

PACS numbers: 62.20.Qp, 68.35.Gy, 68.55.Jk, 81.20.-n, 81.40.Pq, 82.33.Vx

**Трибологічні властивості композиційного покриття
Ni–Cr–B–Si–боровмісні дисперсні фази, одержаного
дуговим натоплюванням, за абразивної дії та тертя ковзання**

С. О. Лузан, В. А. Бантковський*, А. С. Лузан*

*Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»,
вул. Кирпичова, 2,
61002 Харків, Україна*

**Харківський національний технічний університет
сільського господарства імені Петра Василенка,
вул. Алчевських, 44,
61002 Харків, Україна*

Проведено порівняльну аналізу структурно-фазового стану, мікротвердості, зносостійкості та механізмів зношування при випробуваннях по закріпленому абразиву і нежорстко закріплених абразивних частках, а також в умовах тертя ковзання, нагрітих дуговим способом покриттів композиційним матеріалом (КМ) на основі порошкового матеріалу системи Ni–Cr–B–Si, модифікованого матеріалом, що містить бориди Титану, Хрому, і одержаного з застосуванням процесу самопоширюваного високо-температурного синтезу. Встановлено, що в умовах зношування по закріплених абразивних частках зносостійкість КМ (10% модифікувального композиційного матеріалу (МКМ) + 90% ПГ-10Н-01) в 1,5 рази, а КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) в 1,7 разів перевищує показник в порівнянні із стопом ПГ-10Н-01. Це обумовлено введенням МКМ, який сприяє утворенню нових центрів кристалізації при натоплюванні і в результаті

Corresponding author: Serhiy Oleksiyovych Luzan
E-mail: khadi.luzan@gmail.com

*National Technical University 'Kharkiv Polytechnic Institute',
2 Kyrpychova Str., UA-61002 Kharkiv, Ukraine
*Kharkiv Petro Vasylenko National Technical University of Agriculture,
44 Alchevskyykh Str., UA-61002 Kharkiv, Ukraine*

Citation: S. O. Luzan, V. A. Bantkovskiy, and A. S. Luzan, Tribological Properties of Composite Coating Ni–Cr–B–Si–Boron-Containing Dispersed Phases Obtained by Arc Surfacing, at Abrasive Action and Sliding Friction, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 4: 531–546 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.04.0531](https://doi.org/10.15407/mfint.44.04.0531)

призводить до подрібнення структури. Пластична матриця на основі Ніклю ПГ-10Н-01 перерозподіляє напруги, забезпечуючи умови, в яких тверді складові займають сприятливе положення. Завдяки цьому усувається локальне підвищення контактного тиску і знижується ймовірність відриву твердих зносостійких частинок. Встановлено, що при терті в умовах впливу нежорстко закріплених абразивних частинок підвищена зносостійкість (в 1,2 рази при вмісті 10% МКМ та в 1,4 рази при 20% МКМ більше в порівнянні зі стопом ПГ-10Н-01) обумовлена більш високою здатністю КМ чинити опір процесам мікрорізання за рахунок формування структури на основі нікелевої матриці, в якій містяться рівномірно розподілені тверді включення у вигляді дибориду Титану (TiB_2), боридів Ніклю (Ni_3B) і Хрому (CrB), оксидів Титану (TiO) та Феруму (Fe_3O_4). На основі одержаних експериментальних результатів зроблено висновок, що наявність в натопленому покритті дибориду Титану (TiB_2), боридів Хрому (CrB) і Ніклю (Ni_3B), оксидів Титану (TiO) та Феруму (Fe_3O_4) призводить до зниження інтенсивності зношування в різних умовах тертя.

Ключові слова: композиційний матеріал, борид, СВС-процес, натоплення, зносостійкість.

A comparative analysis of the structural-phase state, microhardness, wear resistance and wear mechanisms is carried out during tests on fixed abrasive and non-rigid fixed abrasive particles, as well as in sliding friction conditions, arc-deposited coatings with a composite material (CM) based on the powder material of the Ni-Cr-B-Si system, modified with a material containing titanium and chromium borides and obtained using the self-propagating high temperature synthesis. It is found that under wear conditions for fixed abrasive particles, the wear resistance of CM (10% modifying composite material (MCM) + 90% ПГ-10Н-01) is 1.5 times higher, and CM (20% microns + 80% ПГ-10Н-01) is 1.7 times higher than that of the ПГ-10Н-01 alloy. This is due to the introduction of MCM, which contributes to the formation of new crystallization centres during surfacing and as a result leads to grinding of the structure. The ПГ-10Н-01 nickel-based plastic matrix redistributes stresses, providing conditions in which solid components occupy a favourable position. This eliminates the local increase in contact pressure and reduces the probability of separation of solid wear-resistant particles. It is found that under friction under the influence of non-rigid abrasive particles, the increased wear resistance (1.2 times at a content of 10% MCM and 1.4 times at 20% MCM more compared to the ПГ-10Н-01 alloy) is due to the higher ability of CM to resist micro-cutting processes due to the formation of a structure based on a nickel matrix, which contains evenly distributed solid inclusions in the form of titanium diboride (TiB_2), nickel borides (Ni_3B) and chromium (CrB), titanium (TiO) and iron (Fe_3O_4) oxides. Based on the obtained experimental results, it is concluded that the presence of titanium diboride (TiB_2), chromium borides (CrB) and nickel (Ni_3B), titanium oxides (TiO) and iron (Fe_3O_4) in the deposited coating leads to a decrease in the intensity of wear under various friction conditions.

Key words: composite material, boride, SHS-process, overlaying welding, wear resistance.

(Отримано 10 серпня 2021 р.; остаточн. варіант — 19 грудня 2021 р.)

1. ВСТУП

Підвищення конструкційної міцності, надійності та довговічності деталей механізмів і машин, продовження ресурсу експлуатації, а також її реновація шляхом застосування сучасних матеріалів і технологій для відновлення працездатності вузлів до рівня нових виробів — пріоритетні напрями розвитку техніки. Причина низького ресурсу деталей машин пов'язана переважно зі зносом і корозійним пошкодженням їх поверхневих шарів. Абразивний знос превалює над усіма іншими: близько 40% деталей засобів транспорту і сільськогосподарських машин мають чисто абразивний знос і більш 50% — абразивний знос в комбінації з іншими видами зносу і руйнувань поверхневого шару. Застосування відомих конструкційних матеріалів вже не забезпечує необхідний ресурс при підвищенні інтенсифікації експлуатації. Відомі традиційні методи зміцнення: термічна, хеміко-термічна, поверхнева пластична деформація також не завжди, як свідчить досвід експлуатації деталей, забезпечують вимоги, що пред'являються до них, і, крім того, відсутня можливість їх ремонту цими ж методами.

Серед метод натоплення зносостійкого шару найбільше застосування одержали ручне дугове зварювання (ММАW) і дугове зварювання самозахисним порошковим дротом (FCAW-S) [1]. При цьому відомо, що в натопленому металі способами ММАW і FCAW-S існує проблема нерівномірного розподілу мікротвердості по товщині натопленого металу. Одною з метод підвищення однорідності натопленого металу є введення екзотермічної добавки [1, 2]. Проте необхідність введення відносно великої кількості екзотермічної суміші (до 40%) зменшує міру легування натопленого металу, і робить малопридатним для одержання композиційних стопів з високим вмістом твердих включень.

Однією з ефективних метод рішення цієї проблеми є натоплювання зносостійких композиційних покриттів. Для одержання композиційних матеріалів в даний час досить активно використовується метода одержання порошкових матеріалів шляхом самопоширюваного високотемпературного синтезу (СВС) з попередньою механоактивувальним обробленням складових компонентів. Така механічна активація порошкових реагуювальних сумішей є ефективним способом управління реакцією твердофазного горіння для синтезу неорганічних матеріалів. Ця технологія одержала розвиток в передових зарубіжних країнах: США, Японії, Китаї, Польщі, Росії, Білорусі та ін. [3].

2. АНАЛІЗА ПУБЛІКАЦІЙ

В даний час одержав розвиток новий напрям — застосування для відновлення деталей нагрітих покриттів, модифікованих композиційними матеріалами, з метою підвищення їх зносостійкості. Проте, поряд з широкими дослідженнями процесів тертя і зношування матеріалів з гомогенною і мікрогетерогенною структурою [3, 4], зношування композиційних матеріалів (КМ), що містять карбід Титану та інші зносостійкі матеріали досліджені недостатньо.

Результати значної кількості експериментальних робіт свідчать про перспективність синтезу зміцнюючої фази безпосередньо в присутності металу [5]. При проведенні реакції в металевій матриці вдається отримати дрібнодисперсні частинки продукту і забезпечити їх рівномірний розподіл в матриці.

Розроблено багатокарбідні СВС-механокомпозити, що представляють собою нові композиційні матеріали зі структурою типу «зміцнююча фаза-матриця». Застосування складів «TiC + (Ni-Cr)», «TiC + SiC + (Ni-Cr)», «TiC + WC + (Ni-Cr)», «TiC + SiC + WC + (Ni-Cr)» дозволяє за допомогою порошкового електроду сформувати зносостійке покриття на деталях машин [6].

Відомо, що сполуки металів з Бором (бориди) мають високу твердість з пластичними властивостями і високу хемічну інертність, вони є одним з найбільш ефективних і економічних мікролегувальних елементів сталі. У більшості випадків мінімальна концентрація Бору в металі для одержання позитивного результату становить близько однієї тисячної масової частки відсотка. Унікальність Бору полягає в тому, що при такому малому вмісті в сталі, він здатний надавати на її властивості вплив, еквівалентний дії значно більшої кількості таких легувальних елементів, як Cr, Mo, Ni та ін. [7].

В роботі [8] одержували боровмісні композиційні покриття на легованій вуглецевій сталі 65Г, яка застосовується для виготовлення ґрунтообробних органів машин. Як борувальні компоненти застосовували технічний карбід Бору B_4C і реактивний аморфний бор. Борувальну суміш у вигляді пасту наносили на зразки, які в індукторі нагрівалися струмами високої частоти до температури 1570–1620 К протягом 1–2 хв. Необхідність застосування для нагріву індукторів обмежує номенклатуру зміцнювальних деталей.

Основною ідеєю пропонованого підходу є збільшення зносостійкості нагрітих покриттів на основі стопу системи Ni-Cr-B-Si шляхом введення в шихту дибориду Титану і бориду Хрому, синтезованих із застосуванням СВС-процесу. Як матеріал матриці пропонується використовувати порошок на ніклевій основі, що промислово випускається в Україні, марки ПГ-10Н-01 ТУУ 322-19-004-96, покриття з якого після нагрівання мають високу міцність і твердість, однак їх зносостійкість в умовах сухого тертя недостат-

ньо висока і тому потрібні модифікування натопленого матеріалу. Введення до складу стопу системи Ni–Cr–B–Si значної кількості боридів може привести до окрихчування покриття при значних контактних навантаженнях, зокрема при сухому терті ковзання. При абразивному впливі в залежності від співвідношення твердості боридних включень і абразивних частинок можна припустити, що буде одержаний різний результат з точки зору ефективності застосування дибориду Титану і бориду Хрому для підвищення зносостійкості покриття на основі стопу Ni–Cr–B–Si, одержаного дуговим натоплюванням. Тому необхідно для запропонованих складів композиційних матеріалів провести дослідження структури і зносостійкості натоплених покриттів в різних умовах зношування.

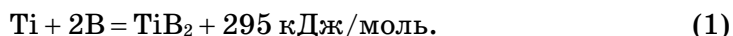
3. МЕТА ДОСЛІДЖЕННЯ

Мета роботи полягає в проведенні порівняльної аналізи структурно-фазового стану, мікротвердості, трибологічних властивостей і механізмів зношування при випробуваннях в умовах тертя ковзання, впливу закріплених і нежорстко закріплених абразивних частинок натоплених дуговим способом покриттів композиційним матеріалом (КМ) на основі порошкового матеріалу системи Ni–Cr–B–Si, модифікованого матеріалом, що містить бориди Титану, Хрому і одержаного з застосуванням СВС-процесу.

4. МАТЕРІЯЛ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Традиційним матеріалом, використовуваним для борного легування сталі, є феробор. Багаторічна практика застосування феробору показала, що здійснити мікролегування сталі Бором з його допомогою досить складно. Пов'язано це, в першу чергу, з високою реакційною здатністю Бору в сталевому розтопі і його високою хемічною спорідненістю по відношенню до Оксигену і Нітрогену. Крім того, в більшості випадків потрібно забезпечити в металі вкрай малу концентрацію розчиненого Бору.

Тому при отриманні композиційного матеріалу синтезуватимемо диборид Титану із застосуванням СВС-процесу (1) [9]:



В результаті тепла, що виділяється, температура твердих і розтоплених продуктів реакції досягає 2500–3500 К, тому реакція не залежить від зовнішніх джерел нагріву і може поширюватися як хвиля горіння, що сама виробляє енергію для свого поширення.

У рамках досліджень, що проводяться, відпрацьовувалися скла-

ди початкових порошкових сумішей і режими їх механоактивації для отримання композиційних матеріалів для натоплювання.

В якості початкових матеріалів для одержання модифікувального композиційного матеріалу (МКМ) використали порошки Титану марки ВТ1-0, Бору В і Карбону марки ПМ-15. Крім того, для збільшення теплового ефекту СВС-процесу в механічну суміш вводили терморреагуювальний порошок алюмініду Ніклю ПТ-НА-01, алюмінієву пудру (порошок) ПАП-1 ГОСТ 5494-95 і оксид Феруму Fe_2O_3 . Фракційний склад усіх початкових порошкових компонентів знаходився в межах (63–100) мкм. Співвідношення компонентів в суміші було еквімолярним, щоб в результаті подальшої СВС-реакції відбувався синтез бориду стехіометричного складу.

Обрані компоненти змішувалися і одержана порошкова суміш піддавалась механічній активації, яка здійснювалася в планетарних кульових млинах АГО-2. У проведених експериментах об'єм барабанів — 160 см³, діаметр куль — 4–5 мм, маса куль — 200 г. Час процесу механоактивації варіювався в діапазоні від 2 до 6 хв.

Одержання КМ здійснювалося в два етапи: 1) змішування порошків Ti, B, C, Fe_2O_3 , Al, ПТ-НА-01 і їх спільна механоактивація, додавання зв'язувального — клей марки «Метилан», формування циліндра і сушка, ініціація СВС-процесу, в ході якого синтезуються частки бориду Титану, Хрому та ін., 2) дроблення, одержаного при спіканні матеріалу, і змішування одержаного порошку з промисловим порошком марки ПГ-10Н-01 ТУУ 322-19-004-96, механоактивація одержаної порошкової суміші; додавання в механоактивовану порошкову суміш рідкого скла ГОСТ 13078-81 до одержання нею пастоподібного стану.

Приготовану пасту наносили на підготовлену для натоплювання поверхню сталевієї пластини (сталь 20), і після просушування здійснювали натоплювання графітовим електродом діаметром 10 мм, струм натоплювання 80-120 А, полярність — пряма. Дугове натоплювання виконували з використанням інверторного джерела живлення Патон ВДІ-200Р DC TIG.

5. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ І ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Мікроструктура натоплених покриттів порошком ПГ-10Н-01 має дендритний характер (рис. 1, а), композиційним матеріалом є матричний матеріал із самофлюсівного стопу ПГ-10Н-01, в якому рівномірно розподілені тверді включення, причому зі збільшенням змісту МКМ їх кількість збільшується (рис. 1, б і 1, в).

Як показали результати рентгенофазової аналізи цими частками є диборид Титану (TiB_2), борид Ніклю (Ni_3B), оксиди Титану (TiO) та Феруму (Fe_3O_4) для КМ, що містить 10% МКМ (рис. 2, б), і дибориду Титану (TiB_2), бориду Хрому (CrB), бориду Ніклю (Ni_3B) і оксиду

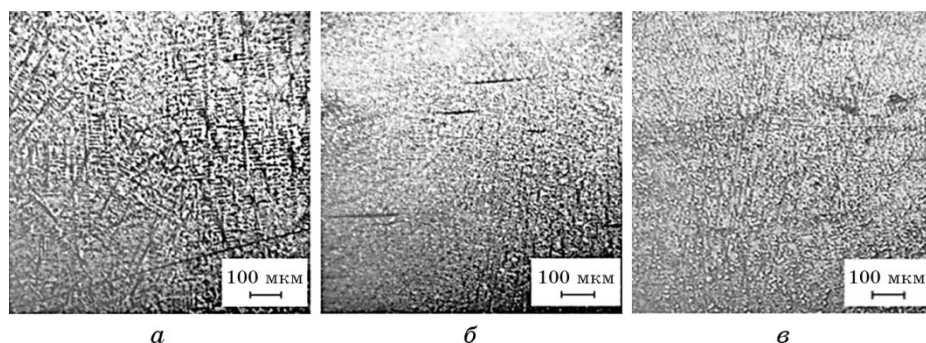


Рис. 1. Мікроструктура наотпелених покриттів: ПГ-10Н-01 (а), КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) (б), КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) (в).

Fig. 1. Microstructure of deposited coatings: ПГ-10Н-01 (а), СМ (10% МСМ + 90% ПГ-10Н-01) (б), СМ (20% МСМ + 80% ПГ-10Н-01) (в).

Титану (TiO) для КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) (рис. 2, в) [3, 4].

У виконаних раніше роботах [5, 6], показано, що основною структурною складовою ніклевих самофлюсівних стопів є γ -твердий розчин на основі Нікелю (γ -Ni), який має ГЦК-ґратницю, і евтектика, що складається з γ -Ni і фази бориду Ni_3B , що відповідає отриманим результатам рентгенофазової аналізи (рис. 2, а).

При додаванні 10, 20% мас. МКМ до складу порошку ПГ-10Н-01 при наотплюванні формується композиційне покриття. На рентгєнівських дифрактограмах цих покриттів видно додаткові піки (див. рис. 2, б і в), що свідчать про формування нових фаз в порівнянні з фазовим складом Ni-Cr-B-Si покриття (див. рис. 2, а). Особливо слід виділити диборид Титану TiB_2 , який має високу твердість (34 ГПа) і високі абразивні властивості [7]. Високий рівень його

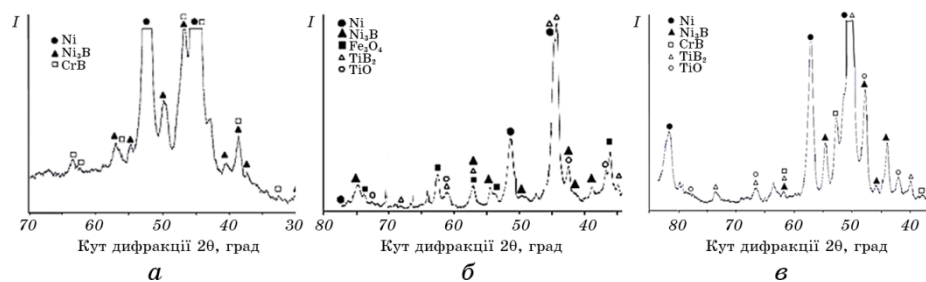


Рис. 2. Рентгєнівська дифрактограма наотпелених шарів: ПГ-10Н-01 (а), КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) (б), КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) (в).

Fig. 2. X-ray diffraction pattern of deposited layers: ПГ-10Н-01 (а), СМ (10% МСМ + 90% ПГ-10Н-01) (б), СМ (20% МСМ + 80% ПГ-10Н-01) (в).

твердості пояснюється особливостями будови, щільністю упаковки і жорсткістю кристалічної ґратниці (гексагональна сингонія, структурний тип $P6/mmm$) [8].

Мікротвердість нагрітих покриттів, заміряна у напрямку від поверхні основи до поверхні шару, змінювалась нерівномірно (рис. 3). Середня мікротвердість покриття КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) становить 740 HV, покриття КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) — 978 HV, що перевищує середню мікротвердість покриття ПГ-10Н-01, яка дорівнює 520 HV. З розподілу мікротвердості КМ видно, що існує тенденція до її підвищення в напрямку до поверхні нагрітого шару (рис. 3, лінії 2, 3), що пояснюється підвищенням концентрації твердих включень в матричному матеріалі ПГ-10Н-01.

Розподіл мікротвердості КМ, що містить 20% МКМ, більш стабільний в порівнянні з покриттям, яке містить 10% МКМ. Це можна пояснити більш рівномірним розподілом в матричному матеріалі ПГ-10Н-01 твердих частинок зі збільшенням їх концентрації. Мікротвердість нагрітого шару ПГ-10Н-01 стабілізується в напрямку від основи до його поверхні, що пояснюється ефектом самофлюсування стопу в процесі нагрівання і більш рівномірному розподілі в ніклевій матриці твердих включень Ni_3B [9].

Таким чином результати дослідження мікротвердості покриттів

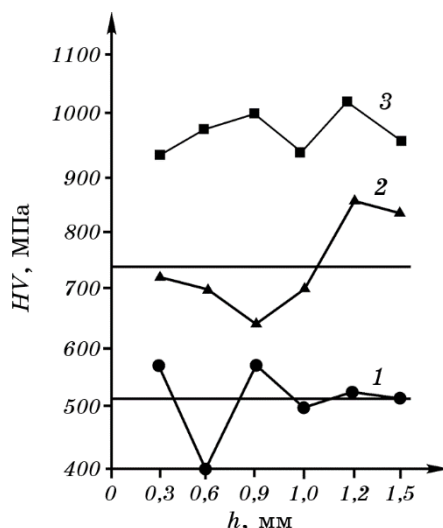


Рис. 3. Зміна мікротвердості HV нагрітого металу в напрямку від поверхні основи до поверхні шару: 1 — ПГ-10Н-01, 2 — КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01), 3 — КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01).

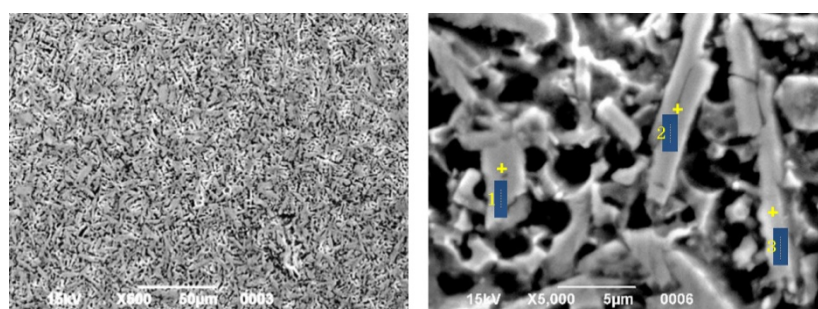
Fig. 3. Change in the microhardness HV of the deposited metal in the direction from the base surface to the layer surface: 1—ПГ-10Н-01, 2—СМ (10% МСМ + 90% ПГ-10Н-01), 3—СМ (20% МСМ + 80% ПГ-10Н-01).

підтверджують висновки про те, що в дендритній структурі немодифікованого натопленого шару значення мікротвердості нестабільні і абсолютні показники знаходяться в межах 396–578 МПа, що представлено на рис. 3 (лінія 1). При натоплюванні КМ забезпечується формування боронасиченої структури, що має приблизно в 1,4 для КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) і в 1,9 разів для КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) більш високі показники середньої мікротвердості, рис. 3 (лінії 2, 3). Також важливо відзначити, що показники мікротвердості в модифікованих покриттях з вмістом 20% МКМ, мають менший розкид значень по всій товщині натопленого шару, що є критерієм стабільності показників високої абразивної зносостійкості.

Дослідження мікроструктури натоплених шарів на сканувальному електронному мікроскопі JSM-6390LV показали, що вона має типову морфологію, яка формується на поверхні металу в процесі кристалізації з спрямованим відведенням тепла (рис. 4, а, б) [4].

Хемічний склад 1–3 свідчить про присутність в покритті елементів В, О, Тi, Сr, Ni (рис. 4, в). Це підтверджує результати рентгенофазової аналізи, яким було встановлено наявність фаз, TiB₂, CrB, Ni₃B, TiO (рис. 2, в).

Фотографії натопленого покриття, зняті в рентгенівському характеристичному випромінненні Ti, Cr, Ni, C, B, O, Si, Fe, свідчать про



Спектр	а					б				
	В	С	О	Si	Р	Ti	Cr	Fe	Ni	
1	17,50	14,70	7,10	0,81	0,24	9,63	8,99	19,43	21,60	
2	19,17	15,22	8,38	1,14	0,41	4,50	5,36	19,36	26,46	
3	16,13	15,11	5,18	0,72	0,24	5,53	5,00	18,39	33,70	

в

Рис. 4. Мікроструктура (а, б) і хемічний склад (% мас.) (в) натопленого покриття КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01).

Fig. 4. Microstructure (а, б) and chemical composition (% wt.) (в) deposited coating CM (20% MCM + 80% ПГ-10Н-01).

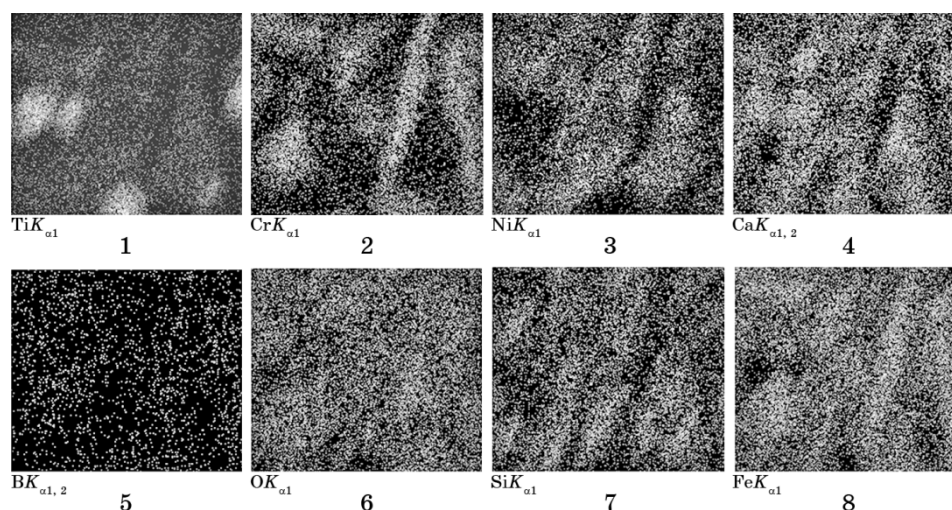


Рис. 5. Розподіл елементів в покритті: 1 — Ti, 2 — Cr, 3 — Ni, 4 — C, 5 — B, 6 — O, 7 — Si, 8 — Fe.

Fig. 5. Distribution of elements in coverage: 1—Ti, 2—Cr, 3—Ni, 4—C, 5—B, 6—O, 7—Si, 8—Fe.

досить рівномірний розподіл цих елементів (рис. 5).

Трибологічні властивості композиційних покриттів, одержаних дуговим натоплюванням, досліджувалися в умовах абразивного зношування і тертя ковзання.

На рисунку 6, а представлені результати випробувань натоплених покриттів на зносостійкість за допомогою машини тертя МІ за схемою диск-колодка при питомому навантаженні 8 МПа та швидкості ковзання 0,7 м/с в середовищі індустріальної олії.

Тривалість випробувань $200 \cdot 10^3$ циклів або 16,6 годин, перед початком випробувань здійснювалась їхня приробка в кількості $N = 30 \cdot 10^3$ циклів для забезпечення контакту по всій поверхні тертя. Виміри зносу шляхом зважування здійснювалися через кожні $20 \cdot 10^3$ циклів. Як показали результати випробувань, у порівнянні зі самофлюсованим стопом марки ПГ-10Н-01 зносостійкість КМ складу (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) збільшилась в 2,1 рази ($0,0038 \cdot 10^{-3}$ і $0,008 \cdot 10^{-3}$ мм³/(см²·с) відповідно), а зносостійкість КМ складу (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) в 2,35 рази ($0,0034 \cdot 10^{-3}$ і $0,008 \cdot 10^{-3}$ мм³/(см²·с) відповідно) відповідно (рис. 6).

Випробування на абразивне зношування досліджуваних матеріалів в умовах при терті о закріплені абразивні частинки оцінювали відповідно до ГОСТ 17367. Результати випробувань на тертя о закріплені частки представлені на рис. 6, б. В якості контрольного матеріалу використовувався стоп ПГ-10Н-01, його зносостійкість

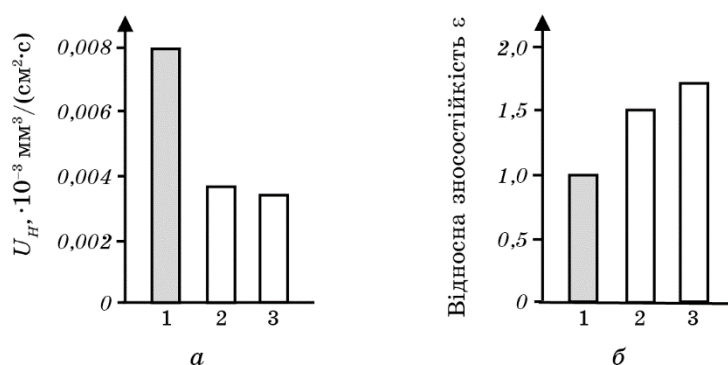


Рис. 6. Зносостійкість натоплених дуговим методом матеріалів в процесі нормального тертя (а) і умовах впливу закріплених частинок абразиву (б): 1 — стоп ПГ-10Н-01, 2 — КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01), 3 — КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01).

Fig. 6. Wear resistance of materials deposited by the arc method in the process of normal friction (a) and under the influence of fixed abrasive particles (b): 1—ПГ-10Н-01, 2—СМ (10% МСМ + 90% ПГ-10Н-01), 3—СМ (20% МСМ + 80% ПГ-10Н-01).

була прийнята за одиницю.

Як свідчать результати випробувань на зносостійкість натоплених дуговою методою матеріалів (рис. 6, б), абразивна зносостійкість КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) в 1,5 разів, а КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) в 1,7 разів перевищує показник для самофлюсівного стопу ПГ-10Н-01.

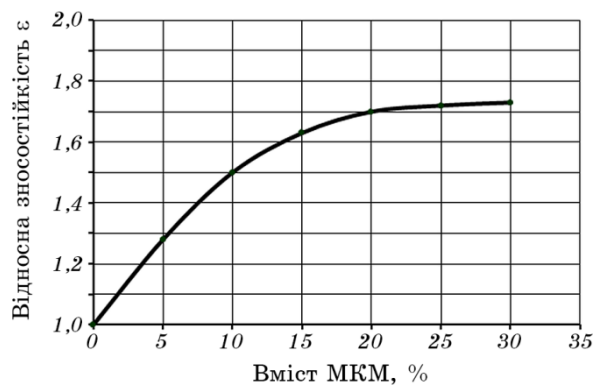


Рис. 7. Відносна зносостійкість покриттів КМ в залежності від вмісту МКМ.

Fig. 7. Relative wear resistance of coatings CM depending on the content of MCM.

Отже, наявність в натопленому покритті дибориду Титану (TiB_2), боридів Хрому (CrB) і Ніклю (Ni_3B), оксидів Титану (TiO) та Феруму (Fe_3O_4) призводить до зниження інтенсивності зношування.

На підставі експериментальних даних була побудована залежність відносної зносостійкості при терті о закріплені частки від кількісного вмісту МКМ в КМ (рис. 7).

Згідно з результатами випробувань, наведеними на графіку, зносостійкість натопленого покриття підвищується зі збільшенням вмісту МКМ в КМ. Необхідно відзначити, що в інтервалі вмісту МКМ від 0 до 15% зносостійкість зростає більш інтенсивно, ніж в подальшому інтервалі від 15 до 30%. У той же час слід зазначити, що перевищення вмісту в КМ синтезованого МКМ більше 20% погіршує його наплавочно-технологічні властивості.

Морфологія поверхонь тертя також добре узгоджується з результатами випробувань на тертя о закріплені частки натоплених покриттів ПГ-10Н-01 і КМ (рис. 8). При зношуванні в умовах впливу закріплених частинок абразиву виявлені досить глибокі паралельні канавки на покритті зі стопу ПГ-10Н-01 (рис. 8, *a*).

Також зустрічаються і більш глибокі борозенки від твердих частинок боридів, що відкололися від ніклевої матриці. Рельєф поверхні зношування має нерівномірний характер. На поверхнях натоплених покриттів з КМ спостерігаються неглибокі, дрібні і рівномірно розташовані подряпини від тертя (рис. 8, *б* і *в*), причому зі збільшенням вмісту МКМ подряпини стають більш дрібними. Це пояснюється введенням МКМ, який сприяє утворенню нових центрів кристалізації при натоплюванні і в результаті призводить до подрібнення структури. Пластична матриця на основі Ніклю ПГ-10Н-01

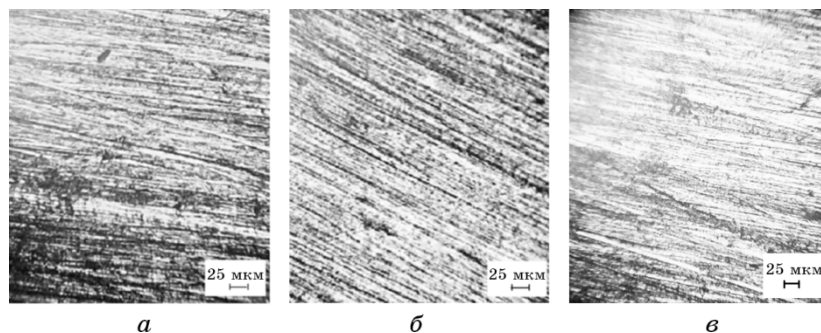


Рис. 8. Морфологія поверхонь тертя при зношуванні о закріплені частинки абразиву натоплених матеріалів: ПГ-10Н-01 (*a*), КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) (*б*), КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) (*в*).

Fig. 8. Morphology of friction surfaces during wear on fixed abrasive particles of deposited materials: ПГ-10Н-01 (*a*), CM (10% MCM + 90% ПГ-10Н-01) (*б*), CM (20% MCM + 80% ПГ-10Н-01) (*в*).

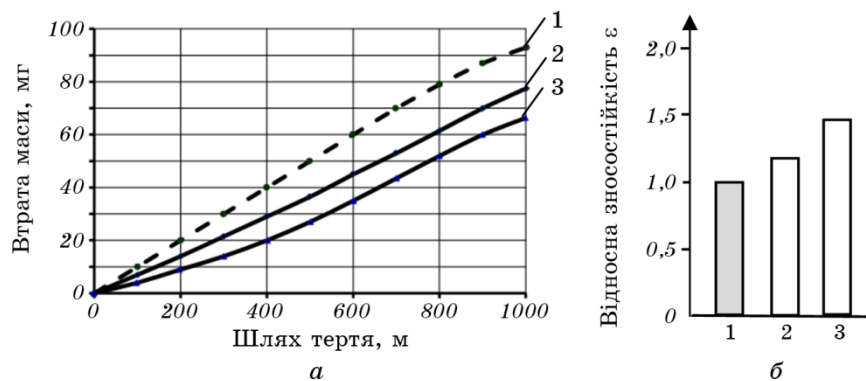


Рис. 9. Втрати маси нагнаних покриттів (*a*) та їх відносна зносостійкість (*б*) при терті в умовах впливу нежорстко закріплених абразивних частинок: 1 — ПГ-10Н-01, 2 — КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01), 3 — КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01).

Fig. 9. Mass loss of deposited coatings (*a*) and their relative wear resistance (*б*) under friction conditions under the influence of non-rigid abrasive particles: 1—ПГ-10Н-01, 2—СМ (10% МСМ + 90% ПГ-10Н-01), 3—СМ (20% МСМ + 80% ПГ-10Н-01).

перерозподіляє напруги, забезпечуючи умови, в яких тверді складові займають сприятливе положення. Завдяки цьому усувається локальне підвищення контактного тиску і знижується ймовірність відриву твердих зносостійких частинок при введенні модифікувального матеріалу в кількості до 20% [10, 11].

Для дослідження зносостійкості поверхневих шарів при терті в умовах впливу нежорстко закріплених абразивних частинок використовували річковий пісок з розміром частинок ~ 200 мкм. На рисунку 9, *a* представлені залежності втрати маси досліджуваних нагнаних покриттів від шляху тертя. З аналізу одержаних залежностей можна зробити висновок, що характер зношування матричного ПГ-10Н-01 і КМ (2, 3) однаковий. Абразивна стійкість у КМ вища, ніж у самофлюсівного стопу ПГ-10Н-01, причому зі збільшенням вмісту в КМ МКМ його зносостійкість збільшується.

На рисунку 9, *б* представлені результати дослідження відносної зносостійкості нагнаних шарів в умовах впливу нежорстко закріплених абразивних частинок за методикою відповідно до ГОСТ 23.208 за формулою:

$$K_3 = \frac{\bar{g}_e \rho_d N_d}{\bar{g}_d \rho_e N_e}, \quad (2)$$

де \bar{g}_e , \bar{g}_d — значення втрат маси при випробуваннях еталонних зразків і зразків досліджуваного матеріалу, ρ_e , ρ_d — густини еталон-

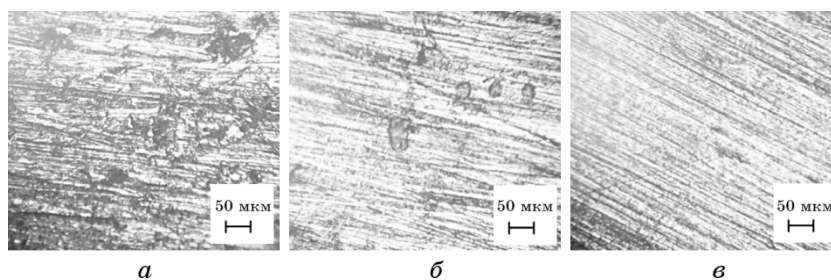


Рис. 10. Поверхні зношування матеріалів після випробувань в умовах впливу нежорстко закріплених абразивних частинок: ПГ-10Н-01 (а), КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) (б), КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) (в).

Fig. 10. Wear surfaces of materials after testing under the influence of non-rigid abrasive particles: ПГ-10Н-01 (а), СМ (10% МСМ + 90% ПГ-10Н-01) (б), СМ (20% МСМ + 80% ПГ-10Н-01) (в).

ного та досліджуваного матеріалів, г/см^3 , N_e , N_d — кількість обертів ролика при випробуваннях еталонного та досліджуваного матеріалів. З аналізу рисунку 9, б видно, що відносна зносостійкість нагрітого композиційного матеріалу, що містить 10% МКМ в 1,2 рази, а 20% МКМ в 1,4 рази більше в порівнянні зі стопом ПГ-10Н-01.

Такі результати обумовлені більш високою здатністю КМ чинити опір процесам мікрорізання за рахунок формування структури на основі нікелевої матриці, в якій містяться рівномірно розподілені тверді включення у вигляді дибориду Титану (TiB_2), боридів Нікелю (Ni_3B) і Хрому (CrB), оксидів Титану (TiO) та Феруму (Fe_3O_4).

Поверхня тертя в лунці зносу нагрітих зразків стопом ПГ-10Н-01 характеризується наявністю глибоких подряпин (рис. 10, а), що свідчать про розвиток процесу інтенсивного зношування. Покриття, отриманому при нагріюванні стопу ПГ-10Н-01, відповідає високий рівень шорсткості матеріалу, який складає $R_a = 1,32$ мкм. Поверхні тертя в лунках зносу нагрітих зразків КМ характеризуються також наявністю подряпин, але менших за розміром. Так шорсткість КМ складу (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) і складу (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) складає $R_a = 0,82$ та $0,38$ мкм відповідно (рис. 10, б і в). Викришування твердих частинок (боридів, оксидів) не встановлено.

Порівняльна аналіза свідчить про те, що в умовах впливу нежорстко закріплених абразивних частинок нагріті шари КМ характеризуються більш високою стійкістю.

6. ВИСНОВКИ

Нагріті дуговим способом покриття композиційними матерія-

лами складів 10–20% МКМ + 90–80% ПГ-10Н-01, містять в структурі тверді включення у вигляді дибориду Титану (TiB_2), боридів Ніклю (Ni_3B) і Хрому (CrB), оксидів Титану (TiO) та Феруму (Fe_3O_4), що забезпечує середню мікротвердість покриття 740–978 HV і підвищену зносостійкість в умовах абразивного середовища в порівнянні з характеристиками базового покриття ПГ-10Н-01 з основною зміцнюючою фазою Ni_3B , що має середню мікротвердість 520 HV. Для одержання МКМ із застосуванням СВС-процесу використали порошки Титану марки ВТ1-0, Бору В і Карбону марки ПМ-15, порошок алюмініду Ніклю ПТ-НА-01, алюмінійову пудру (порошок) ПАП-1 і оксид Феруму Fe_2O_3 .

В умовах зношування по закріплених абразивних частках зносостійкість КМ (10% МКМ + 90% ПГ-10Н-01) в 1,5 разів, а КМ (20% МКМ + 80% ПГ-10Н-01) в 1,7 разів перевищує показник в порівнянні із стопом ПГ-10Н-01.

Це обумовлено введенням МКМ, який сприяє утворенню нових центрів кристалізації при нагріванні і в результаті призводить до подрібнення структури. Пластична матриця на основі Ніклю ПГ-10Н-01 перерозподіляє напруги, забезпечуючи умови, в яких тверді складові займають сприятливе положення. Завдяки цьому усувається локальне підвищення контактної тиску і знижується ймовірність відриву твердих зносостійких частинок при введенні модифікувального матеріалу в кількості до 20%.

Підвищена зносостійкість (в 1,2 рази при вмісті 10% МКМ і в 1,4 рази при 20% МКМ більше в порівнянні зі стопом ПГ-10Н-01) нагрітого композиційного матеріалу при терті в умовах впливу нежорстко закріплених абразивних частинок обумовлена більш високою здатністю КМ чинити опір процесам мікрорізання за рахунок формування структури на основі нікелевої матриці, в якій містяться рівномірно розподілені тверді включення у вигляді дибориду Титану (TiB_2), боридів Ніклю (Ni_3B) і Хрому (CrB), оксидів Титану (TiO) та Феруму (Fe_3O_4).

Зносостійкість нагрітих дуговим методом КМ, що містять 10 і 20% МКМ, в процесі нормального тертя в 2,1 і 2,35 рази перевищує зносостійкість самофлюсівного стопу марки ПГ-10Н-01.

Таким чином, наявність в нагрітому покритті дибориду Титану (TiB_2), боридів Хрому (CrB) і Ніклю (Ni_3B), оксидів Титану (TiO) та Феруму (Fe_3O_4) призводить до зниження інтенсивності зношування в різних умовах тертя.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. B. Trembach, A. Grin, M. Turchanin, N. Makarenko, O. Markov, and I. Trembach, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **114**, No. 3: 1099 (2021).
2. B. Trembach, A. Grin, N. Makarenko, S. Zharikov, I. Trembach, and O. Mar-

- kov. *J. Mater. Res. Technol.*, **9**, No. 5: 10520 (2020).
3. S. A. Luzan, A. I. Sidashenko, and A. S. Luzan, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 4: 541 (2020).
 4. S. O. Luzan and A. S. Luzan, *Materials Science*, **56**, No. 3: 381 (2020).
 5. A. V. Makarov, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, and A. L. Osintseva, *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, Iss. 3: 83 (2015).
 6. F. Otsubo, H. Era, and K. Kishitake, *J. Thermal Spray Technology*, **9**, Iss. 1: 107 (2000).
 7. Т. И. Серебрякова, В. А. Неронов, Г. Д. Пешева, *Высокотемпературные бориды* (Москва: Металлургия: 1991).
 8. Г. В. Самсонов, Т. И. Серебрякова, В. А. Неронов, *Бориды* (Москва: Атомиздат: 1975).
 9. W. Żyrawski and S. Skrzypek, *J. Surface and Coatings Technology*, **220**: 282 (2013).
 10. В. Е. Семененко, Н. Н. Пилипенко, *Вопросы атомной науки и техники*, № 6: 140 (2004).
 11. Г. Н. Лукина, М. В. Большаков, *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, № 5: 63 (1999).

REFERENCES

1. B. Trembach, A. Grin, M. Turchanin, N. Makarenko, O. Markov, and I. Trembach, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **114**, No. 3: 1099 (2021).
2. B. Trembach, A. Grin, N. Makarenko, S. Zharikov, I. Trembach, and O. Markov. *J. Mater. Res. Technol.*, **9**, No. 5: 10520 (2020).
3. S. A. Luzan, A. I. Sidashenko, and A. S. Luzan, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 4: 541 (2020).
4. S. O. Luzan and A. S. Luzan, *Materials Science*, **56**, No. 3: 381 (2020).
5. A. V. Makarov, N. N. Soboleva, I. Yu. Malygina, and A. L. Osintseva, *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, Iss. 3: 83 (2015).
6. F. Otsubo, H. Era, and K. Kishitake, *J. Thermal Spray Technology*, **9**, Iss. 1: 107 (2000).
7. Т. И. Серебрякова, В. А. Неронов, and Г. Д. Пешева, *Vysokotemperaturnye Boridy* [High Temperature Borides] (Moscow: Metallurgiya: 1991) (in Russian).
8. Г. В. Самсонов, Т. И. Серебрякова, and В. А. Неронов, *Boridy* [Borides] (Moscow: Atomizdat: 1975) (in Russian).
9. W. Żyrawski and S. Skrzypek, *J. Surface and Coatings Technology*, **220**: 282 (2013).
10. В. Е. Семененко and Н. Н. Пилипенко, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki*, No. 6: 140 (2004) (in Russian).
11. Г. Н. Лукина and М. В. Бол'шakov, *Physicochemical Mechanics of Materials*, No. 5: 63 (1999) (in Russian).