

ПІДВИЩЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ ПРИ ВВЕДЕННІ ДО СКЛАДУ ПОРОШКУ НАНОРАЗМІРНИХ ЧАСТИНОК SiO_2

В.В. Петренко, В.І. Копилов

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський проспект, 37. E-mail: petrenkovitaliy8@gmail.com

Наведено короткий аналіз-огляд результатів досліджень, проведених авторами, багатофазних плазмових покриттів на основі металевих і керамічних порошків із ультрадисперсними складовими. Проаналізовано вплив введення нанодисперсного діоксиду кремнію (SiO_2) у вигляді аеросилу на формування мікро- та макроструктури покриттів, а також на фізико-механічні характеристики системи «основа–покриття». Запропоновано розрахунково-експериментальну методику оцінки можливого зародження та розповсюдження тріщин у покритті, оцінки балансу енергій в умовах випробувань на вигин, що дозволило розрахувати параметри тріщиностійкості при відшаровуванні й розтріскуванні покриттів та отримати додаткову інформацію про характеристики міцності як самих покриттів, так і композиційного матеріалу в цілому. Бібліогр. 14, табл. 3, рис. 2.

Ключові слова: плазмові покриття, фізико-механічні властивості, тріщиностійкість, наноскладові, аеросил, багатофазна структура, енергетичний баланс

Вступ. Застосовувані в інженерії поверхні різного роду композиційні покриття (КП), у тому числі, отримані методом плазмового напилення, дозволяють створювати багатофазні шари певної макро- та мікроструктури та забезпечувати системі «основа–покриття» комплекс фізико-механічних характеристик із підвищеними параметрами для роботи в умовах дії високих температур, навантажень, агресивних газових і рідких середовищ. До таких функціональних покриттів із позитивними фізико-механічними властивостями, підвищеними мікротвердістю, зносо- та корозійною стійкістю, жароміцністю відносяться композиції на основі складних сумішей металів, сплавів, кераміки, насамперед оксидів (Al_2O_3 , ZrO_2 , TiO_2 , SiO_2), а також порошкових матеріалів системи Al–Ni, Ni–Cr із добавками легуючих елементів, отриманих плазмовим напиленням, що пройшли подальшу термодифузійну обробку [1].

Перспективним, як вже доведено численними дослідженнями, є введення в такі суміші ультрадисперсних частинок, що формують структури та сполуки з нанорозмірними складовими (≤ 100 нм). Наявність у складі вихідної порошкової маси складних ультрадисперсних частинок (нанопорошки оксидів), а також різних елементів при подальшому напилюванні призводить до утворення структур різного фазового та хімічного складу, певним чином розподілених за об'ємом композицій-

ного покриття та міжфазної зони, що й забезпечує набуття абсолютно нових властивостей композицій багатофазного покриття, а також необхідну адгезію його до поверхні основного матеріалу [1, 2].

Згідно з раніше проведеними дослідженнями становлять інтерес композиційні покриття, отримані плазмовим напиленням, на основі механічних сумішей, до складу яких входять складні високодисперсні оксиди – аеросили (SiO_2), отримані методом пірогенного синтезу. Аморфний діоксид кремнію SiO_2 (аеросил), який є продуктом складного високотемпературного процесу розкладання парів SiCl_4 в атмосфері водяної пари, являє собою сферичні частинки з активними центрами на їхній поверхні у вигляді силанольних ($\equiv \text{Si}-\text{OH}$ і силоксанових $\equiv \text{Si}-\text{O}-\text{OH} \equiv$ груп). З хімічної точки зору всі властивості аеросилу визначаються наявністю цих угруповань. Різновидами високодисперсного аморфного діоксиду кремнію (аеросила) є його похідні – алюміній-кремнійоксид ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), алюмоаеросил (AlAl), титан-кремнійоксид ($\text{TiO}_2 \cdot \text{SiO}_2$), титанаеросил (TiAl). Таким чином, алюмоаеросил і титанаеросил містять оксид кремнію SiO_2 , до якого щеплені оксиди Al_2O_3 або TiO_2 . Такий стан аеросилів, а саме, висока дисперсність із розміром частинок 5...40 нм, наявність гідроксильних груп забезпечує високу активність з іншими елементами порошкової суміші. Така ефективність із використанням механічних сумішей аеросилів та інших нано- та макрочастинок із рядом порошкових матеріалів, у тому числі кера-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

міки, підтверджується дослідженнями композицій, що проводяться протягом кількох років [1, 2].

Встановлено, що фізико-механічні характеристики, такі як: міцність на розтяг, міцність на вигин, адгезійна, когезійна та міжфазна міцності, модуль пружності системи «основа–покриття», а також процес її руйнування під дією навантажень визначаються складом і мікроструктурою сформованого покриття ламелів (розплющених частинок) із певними адгезійно-когезійними властивостями [2–5]. При цьому механізм і характер руйнування всієї системи та самого покриття визначаються умовами зародження та розвитку мікротріщин по границях між зернами як усередині самого покриття, так і на границі покриття з основою. При створенні технології напилення необхідно забезпечити умови для загальмовування руйнування як самого покриття, так і композиції в цілому під дією навантажень.

У зв'язку з цим важливим параметром, що вирізняє експлуатаційні властивості композитного матеріалу, є його тріщиностійкість (в'язкість руйнування). Із використанням відомих фундаментальних критеріїв руйнування запропоновано механізми руйнування матеріалів із плазовими покриттями та на основі розрахунково-експериментальних підходів визначено параметри тріщиностійкості досліджуваних покриттів і систем на їхній основі [1, 6–10].

Водночас, незважаючи на зростаючий інтерес до наномодифікованих плазових покриттів, кількість систематичних досліджень, присвячених впливу нанодисперсного SiO_2 на тріщиностійкість покриттів, залишається обмеженою. Особливо недостатньо висвітлені питання кількісної оцінки опору руйнуванню з використанням енергетичних критеріїв механіки руйнування, які дозволяють адекватно описувати поведінку системи «основа–покриття» при деформації та тріщиноутворенні.

Процес створення нових систем «матриця–покриття», зокрема на базі керамічних порошкових матеріалів і наноскладових, стикається з необхідністю створення моделей та вдосконалення методик для розрахунків руйнування покриттів певного складу та мікроструктури, їхніх адгезійних і когезійних характеристик.

Мета роботи – короткий аналіз у галузі моделювання руйнування та отримання додаткової інформації щодо властивостей багатокомпонентних плазових покриттів, що містять наноструктурні складові, зокрема нанодисперсного аеросилу SiO_2 , із залученням розрахунково-експериментальних методів досліджень при випробуваннях на вигин;

розвиток підходів оцінки тріщиностійкості та адгезійно-когезійних зв'язків у системі «основа–покриття», пов'язаних із особливостями формування структури та складу багатофазних покриттів.

Матеріали та методи досліджень плазових покриттів і композицій на їхній основі. В якості плазових покриттів досліджувалися різні композиції на основі порошків NiCr , NiAl , Al_2O_3 , ZrO_2 (фракція 20...40 мкм), а також у вигляді сумішей таких макропорошків і нанопорошків діоксиду кремнію SiO_2 (аеросил). Використовувалися також похідні аеросилу – алюмоаеросил і титанаеросил ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ (AlAl), $\text{TiO}_2 \cdot \text{SiO}_2$ (TiAl)), різні за складом [1, 2]. Порошки NiAl і NiCr також використовувалися як підшар. В якості основного матеріалу використовувалися зразки з чистого заліза Fe, із вуглецевої сталі та сталі 08X18H10T.

Створення порошкових сумішей та формування складних сполук із наноструктурними складовими реалізовувалося за певною схемою. Здійснювали формування суміші порошків із макрочастинок і нанорозмірних частинок (діаметр від 10...40 нм) в умовах перемішування та термдеформаційної обробки в кульовому млині XQM-2 (установка для змішування порошків, у тому числі й у вакуумі).

Перед нанесенням покриттів поверхню зразків знежирювали та піддавали дробоструминній обробці. Потім в окремих випадках наносили підшар із порошків (NiAl) або (NiCr) завтовшки 40...50 мкм і після цього – основний шар завтовшки 50...500 мкм.

Металографічні дослідження порошків і покриттів проводили на мікроскопі Neophot-21. Мікрорентгеноспектральний аналіз зразків виконували на мікроаналізаторі Cameca із застосуванням програмного пакету SKAN для кількісного аналізу.

Фізико-механічні властивості як самого покриття, так і композиції «основа–покриття», визначалися за результатами механічних випробувань на вигин і розтяг згідно з розробленими розрахунково-експериментальними методиками. Модуль пружності визначався розрахунково-експериментальним методом [2, 6, 8, 10].

Для випробувань на триточковий вигин у якості основи використовувалися металеві пластики розміром $100 \times 10 \times 1$ мм і покриття завтовшки 50...150 мкм. Покриття наносилося тільки на одну поверхню пластини, товщина покриття варіювалася від зразка до зразка. Експерименти проводилися на установці моделі KOGEL (Німеччина), механічна частина якої була доповнена персональним комп'ютером, що має певне програмне забезпечення. При випробуваннях на вигин фіксувалося на-

вантаження, при якому відбувалося розтріскування або відшарування покриття під дією навантажень.

Плазмові покриття наносилися на поверхню зразків на модернізованій установці УПНС-304 із удосконаленим плазмотроном, який забезпечував ламінарне витікання плазмового потоку. Частина експериментів була проведена на плазмовій установці УПУ-3Д. Мікротвердість одержаних покриттів визначали на мікротвердомірі ПМТ-3. Міцність зчеплення покриття з основою визначали за допомогою випробувань на відрив відповідно до стандарту ASTM C.

Проведено дослідження внутрішнього тертя (ВТ) системи «основа–покриття», при якому вимірюється розсіяна енергія механічних коливань (коефіцієнт втрат позначається як Q^{-1}), що створюються різними фізичними методами досліджень [1, 2, 11, 12]. При цьому вивчали амплітудну та температурну залежність внутрішнього тертя (АЗВТ, ТЗВТ). Дослідження ВТ дозволяють оцінити рівень розсіювання енергії пружних коливань і тим самим визначити схильність основного матеріалу до пластифікації або крихкості, тобто оцінити процеси деформації та руйнування. Розсіювання (затухання) енергії пружних коливань, або, іншими словами, ВТ описується коефіцієнтом внутрішнього тертя та розраховується за формулами [11, 12]:

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

де ΔW – енергія, що розсіюється за один період у всьому об'ємі зразка; W – енергія коливань усього зразка, що відповідає амплітудним значенням напруження та деформації; A_0 і A_n – амплітуди коливань на нульовому періоді та через n періодів; $\varepsilon_{n, n+1}$ – амплітуди деформації.

Вимірювання поглинання енергії пружних коливань (розсіювання енергії) методом ВТ у композиційному матеріалі проводилися на установці, яка є «зворотним крутильний маятником», що виготовлена на Фізичному факультеті Київського національного університету ім. Т. Шевченка. Інша партія зразків проходила випробування на аналогічній установці (вакуумному релаксаторі) на базі Чернівецького державного університету [2]. Використовувалися зразки у вигляді дротів із чистого заліза, а також сталі 08Х18Н10Т діаметром 1...1,5 мм та завдовжки 80...110 мм, на поверхню яких наносили плазмові покриття завтовшки до 100 мкм.

Розрахунково-експериментальна методика оцінки фізико-механічних характеристик

покриттів і системи «основа–покриття». *Розрахунок напруженого стану у системі «основа–покриття».* При аналізі напруженого стану в умовах триточкового вигину для системи «основа–покриття» приймається до уваги ряд припущень, і в результаті рішення для напруження в покритті має вигляд [2, 6, 8, 10]:

$$\sigma_c = \frac{E_c}{E_s} \left[\frac{3P_1}{2b(H/2)^3} \left(\frac{l}{2} - \frac{H}{2\pi} \right) \frac{H}{2} + \frac{P_1}{\pi H b} + \frac{2P_1}{5\pi H b} \right] \quad (2)$$

де $2l$ – відстань між двома зовнішніми опорами при згинанні; b – ширина зразка; H – товщина основи; E_s, E_c – модулі пружності основи та покриття відповідно; P_1 – сила, прикладена до зразка та відповідна моменту появи тріщини у покритті.

Визначення модуля пружності композиційного покриття. Одним із основних фізичних параметрів, що визначає властивості КМ, є модуль пружності. Для визначення модуля пружності застосовуються різні методи, у тому числі метод індентування, випробування на розтяг або згин зразків композиційного матеріалу [2, 8, 10].

У разі покриття надається можливість уточнення величини модуля пружності покриття, враховуючи його пористість (θ), а також масові або об'ємні частини компонентів (у разі використання сумішей):

$$E_n = E_o (1 - \theta), \quad E_i = E_1 \xi_1 + E_2 \xi_2 \quad (3)$$

де E_1, E_2 – модулі пружності відповідного компонента; θ – пористість покриття; ξ_1, ξ_2 – об'ємна частка компонентів суміші (у деяких випадках використовують масові частки).

Одним із найточніших для визначення модуля пружності є фізичний метод досліджень, заснований на вимірі параметрів внутрішнього тертя (розсіювання енергії) [11, 12]. При розгляді коефіцієнта втрат Q^{-1} як функції відносного модуля пружності $\bar{E} = E_n / E_o$ (модулі пружності матеріалів покриття та основи), а також товщини покриття h_n авторами для напилених плазмових покриттів було отримано вираз для відносного модуля пружності у вигляді [1, 11]:

$$\bar{E} = \frac{C\sqrt{B}(Q_n^{-1} - Q^{-1})}{\sqrt{A}(Q^{-1} - Q_o^{-1})}, \quad A = 1 + (Q_n^{-1})^2, \quad B = 1 + (Q_o^{-1})^2, \quad C = \frac{\bar{h}_n}{1 - \bar{h}_n} \quad (4)$$

Експериментальні значення ВТ: $Q^{-1}, Q_o^{-1}, Q_n^{-1}$ – розсіювання енергії (ВТ) у системі «основа–покриття», в основі без покриття та у покритті відповідно. До (4) входить ряд складових, які визна-

чаються безпосередньо у прямому експерименті Q^{-1} , Q_o^{-1} або розраховуються Q_n^{-1} ; $\bar{h}_n$ – відносна товщина покриття ($\bar{h}_i = \frac{h_n}{h_o}$, h_n – товщина покриття, h_o – товщина основи).

Енергетичний баланс у системі «основа–покриття» при розкритті тріщини. Для кількісної оцінки тріщиностійкості плазових покриттів використано енергетичний підхід механіки руйнування, який базується на аналізі балансу енергій у момент зародження тріщини в системі «основа–покриття». Робоче рівняння для розрахунків повної енергії, запасеної в системі «основа–покриття» у момент виникнення тріщини U , містить ряд складових [1, 6, 8, 9]:

$$\Delta U = \Delta W + \Delta W_d + \Delta U_s + \Delta U_e \quad (5)$$

де ΔW – робота, виконана прикладеною силою; ΔW_d – розсіювання, пов'язане з пластичною деформацією в основі; ΔU_s – зміна енергії деформації, викликана ковзанням вздовж границі між основою та покриттям; ΔU_e – енергія деформації, яка звільняється при розвитку тріщини в покритті.

Аналіз енергетичного стану на підставі розрахунків із використанням (4) та експериментів для наших багатофазових покриттів, що містять наноскладові, наведено у низці робіт [1, 6, 8, 9]. Результати досліджень призводять до наступного виразу для інтенсивності енергії, що звільняється, при руйнуванні покриття (для ініціювання розповсюдження тріщини):

$$G = \Delta U / h = \frac{\sigma_n^2 h}{E_n} \left[\frac{\sigma_n}{3\tau} + \pi f(\bar{E}_{no}) \right] \quad (6)$$

де $f(\bar{E}_{no})$ – табульована функція, залежна від відношення модуля пружності покриття та основи $\bar{E}_{no} = E_n / E_o$; σ_n – сумарне напруження в покритті (додане та залишкове); h – товщина покриття; τ – напруження зсуву; ΔU – енергія, віднесена до одиниці довжини фронту тріщини.

Критичне значення коефіцієнта інтенсивності напруження покриття при його розтріскуванні K_{lc} – граничне напруження, що відповідає когезійній міцності, яка визначається через значення енергії G_{lc} – інтенсивність енергії, що звільняється, а також γ_c – ефективна поверхнева енергія, пов'язані між собою:

$$K_{lc} = \sqrt{G_{lc} E_n}, \quad G_{lc} = 2\gamma_c \quad (7)$$

Для оцінки схильності системи до розтріскування застосовується так званий критичний параметр розтріскування Ψ_c , що залежить від напружень у покритті та коефіцієнта тріщиностійкості K_{lc} [1, 8, 9], та який вирізняє схильність системи до руйнування та записується у вигляді:

$$\Psi_c = K_c / \sigma \sqrt{h} = \sqrt{\pi f(\bar{E}_{no})} \quad (8)$$

Під впливом навантаження для покриттів різного складу спостерігається різний характер руйнування – адгезійне чи когезійне. У деяких випадках когезійне руйнування може супроводжуватися розривом адгезійних зв'язків.

Отже, вирішуючи наведені вище рівняння щодо аналізованої системи, отримуємо для критичного числа розтріскування Ψ_c вираз:

$$\Psi_c = \sqrt{\pi f(\bar{E}) + 2 \int_0^{c/h} \frac{E_n G_{lc}^{мф}}{\sigma^2 h} d(c/h) - \frac{2 E_n G_{lc}^{мф}}{\sigma^2 h} \left(\frac{c}{h} \right)} \quad (9)$$

Перший доданок у рівнянні (9) описує тріщиностійкість покриття, другий – стан відшарування покриття, а третій – деформаційні процеси, що проходять при протіканні двох описаних вище процесів.

До питань адгезійної і когезійної міцності можна підходити з точки зору теорій руйнування твердих тіл. Можна зіставити енергетичні витрати в різних частинах системи «основа–покриття» на формування контакту, міжфазної зони в умовах плазового напилення, з одного боку, з енергетичними витратами при зворотному процесі – руйнуванні цієї міжфазної зони в умовах деформації, розтріскування та відшарування покриття, з іншого боку [1, 9].

Результати досліджень та обговорення. Результати досліджень фізико-механічних характеристик системи «основа–покриття». Оскільки нанорозмірні частинки порошку аеросилу (SiO_2) мають розвинену поверхню та містять щеплені гідридні групи, з-за чого мають підвищену активність, то при змішуванні та хімічній взаємодії з іншими порошками, зокрема з порошками NiAl , NiCr , а також оксидами та іншими компонентами вони забезпечують нові структуру та характеристики КМ. В умовах плазового напилення синтез і кристалізація компонентів призводять до формування складної структури композиційного покриття, фазовий склад і властивості якого залежать від розвитку реакції як у самому плазовому потоці, так і на поверхні основи. Покриття, сформовані в процесі напилення або модифікування, є дисперсно-зміцненими композитами у вигляді мікрогранул субмікрокристалічного типу з великою протяжністю границь зерен і субзерен, стабілізованих нанорозмірними складовими. Зрештою готовим продуктом після змішування та напилення є суміші, отримані модифікуванням і термомеханічним синтезом та мають наноструктурні складові [1, 2]. Зміни, пов'язані з утворенням та зростанням самого покриття

Таблиця 1. Значення модулів пружності Юнга плазових покриттів

Склад покриттів	Методи визначення модуля пружності покриттів E , ГПа		
	ВТ	Згин	Розтяг, інденування
Mo	100	89...100	210...290
NiAl	99...105	80	131...0
Al ₂ O ₃	54...64	45	82
NiCr	111	55	120
(Al–Ni) – AlAl	157	131...43	119
(Ni–Cr) – AlAl	193	86...110	185

та перехідних шарів, сильно впливають на мікроструктуру композиційного матеріалу, що викликає зміну його фізико-механічних властивостей. Питання докладно розкрито в [2]. На величину когезійної міцності покриттів, а також величину адгезійної взаємодії покриття до основи впливають ряд факторів. До цих факторів, насамперед, відносяться співвідношення модулів пружності основного матеріалу та другої фази, нерівноважний стан границь різних ділянок усередині композиції, границі між зернами або зерном та основою.

У полікристалічних матеріалах одним із головних параметрів структури, що контролюють механічні властивості, є розмір зерна D і залежність механічних характеристик таких матеріалів від розміру зерна, що описується співвідношенням Холла-Петча. З іншого боку, наявність в об'ємі КМ дисперсних частинок другої фази сприяє його зміцненню. Цей факт трактується таким чином, що у двофазних (багатофазних) системах збільшується кількість параметрів структури, і це сприяє зміцненню [1, 2, 13]. Фізико-механічні властивості, зокрема мікротвердість, міцність на вигин і розтяг для ряду композицій без подальшої після наплення обробки, а також ті, що пройшли відповідну термодифузійну обробку, є результатом чисельних досліджень та описані в ряді робіт [1, 2].

У табл. 1 наведено дані модуля пружності багатофазних плазових покриттів, отримані різними розрахунково-експериментальними методами.

Дослідження розсіювання енергії у матеріалах з покриттями. ВТ, зумовлене процесами сукупного руху домішкових атомів, вакансій і дислокацій, дозволяє отримати додаткову фізичну, а в певних випадках і нову інформацію щодо конкретних механізмів у твердих тілах із покриттями при різних деформаціях, температурах, в умовах дії різних середовищ (рідких, газових) [1, 11, 12]. Дослідженнями ВТ встановлено, що плазове наплення, фізико-хімічні процеси, що протікають при цьому, вносять істотні принципові відмінно-

сті в характер розсіювання енергії за наявності багатофазних плазових покриттів, що містять, зокрема, ультрадисперсні складові. За результатами дослідження параметрів ВТ можна на мікрорівні оцінити вплив покриттів на механічні та фізичні властивості конструкційних матеріалів під впливом зовнішніх факторів і таким чином зіставити макро- та мікроевластивості з точки зору впливу багатофазних покриттів.

Складна мікроструктура та склад сформованого в процесі плазового наплення покриття, велика кількість точкових і лінійних дефектів відображається на внутрішньому терті, що показано численними дослідженнями. Аналізувалися численні результати амплітудної та температурної залежності ВТ (АЗВТ, ТЗВТ) системи «основа–покриття» [1, 2]. Введення дисперсних частинок у матеріал при напленні призводить до зміни дислокаційної структури у всієї системи.

Кількісна оцінка впливу покриттів здійснена за значеннями параметрів дислокаційної структури, обчислених із кривих АЗВТ, згідно з моделлю Гранатто-Люкке [11, 12]. Відповідно до теорії, загасання енергії коливань визначається залежно від амплітуди наступним чином:

$$\delta_H = c_1/\gamma_0 \exp(-c_2/\gamma_0) \quad (10)$$

де γ_0 – амплітуда деформації; c_1 і c_2 – величини, що вирізняють щільність дислокацій та концентрацію домішкових атомів у зонах Котрелла.

Відповідно до теорії ВТ у твердих тілах існують дві критичні амплітуди (γ) деформації: $\gamma'_{кр}$ – вирізняє початок амплітудної залежності декременту загасання δ , $\gamma''_{кр}$ – вирізняє початок мікропластичної деформації, що відображається на кривих залежності внутрішнього тертя від деформації $Q^{-1} = f(\gamma)$. Зміна критичної амплітуди $\gamma''_{кр}$, що вирізняє початок мікропластичної деформації, обумовлено зміною загальної густини дислокацій як у покритті, так і в основі. Характеристики АЗВТ прямо пов'язані з параметрами дислокаційної сітки L_N , дислокаційних сегментів L_c та щільністю дислокацій ρ .

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 в характер змін поглинання енергії пружних коливань по перерізу композиційного матеріалу. Вплив покриттів на основний матеріал оцінюється за показниками загального рівня (фону ВТ) за кутом нахилу кривих залежно від $Q^{-1} = f(\gamma)$.

Як впливає з отриманих результатів, вплив покриття не є однозначним. 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. Дотримуючись висновків першоджерела [2], можна констатувати, що при деформаціях, вищих за критичні $\gamma'_{кр}$ та $\gamma''_{кр}$, згасання коливань обумовлюють різні джерела внутрішнього розсіювання енергії, однак один із них відіграє першорядну роль.

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

Дослідження АЗВТ зразків із плазовими покриттями та аналіз змін приповерхневої дислокаційної структури матриці в результаті напилення дозволяють підійти диференційовано до ролі безпосередньо поверхневих покриттів і глибинних шарів. Якщо зразки без покриттів піддати поверхневій деформації, цим штучно змінити дислокаційну структуру приповерхневих шарів, то крива залежності внутрішнього тертя (крива 2) розбивається на дві ділянки. При цьому, як випливає з результатів обробки даних ВТ, довжина сегментації, що визначається нахилом кривої на першій ділянці, залишається незмінною та вирізняє глибинні шари (зона А). Для цієї зони (зона А) кут нахилу кривих в області великих значень границі критичної деформації $\gamma''_{кр}$ практично той самий для всіх досліджуваних матеріалів.

Поява другої ділянки (зона С) відповідає зміні довжини дислокаційних сегментів у приповерхневих шарах і покриттях, яка збільшується у кілька разів. Цей факт є характерним як для зразків поверхнево-деформованих (крива 2), так і з покриттями (крива 3). Найбільша відмінність ВТ залежно від складу різних покриттів спостерігається в ділянці малих значень деформації $\gamma''_{кр}$ (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.

У табл. 2 наведено експериментальні та розрахункові значення критичної мікроскопічної деформації $\gamma''_{кр}$ для низки досліджуваних покриттів. Нанесення простих покриттів призводить до зменшення границі критичної мікроскопічної дефор-

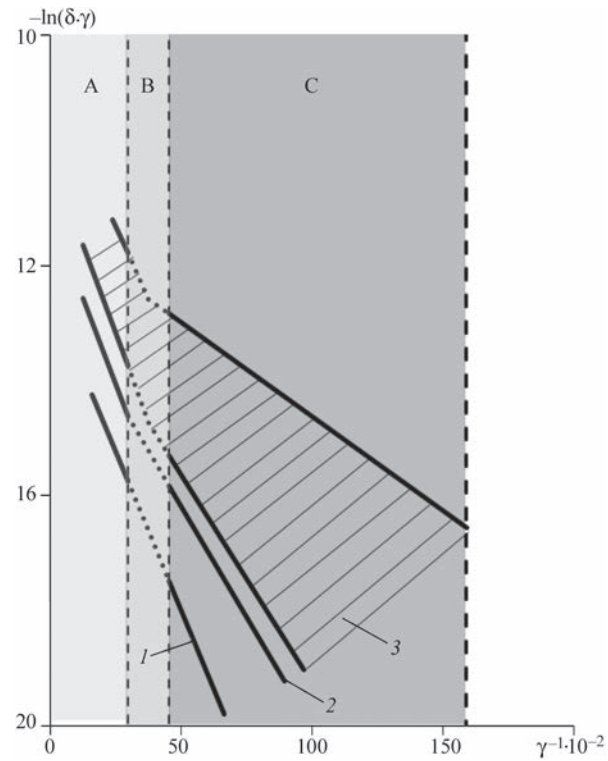


Рис. 1. Залежність енергії згасання від амплітуди деформації (γ) для зразків із заліза: 1 – без покриттів відпаленого; 2 – поверхнево-деформованого; 3 – із покриттями, різними за складом; А – зона, яка відповідає глибинним шарам матеріалу; В – перехідна зона, відповідає міжфазній зоні «основа–покриття»;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

мації $\gamma''_{кр}$. У той самий час наявність дисперсних фаз у вигляді наноскладових (3)–(6) призводить до протилежного результату.

Дисперсні частинки в матриці значною мірою затримують розвиток процесів, які призводять до розміщення. У досліджуваних композиціях значне зміцнення в мікрообластях покриття супроводжується зниженням мікроскопічної границі пружності і, навпаки, у розміщення.

Наведено узагальнені результати досліджень впливу складу та структури плазових покриттів на основі складних багатокомпонентних сумішей, що містять ультрадисперсні складові, на амплітудне внутрішнє тертя композиційних матеріалів. Прояв ефектів затухання енергії обумовлений наявністю покриттів із новими фазами та нано-

Таблиця 2. Значення мікроскопічної деформації $\gamma''_{кр}$ для ряду досліджуваних плазових покриттів

№ з/п	Покриття, композиція, режим	$\gamma''_{кр}$
1	NiAl – напилений	1,9...3,2
2	NiCr – напилений	2,9
3	NiAl + AlAl – Д/В	5
4	NiCr + AlAl – Д/В	5,75
5	NiCr + TiAl – Д/В	9,4
6	NiCr + Mo + TiAl – Н	7,9

Примітка: Н – звичайне напилення; Д/В – напилення у динамічному вакуумі

складовими. Дана поведінка поставлена у відповідність до приповерхневої та об'ємної зон відповідальності в композиційному матеріалі, а також із фазовим складом і мікроструктурою цих зон.

Енергетичний підхід для розрахунків та аналізу параметрів тріщиностійкості. При навантаженні системи «основа–покриття» дефектна структура покриттів призводить до виникнення різних типів тріщин, насамперед розтріскування й відшаровування (по міжфазній зоні), як це описано в [1].

При розгляді тріщиностійкості доцільно дослідити енергетичні витрати при руйнуванні сформованої міжфазної зони в умовах деформації і наступним за цим процесом розтріскування та відшарування покриття. Визначення коефіцієнтів тріщиностійкості K_{lc} , а також інтенсивності вивільненої енергії G_{lc} засноване на розгляді балансу енергій у момент виникнення тріщини в різних ділянках системи «основа–покриття» (покриття, міжфазна зона, приповерхневий шар основи) згідно з (3), що дає можливість визначити характер її руйнування при різних зовнішніх впливах.

Адгезійно-міцнісні характеристики в системі КМ пов'язані з фізичною площею контакту між окремими компонентами в об'ємі покриття, а також по міжфазній границі. Міцність адгезійних зв'язків між покриттям та основою пропорційна площі фізичного контакту F_ϕ , який формується в процесі ударної взаємодії частинок, що напильються, з поверхневими шарами. Отже, важливою є така характеристика системи як відносна площа фізичного контакту, тобто величина, що дорівнює відношенню фізичної площі F_ϕ до номінальної F_n , маємо $\bar{F}_\phi = F_\phi / F_n$, яка, у свою чергу, пропорційна відносній міцності зчеплення $\bar{\sigma}_{sc} = \sigma_n / \sigma_o$ [1].

На рис. 2 наведено функціональну залежність площі фізичного контакту $\bar{F}_\phi$, відносного значення модуля пружності $\bar{E}_{no} = E_n / E_o$, з одного боку, і адгезійно-когезійні властивості ($\bar{G}_{lc} = \Delta G_{мф} / \Delta G_n$) при навантаженні композиційного матеріалу до моменту руйнування покриття, з іншого боку [1].

Отримана поверхня (рис. 2) дає можливість описати взаємозв'язок цих параметрів із характеристиками тріщиностійкості системи (K_{lc} , ΔG) для певних значень модулів пружності покриття та основи. Зі збільшенням щільності покриття та з наближенням його модуля пружності до пружних характеристик основного матеріалу зменшується ймовірність розтріскування, збільшується стійкість до руйнування.

Створення різних механічних сумішей покриттів із присутністю ультрадисперсних сполуч-

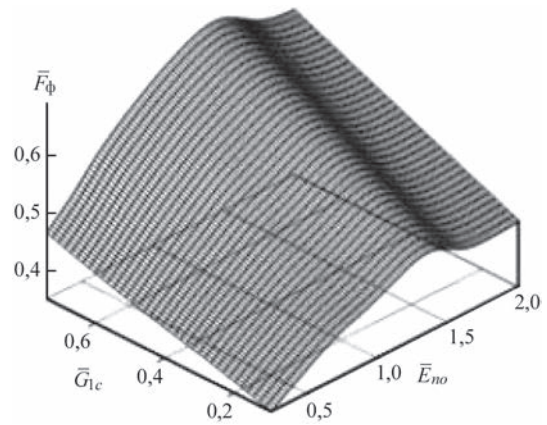


Рис. 2. Співвідношення інтенсивності вивільненої енергії при утворенні міжфазної тріщини та при розтріскуванні покриття у залежності від відносної площі контакту та відношення модулів пружності покриття/основа

них (аеросилів) може призводити до підвищення як механічних властивостей композиційних матеріалів, так і в'язкості руйнування. На основі фундаментальних рішень (5)–(9) було запропоновано спрощені підходи для оцінки процесів тріщиноутворення залежно від місця зародження та розвитку тріщини по перерізу композиції. Тоді, у разі відшарування покриття, використовуючи запропоновані підходи та відомі вирази (5)–(9), рішення для міжфазної тріщини (відшарування) має вигляд [1, 2]:

$$K_{lc} = \left[\left(\bar{F}_\phi \right)^2 \frac{(\sigma_b^{оч}) d (1 - v^2)}{8\pi} \sigma_n \right]^{1/2},$$

$$\gamma_{мф} = \left(\bar{F}_\phi \right)^2 \frac{(\sigma_n^{оч})^2 \cdot d \left(\frac{1 - v^2}{16\pi} \right)}{E_o} \quad (11)$$

де d – діаметр частинок; $\sigma_{b,n}$ – напруження в основі та покритті відповідно; v – коефіцієнт Пуассона.

Використання такої характеристики як тріщиностійкість дозволяє, поряд із міцністю когезійних зв'язків у покритті, точніше вирізняти властивості міцності плазмових покриттів.

Дотримуючись підходів, запропонованих у ряді робіт, і після деяких перетворень із урахуванням раніше отриманих результатів [1, 2, 8, 14], залежність для поширення міжзеренної тріщини у напрямку границі розділу покриття та основи (трансламелярне руйнування плазмового покриття) прийме вигляд:

$$\sigma_p = \sqrt{\frac{4}{\pi(1 - v_o^2)} \frac{\bar{F}_\phi \gamma_c E_n^2}{h E_o}} \quad (12)$$

де h – товщина покриття; E – модуль пружності; v – коефіцієнт Пуассона; індекси «с» та «о» відповідають покриттю та основі відповідно; $\bar{F}_\phi = F_c / F_o$; γ_c – ефективна поверхнева енергія.

Таблиця 3. Розрахункові параметри тріщиностійкості системи «основа–покриття»

Склад покриття	Сумарне для системи		Для покриття (розтріскування)		Для міжфазної зони	
	K_{Ic} , МПа·√м	ΔG_{Σ} , Дж/м ²	K_{Ic}^n , МПа·√м	ΔG_n , Дж/м ²	$K_{Ic}^{мф}$, МПа·√м	$\Delta G_{мф}$, Дж/м ²
NiAl + Al ₂ O ₃	1,84	42,36	1,80	40,56	0,47	0,337
NiAl	6,44	263,94	6,04	232,09	2,74	47,77
NiAl + AlAl	12,42	985,01	11,1	786,53	6,83	297,74
NiCr + AlAl	18,93	2029,00	16,24	1492	11,928	805,16

У табл. 3 наведено конкретні значення інтенсивності вивільненої енергії та коефіцієнта тріщиностійкості для використаних систем. Отримані значення вказано для розтріскування покриття та міжфазної зони (відшарування), а також інтегральні показники K_{Ic} , ΔG_{Σ} . Розрахунок проводився відповідно до (6)–(9) для кожної конкретної зони окремо та системи в цілому.

Можна констатувати, що в багатьох роботах показано, що введення нанофази діоксиду кремнію (SiO₂) у вигляді аеросилу для багатофазних систем AlNi–SiO₂, NiCr–SiO₂, NiAl + AlAl, NiCr + AlAl призводило до зміни механізму руйнування та зростання енергоємності процесу тріщиноутворення [1, 2, 8, 14].

Висновки

Наведено узагальнені експериментально-розрахункові результати досліджень впливу складу та структури сформованих при плазмовому напыленні багатофазних покриттів, що містять нанодисперсний порошок SiO₂ (аеросил), на мікро- та макровластивості композиції «основа–покриття».

Встановлено суттєве зростання параметрів опору руйнуванню покриттів, тріщиностійкості, що містять наноскладові на основі SiO₂, Al₂O₃·SiO₂, TiO₂·SiO₂. Зокрема значення інтенсивності вивільненої енергії ΔG та коефіцієнт K_{Ic} збільшується у декілька разів порівняно з традиційними, немодифікованими шарами залежно від складу суміші.

Встановлено взаємозв'язок між процесами (в'язкістю) руйнування самого покриття та КМ, а також міжфазної зони з деякими мікроструктурними характеристиками, а саме, амплітудою мікропластичної деформації ($\gamma''_{кр}$) і параметрами дислокаційної структури покриття.

Список літератури

1. Копылов В.И., Смирнов И.В., Селиверстов И.А. (2019) *Формирование и свойства плазменных многофазных покрытий с наноразмерными составляющими. Монография.* Киев, Наукова думка.

2. Копылов В.И., Антоненко Д.А. (2014) Физико-механические характеристики и внутреннее трение материалов с многофазными плазменными покрытиями. *Проблемы техники*, 2, 72–89.

3. Ahn, J., Hwang, B., Song, E.P. et al. (2006) Correlation of microstructure and wear resistance of Al₂O₃–TiO₂ coatings plasma sprayed with nanopowders. *Metall. Mater. Trans. A*, 37, 1851–1861. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0128-5>

37, 1851–1861. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0128-5>

4. Li, C.-J., Wang, W.-Z., He, Y. (2004) Dependency of fracture toughness of plasma sprayed Al₂O₃ coatings on lamellar structure. *J. of Thermal Spray Technology*, 13(3), 425–431. DOI: <https://doi.org/10.1361/10599630419364>

5. Morks, M.F., Tsunekawa, Y., Okumiya, M. et al. (2003) Splat microstructure of plasma sprayed cast iron with different chamber pressures. *J. Therm. Spray. Tech.*, 12, 282–289. DOI: <https://doi.org/10.1361/105996303770348393>

6. Копылов В.И., Смирнов И.В., Долгов Н.А. (2004) Исследование трещиностойкости плазменных покрытий из оксида алюминия. *Вибрация в технике и технологиях*, 5(37), 90–92.

7. (1988) *Механика разрушения и прочность материалов : Справочное пособие в 4 т.* Под ред. В.В. Панасюка. Киев, Наукова думка.

8. Антоненко Д.А., Копылов В.И. (2012) Тріщиностійкість композитних матеріалів з нанокерамічними складовими. *Вісник ДГМА*, 3(28), 24–29.

9. Hu, M.S., Evans, A.G. (1989) The cracking and decohesion of thin films on ductile substrates. *Acta Metallurgica*, 37(3), 917–925. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90018-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90018-7)

10. Долгов Н.А. (2004) Метод определения упругости газотермических покрытий. *Порошковая металлургия*, 7/8, 110–114.

11. Kopylov, V.I. (2016) Effect of multiphase structure of plasma coatings on their elastic and strength properties. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 5(5(83)), pp. 49–57. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.79586>

12. Blanter, M.S., Golovin, I.S., Neuhäuser, H., Sinning, H.-R. (2007) *Internal friction in metallic materials : A handbook.* Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-540-68758-0>

13. Мовчан Б.А. (2008) Механические размерные эффекты двухфазных неорганических материалов. *Автоматическая сварка*, 11, 166–170.

14. Копылов В.И., Петренко В.В., Селивестров И.А. (2025) Аналіз енергетичних затрат при формуванні плазмових покриттів і при руйнуванні в умовах дії навантажень. *Вісник ХНТУ*, 3(94(1)), 138–148. DOI: <https://doi.org/10.35546/kntu2078-4481.2025.3.1.17>

References

1. Kopylov, V.I., Smirnov, I.V., Seliverstov, I.A. (2019) *Formation and properties of plasma multiphase coatings with nanoscale components: Monograph.* Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

2. Kopylov V.I., Antonenko D.A. (2014) Physical and mechanical characteristics and internal friction of materials with multiphase plasma coatings. *Problemy Tekhniki*, 2, 72–89 [in Russian].

3. Ahn, J., Hwang, B., Song, E.P. et al. (2006) Correlation of microstructure and wear resistance of Al₂O₃–TiO₂ coatings plasma sprayed with nanopowders. *Metall. Mater. Trans. A*, 37, 1851–1861. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0128-5>

4. Li, C.-J., Wang, W.-Z., He, Y. (2004) Dependency of fracture toughness of plasma sprayed Al₂O₃ coatings on lamellar structure. *J. of Thermal Spray Technology*, 13(3), 425–431. DOI: <https://doi.org/10.1361/10599630419364>

5. Morks, M.F., Tsunekawa, Y., Okumiya, M. et al. (2003) Splat microstructure of plasma sprayed cast iron with different chamber pressures. *J. Therm. Spray. Tech.*, 12, 282–289. DOI: <https://doi.org/10.1361/105996303770348393>

6. Kopylov, V.I., Smirnov, I.V., Dolgov, N.A. (2004) Study of crack resistance of plasma-sprayed aluminum oxide coatings. *Vibratsiya v Tekhnike i Tekhnologiyach*, 5(37), 90–92 [in Russian].
7. (1988) *Fracture mechanics and strength of materials: A reference manual. In 4 Vol.* Ed. by V.V. Panasyuk. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
8. Antonenko, D.A., Kopylov, V.I. (2012) Crack resistance of composite materials with nanoceramic warehouses. *Visnyk DGMA*, 3(28), 24–29 [in Ukrainian].
9. Hu, M.S., Evans, A.G. (1989) The cracking and decohesion of thin films on ductile substrates. *Acta Metallurgica*, 37(3), 917–925. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90018-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90018-7)
10. Dolgov, N.A. (2004) Method for determining the elasticity of thermal spray coatings. *Poroshkovaya Metallurgiya*, 7/8, 110–114.
11. Kopylov, V.I. (2016) Effect of multiphase structure of plasma coatings on their elastic and strength properties. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 5(5(83)), pp. 49–57. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.79586>.
12. Blanter, M.S., Golovin, I.S., Neuhäuser, H., Sinning, H.-R. (2007) *Internal friction in metallic materials : A handbook*. Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-540-68758-0>
13. Movchan, B.A. (2008) Mechanical dimensional effects in two-phase inorganic materials. *The Paton Welding J.*, 11, 145–148.
14. Kopylov, V.I., Petrenko, V.V., Selivestrov, I.A. (2025) Analysis of energy costs during the molding of plasma coatings and during the destruction of wash basins. *Visnyk KhNTU*, 3(94(1)), 138–148. DOI: <https://doi.org/10.35546/kntu2078-4481.2025.3.1.17>

INCREASE OF CRACK RESISTANCE OF PLASMA COATINGS WITH ADDITION OF NANOSIZED SiO_2 PARTICLES TO THE POWDER COMPOSITION

V.V. Petrenko, V.I. Kopylov

National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Beresteysky Ave., 03056, Kyiv, Ukraine.
E-mail: petrenkovitaliy8@gmail.com

A brief review and analysis of the results of research of multiphase plasma-sprayed coatings based on metallic and ceramic powders containing ultrafine components, conducted by the authors, are presented. The influence of introducing nanosized silicon dioxide (SiO_2) in the form of Aerosil on the formation of the microstructure and macrostructure of the coatings, as well as on the physical and mechanical properties of the substrate-coating system, has been analyzed. A computational and experimental methodology for assessing the possible initiation and propagation of cracks in coatings is proposed. The methodology includes evaluation of the energy balance during bending tests, which made it possible to determine fracture toughness parameters associated with coating delamination and cracking, and to obtain additional information on the strength characteristics of both the coatings themselves and the composite material as a whole. 14 Ref., 3 Tabl., 2 Fig.

Keywords: *plasma coatings, physical and mechanical properties, fracture toughness, nanocomponents, Aerosil, multiphase structure, energy balance*

ORCID

Петренко В.В. – <https://orcid.org/0009-0002-4735-9443>, Копилов В.І. – <https://orcid.org/0000-0002-1789-3226>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

В.В. Петренко

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський проспект, 37

E-mail: petrenkovitaliy8@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Петренко В.В., Копилов В.І. (2026) Підвищення тріщиностійкості плазмових покриттів при введенні до складу порошку нанорозмірних частинок SiO_2 . *Автоматичне зварювання*, 04, 65–73. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.07>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 08.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 28.06.2026

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

