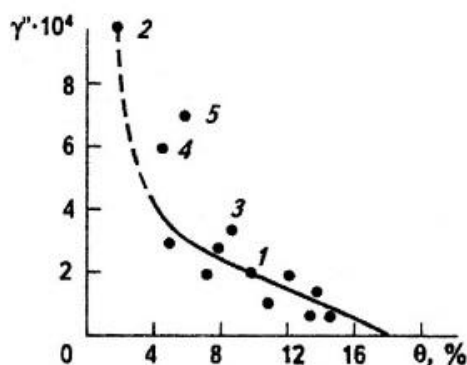


Рис. 3. Амплітудні залежності внутрішнього тертя системи «основа – покриття», що перебудовані у координати  $\ln(\delta \cdot \gamma) = f(1/\gamma)$ , згідно експериментальним даним, представленим на рис. 1

Створення оптимальних композицій можна реалізувати за умови встановлення взаємозв'язку між відповідними параметрами, що забезпечують формування певної макро- та мікроструктури, високий або підвищений рівень когезійної міцності багатофазного покриття, а також необхідну адгезію його до поверхні основного матеріалу. Фізико-хімічні процеси, що протікають безпосередньо при ударі частинок об поверхню, обумовлюють формування певної площі контакту і відповідний цій площі рівень міцності зчеплення [7, 17]. Відомо, що присутність на поверхні окремих дефектів, домішок, сторонніх атомів і фаз, не кажучи про суцільні покриття, навіть дуже тонкі, призводить до зміни властивостей матеріалів, так як змінюється напружений стан поверхневих шарів в результаті взаємодія адсорбованих елементів покриття і атомів матриці.

Вплив покриття, можна розглядати з точки зору його дефектності, пористості (щільності), оскільки в таких покриттях підвищена ймовірність зародження тріщин при дії зовнішніх напружень, залишкові напружки сприяють розтріскуванню і відшаруванню покриттів. В таких умовах мікроструктура, фазовий склад, атомна будова, з одного боку, а дефектність, пористість, з іншого боку, надають конкуруючий вплив на дислокаційну структуру у приповерхневих шарів, і тому вплив покриття не однозначний. Структура будь-якого напilenого покриття характеризується певним ступенем пористості, яка також є одним з основних параметрів, що активно впливають на ефективність взаємодії поверхневих шарів основного матеріалу та елементів покриття. Використовуючи теоретичні (або експериментальні) залежності фізичної площі контакту від технологічних параметрів напilenня, а також маючи експериментальні дані, що зв'язують пористість  $\theta$ , критичну деформацію  $\gamma''_{кр}$ , можна знайти функціональну залежність між цими параметрами.

На рис. 4 представлені експериментальні залежності межі критичної деформації від величини пористості покриття (на прикладі Mo), яке отримано шляхом використання різних технологічних прийомів і параметрів.



**Рис. 4.** Залежність критичної деформації  $\gamma''$  від пористості  $\theta$  і різних технологічних прийомів напilenих молибденових покриттів у широкому діапазоні швидкостей та дисперсності частинок (цифри відповідають додатковому режиму напilenня та обробки): 1 – попередня груба обробка поверхні основи; 2 – напilenня у динамічному вакуумі; 3 – напilenня у захисному соплі; 4 – (зразки з покриттям відпал) при 1100 ° C протягом 2 год; 5 – напilenня у рідку фазу

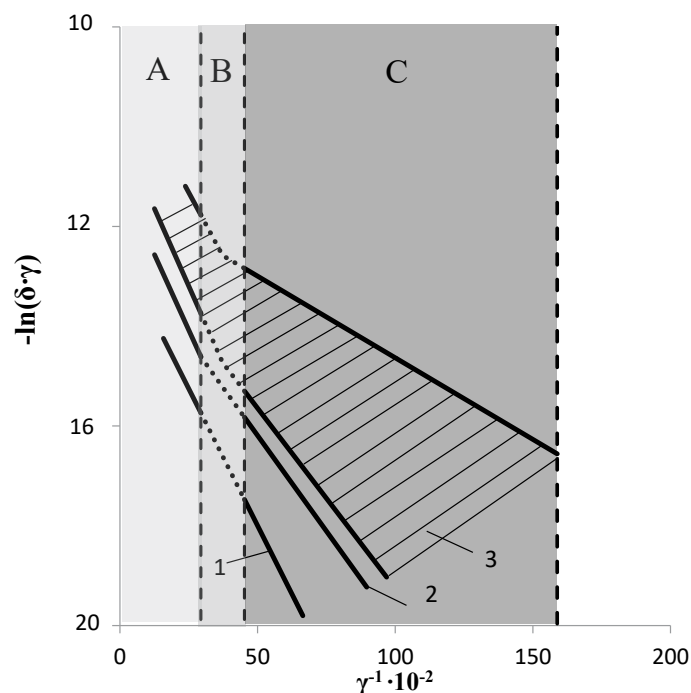
За результатами апробації розглянутої вище концепції, згідно з рис. 4, запропонований критерій на прикладі низки композицій, для яких притаманні підвищені значення цього критерію –  $\gamma'' \sqrt{1-\theta}$ . Запропоновані підходи з використанням критерію  $\gamma'' \sqrt{1-\theta}$  визначають взаємозв'язок і співвідношення між різними групами факторів, які діють на різних етапах плазмового напilenня, починаючи від введення матеріалів у плазмовий потік до формування покриття [1]. Вони є вихідними, базовими для подальшого оптимального вибору конкретних технологій отримання покриттів з підвищеною міцністю і відповідною структурою.

На рис. 5 в узагальненому вигляді для розглянутих вище, а також для широкого кола інших покриттів наведено результати вимірювання ВТ композиційних матеріалів. Представлені для КМ залежності, характеризуються двома лінійними ділянками, розташованими паралельно (зона А) і лініями з різними кутами нахилу (зона С), на відміну від відпаленого заліза без покриттів (кр. 1).

На цих лініях спостерігається злам, який ділить їх на дві ділянки, що відносяться до інтервалів, що охоплюють високі та низькі амплітуди деформації, при цьому обробка даних можлива окремо для кожної ділянки.

Дослідження АЗВТ зразків із плазмовими покриттями та аналіз змін приповерхневої дислокаційної структури матриці в результаті напilenня дозволяють підійти диференційовано до ролі безпосередньо поверхневих та глибоких шарів. Якщо зразки без покриттів піддати поверхневій деформації, цим штучно змінити

дислокаційну структуру приповерхневих шарів, то крива залежності внутрішнього тертя (кр. 2) розбивається на дві ділянки. При цьому, як впливає з результатів обробки даних ВТ, довжина сегментації, що визначається нахилом кривої на першій ділянці, залишається незмінною і характеризує глибинні шари (зона А). Для цієї зони (зона А) кут нахилу кривих в області великих значень межі критичної деформації  $\gamma''_{кр}$  практично той самий для всіх досліджуваних матеріалів. Поява другої ділянки (зона С) відповідає зміні довжини дислокаційних сегментів у приповерхневих шарах, яка збільшується у кілька разів. Цей факт характерний як для зразків поверхнево-деформованих (кр. 2), так і з покриттями (кр. 3). Найбільша відмінність ВТ залежно від складу різних покриттів спостерігається в ділянці малих значень деформацій  $\gamma''_{кр}$  (зона С). Зона (В) є перехідною ділянкою, в якій для кожного покриття є своя критична деформація, пов'язана з різними умовами (сприятливими або несприятливими) для генерування джерел дислокацій, однак один механізм дисипації енергії не може повністю замінити іншу.



**Рис. 5.** Залежність енергії згасання від амплітуди деформації для зразків із заліза: 1 – без покриттів відпаленого; 2 – поверхнево – деформованого; 3 – із покриттями, різними за складом. А – зона, яка відповідає глибинним шарам матеріалу; В – перехідна зона, відповідає міжфазній зоні основа-покриття; С – зона, відповідальна за поверхневі шари матеріалу

У таблиці представлені експериментальні та розрахункові параметри структури для низки досліджуваних покриттів. Нанесення простих покриттів призводить до зменшення межі критичної мікроскопічної деформації  $\gamma''_{кр}$ . У той самий час наявність дисперсних фаз у вигляді нанокластових (12–16) призводить до протилежного результату.

Плазмові покриття, як показали дослідження, незалежно від складу не надають помітного впливу на  $L_c$  у глибинних шарах, проте змінюють дислокаційну структуру приповерхневих шарів, що обумовлено відмінністю в рівні напруги, що виникають на межі розділу основа-покриття. Наявність дисперсних частинок у матриці металу викликає помітну зміну розміру дислокаційної лінії  $L_N$ . Додаткова термодифузійна обробка призводить переважно до зменшення елементів дислокаційної лінії  $L_c$  та  $L_N$ .

Дисперсні частинки в матриці значною мірою затримують розвиток процесів, що призводять до розміцнення. Не виключена можливість зниження  $\gamma''_{кр}$  за рахунок виникнення за відповідних (великих) деформацій порушення суцільності на межі розділу «матриця – частка». У досліджуваних композиціях значне зміцнення в мікрообластях покриття супроводжується зниженням мікроскопічної межі пружності, і, навпаки, у разі зміцнення.



Таблиця 1

## Параметри дислокаційної структури досліджуваних плазмових покриттів

N п/п	Покриття Композиція	Режим	Параметри, 10 <sup>-4</sup>			
			$\gamma''_{кр}$	$L_N$ , см	$L_C$ , см	$\gamma^* \sqrt{1-\theta}$
1	Fe – основа		2,3-7,5	1,08	0,59	–
2	Mo	Н	1-2	2,5	1,3	3,0
3	Ti		1,8	1,1	0,6	–
4	NiAl	Н	1,9-3,2	1,38	0,39	3,10
5	NiAl+Ti		1,7	1,77	0,36	–
6	NiCr	Н	2,9	2,06	0,7	2,76
7	NiNb		5	0,5	0,165	–
12	NiAl+AlAl	Д/в/Від.	5	0,5	0,034	7,69/9,6
13	Ni-B-Nb-SiO <sub>2</sub>	Від/Лаз	5	0,5	0,022	10/9,2
14	ПГ10+AlAl	Д/в/Від.	5,75	0,43	0,03	6,7/7,6
15	ПГ12+TiAl	Н/Д.в.	9,4	0,26	0,022	9,0/8,7
16	ПГ12+Mo+TiAl	Н/Д.в.	7,9	0,31	0,064	7,70/6,9

Примітка: Н – звичайне наплення; Д/в – наплення динамічному вакуумі; Від. – відпал після наплення при 1373 До протягом 2 год; Лаз. – лазерна обробка після наплення. (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>, TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub>). В пунктах (14–16) умовні позначення – ПГ10 и ПГ12 відносяться до порошків ПГ – 10Н – 01 и ПГ – 12Н – 01.

## Висновки

Наведено узагальнені результати досліджень впливу складу та структури плазмових покриттів на основі складних багатокомпонентних сумішей, що включають ультрадисперсні складові, на амплітудне внутрішнє тертя композиційних матеріалів. Прояв ефектів затухання енергії обумовлено наявністю покриттів з новими фазами та наноскладовими. Дана поведінка поставлена у відповідність до приповерхневої та об'ємної зон відповідальності в композиційному матеріалі, а також з фазовим складом та мікроструктурою цих зон.

У широкому інтервалі вимірювань деформацій досліджувалися плазмові покриття на основі (NiAl–SiO<sub>2</sub>·Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Встановлено суттєвий вплив плазмових покриттів з наноскладовими у вигляді аеросилів на амплітудні залежності внутрішнього тертя досліджуваних композиційних матеріалів.

Визначено мікроструктурні параметри – амплітуда мікропластичної деформації ( $\gamma''_{кр}$ ), параметри дислокаційної структури покриття та поверхневих шарів основи ( $c_1$ ,  $c_2$ ), що дозволяють оцінити роль покриття у процесах руйнування КМ.

## Список використаної літератури

1. Копылов В.И., Смирнов И.В., Селиверстов И.А. Формирование и свойства плазменных многофазных покрытий с наноразмерными составляющими. Монография. В ред. Киев: «Наукова думка», 2019. 480 с.
2. Kopylov, V. I. Effect of multiphase structure of plasma coatings on their elastic and strength properties. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2016. 5/5 (83). P. 49–57.
3. Смирнов И.В., Копылов В.И., Черный А.В. Влияние нанодисперсных инеградиентов на свойства плазменных покрытий. МФиНТ, т. 42, в. 6, 2020, С. 797–814.
4. Morks M. F., Tsunekawa Y., Okumiya M., Shoeib M. A. Splat Microstructure of Plasma Sprayed Cast Iron With Different Chamber Pressures. Journal of Thermal Spray Technology. June 2003. volume 12(2). P. 282–289.
5. Копылов В.И., Смирнов И.В., Рыбаков С.В. Влияние состава и микроструктуры керамических оксидных покрытий на физико-механические свойства композиционных материалов. Проблемы техники. 2005. № 2. С. 3–19.
6. Антоненко Д.А., Копылов В.И. Трещиностойкость композитных материалов с нанокерамическими составляющими. Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. 2012. № 3(28). С. 24–30.
7. Копылов В.И., Смирнов И.В. Влияние параметров частинок и микрорельефа поверхности на формирование физической площади контакта при газотермическом напылении. Вестник НТУУ «КПИ». Машиностроение. 2008, 53. С. 5–16.
8. Олійнич-Лисюк А.В. Внутрішнє тертя і структура твердого тіла: Навчальний посібник. Чернівці: Рута, 2006. 117 с.
9. M.S. Blanter, H. Neuhauser, H. R. Sinninig and I. S. Golovin. Internal Friction in Metallic Materials. NY: Springer Verlag. 2007. 539 p.
10. Копылов, В. И. Рево С.Л., Смирнов И.В., Иваненко Е.А., Лозовый Ф.В., Антоненко Д.А. Влияние плазменных покрытий из порошков с наноразмерными составляющими на внутреннее трение железа. Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. Збірник наукових праць. 2010. Том. 8. Випуск 1. С. 209–215.
11. Копылов, В.И., Антоненко Д.А. Физико-механические характеристики и внутреннее трение материалов с многофазными плазменными покрытиями. Проблемы техники. 2014. № 2. С. 72–89.

12. Порошок для плазмового нанесення покриттів: пат. 69338 Україна, МПК С23С4/10.№ 2011 12209; заявл. 18.10.2011; опубл. 25.04.2012 бюл. № 8.
13. Спосіб отримання металізованого керамічного порошку: пат. 44494 України, МПК (2009) С23С 4/04. № 44494; заявл. 30.03.09; опубл. 12.10.09, Бюл. № 19.
14. Селіверстов І.А. Вплив параметрів процесу вакуумно-дугової металізації на якість порошкового матеріалу. Вісник ХНТУ. 2008. № 3(32). С. 142–148.
15. Копилов В.І., Смирнов І.В., Селіверстов І.А. Процеси іонно-плазмового плакування порошків для газотермічних покриттів. Наукові вісті НТУУ «КПІ». 2009. № 3(65). С. 11–20.
16. Мовчан Б. А. Механические размерные эффекты двухфазных неорганических материалов. Автоматическая сварка. 2008. № 11. С. 166–170.
17. Копилов В.І., Смирнов І.В., Антоненко Д.О. Адгезійні властивості і міцність зчеплення газотермічних покриттів. Наукові вісті НТУУ «КПІ». 2010. № 1. С. 93–103.

### References

1. Kopylov V.I., Smirnov I.V., Sieliverstov I.A. (2019). Formirovanie i svojstva plazmennyyh mnogofaznyh pokrytij s nanorazmernymi sostavlyayushimi. Monografiya. V red. Kiev: «Naukova dumka», – 480 s. (in Russ.)
2. Kopylov, V. I. (2016). Effect of multiphase structure of plasma coatings on their elastic and strength properties. Eastern-European Journal of Enterprise Technologies, 5/5 (83), 49–57.
3. Smirnov I.V., Kopylov V.I., Chernyj A.V. (2020). Vliyanie nanodispersnyh inegradientov na svojstva plazmennyyh pokrytij. MFiNT., t. 42, v. 6, 797–814. (in Russ.)
4. Morks M. F., Tsunekawa Y., Okumiya M., Shoeib M. A. Splat (2003). Microstructure of Plasma Sprayed Cast Iron With Different Chamber Pressures. Journal of Thermal Spray Technology. volume 12(2). – P. 282–289.
5. Kopylov V.I., Smirnov I.V., Rybakov S.V. (2005). Vliyanie sostava i mikrostruktury keramicheskikh oksidnyh pokrytij na fiziko-mehaniicheskie svojstva kompozitsionnyh materialov. Problemy tehniki, № 2, 3–19 (in Russ.).
6. Antonenko D.A., Kopylov V.I. (2012). Treshinostojkost kompozitnyh materialov s nanokeramicheskimi sostavlyayushimi. Visnik Donbaskoyi derzhavnoyi mashinobudivnoyi akademiyi, № 3(28), 24–30. (in Russ.)
7. Kopilov V.I., Smirnov I.V. (2008). Vpliv parametriv chastinok i mikrorelyefu poverhni na formuvannya fizichnoyi ploshi kontaktu pri gazotermichnomu napilenni. Vestnik NTUU «KPI». Mashinostroenie, 53, 5–16. (in Ukr.).
8. Olijnich-Lisyuk A.V. (2006). Vnutrishnye tertya i struktura tverdogo tila: Navchalnij posibnik – Chernivci: Ruta 117 (in Ukr.).
9. M.S. Blanter, H. Neuhauser, H. R. Sinninig and I. S. Golovin. (2007). Internal Friction in Metallic Materials. – NY: Springer Verlag. 539 p.
10. Kopylov, V. I. Revo S.L., Smirnov I.V., Ivanenko E.A., Lozovyy F.V., Antonenko D.A. (2010). Vliyanie plazmennyyh pokrytij iz poroshkov s nanorazmernymi sostavlyayushimi na vnutrennee trenie zheleza. Nanosistemi, nanomateriali, nanotehnologiyi. Zbirnik naukovih prac, tom. 8. Vipusk 1, 209–215. (in Russ.)
11. Kopylov, V.I., Antonenko D.A. (2014). Fiziko-mehaniicheskie harakteristiki i vnutrennee trenie materialov s mnogofaznymi plazmennymi pokrytyami. Problemy tehniki, № 2, 72–89. (in Russ.)
12. Poroshok dlya plazmovogo nanesennya pokrittiv: pat. 69338 Ukraina, MPK S23S4/10.№ 2011 12209; yayavl. 18.10.2011; opubl. 25.04.2012 byul. № 8. (in Ukr.).
13. Sposib otrimannya metalizovanogo keramichnogo poroshku: pat. 44494 Ukrayini, MPK (2009) S23S 4/04.– № 44494; yayavl. 30.03.09; opubl. 12.10.09, Byul. № 19. (in Ukr.).
14. Sieliverstov I.A. (2008). Vpliv parametriv procesu vakuumno-dugovoyi metalizaciyi na yakist poroshkovogo materialu. Visnik HNTU, № 3(32), 142–148. (in Ukr.).
15. Kopilov V.I., Smirnov I.V., Sieliverstov I.A. (2009). Prosesi ionno-plazmovogo plakuvannya poroshkiv dlya gazotermichnih pokrittiv. Naukovi visti NTUU «KPI», № 3(65), 11–20. (in Ukr.).
16. Movchan B. A. (2008). Mehanicheskie razmernye efekty dvuhfaznyh neorganicheskikh materialov. Avtomaticheskaya svarka, № 11, 166–170. (in Russ.)
17. Kopilov V.I., Smirnov I.V., Antonenko D.O. (2010). Adgezijni vlastivosti i micnist zchepлення gazotermichnih pokrittiv. Naukovi visti NTUU «KPI», № 1, 93–103. (in Ukr.).