

METALLIC SURFACES AND FILMS

PACS numbers: 61.72.Dd, 62.20.Qr, 68.35.-p, 81.15.Rs, 81.40.Pq, 81.65.Lp

Структурно-фазовий стан і зношування покриття Ni–Cr–B–Si–C на сталі 45 за умов тертя із зсувною компонентою навантаження

Б. М. Мордюк, О. О. Мікосянчик*, Р. Г. Мнацаканов*

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,
бульв. Академіка Вернадського, 36,
03142 Київ, Україна*

**Національний авіаційний університет,
просп. Космонавта Комарова, 1,
03058 Київ, Україна*

Експериментально досліджені структурно-фазові зміни та зношування газополуменевого покриття системи Ni–Cr–B–Si–C на сталі 45 за умов його інтенсивної деформації тертям із зсувною компонентою навантаження в середовищі трансмісійної оливи. За допомогою оптичної мікроскопії, растрової електронної мікроскопії, рентгеноспектрального та рентгенівського структурно-фазового аналізу досліджені морфологія, мікроструктура, фазовий та хімічний склад покриття Ni–Cr–B–Si–C до і після трибологічних випробувань. Встановлено, що за умов прикладання нормальних (250 МПа) та зсувних $P_{SH} = 30\text{--}50$ МПа (20%) напружень в зоні контакту покриття Ni–Cr–B–Si–C демонструє вдвічі вищу зносостійкість у порівнянні із матеріалом основи (сталь 45). Основними факторами підвищення зносостійкості та зниження роботи тертя покриття Ni–Cr–B–Si–C є наявність у наноструктурованому матричному твердому розчині на основі Ni рівномірно розподілених дисперсних частинок боридів Ni і Cr, карбідів Cr, а також силіцидів Ni. Підвищення триботехнічних характе-

Corresponding author: Bohdan Mykolayovych Mordyuk
E-mail: mordyuk@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine
*National Aviation University,
1 Cosmonaut Komarov Ave., UA-03058 Kyiv, Ukraine*

Citation: B. N. Mordyuk, O. O. Mikosyanchik, and R. G. Mnatsakanov, Structure-Phase State and Wear of Ni–Cr–B–Si–C Coating on Steel 1045 under Friction Conditions with the Shear Load Component, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 42, No. 2: 175–195 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.02.0175](https://doi.org/10.15407/mfint.42.02.0175).

ристик фрикційно-зміцненого шару покриття Ni–Cr–B–Si–C також обумовлене його насиченням елементами середовища та мастила (Карбон, Фосфор).

Ключові слова: тверде захисне покриття, мікроструктура, карбіди, бориди, мікротвердість, опір зношуванню, сталь 45.

Structural-phase changes and wear of the gas-flame coating of Ni–Cr–B–Si–C system on steel 1045 are investigated experimentally under conditions of its intense deformation by the friction with a shear component of the load in the transmission oil. Using light microscopy, scanning electron microscopy, X-ray spectroscopy and X-ray structural-phase analysis, the morphology, microstructure, phase and chemical compositions of the Ni–Cr–B–Si–C coating are investigated before and after tribological tests. As found, under conditions of the applied normal (250 MPa) and shear ($P_{SH} = 30\text{--}50$ MPa (20%)) stresses in the contact zone the Ni–Cr–B–Si–C coating exhibits a twice higher wear resistance as compared to the base material (steel 1045). The main factors for increasing the wear resistance and reducing the friction work of the coating Ni–Cr–B–Si–C is the presence of the uniformly dispersed particles of Ni and Cr borides, Cr carbides, and Ni silicides in the nanostructured Ni-based solid solution matrix. The increase in tribotechnical characteristics of the friction-strengthened layer of Ni–Cr–B–Si–C coating is also due to its saturation with the elements from medium and oil (carbon, phosphorus).

Key words: hardfacing protective coating, microstructure, carbides, borides, microhardness, wear, steel 1045.

Експериментально изучены структурно-фазовые изменения и износ газопламенного покрытия системы Ni–Cr–B–Si–C на стали 45 в условиях его интенсивной деформации трением со сдвиговой компонентой нагрузки в среде трансмиссионного масла. С помощью оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального и рентгеновского структурно-фазового анализа исследованы морфология, микроструктура, фазовый и химический состав покрытия Ni–Cr–B–Si–C до и после трибологических испытаний. Установлено, что в условиях приложения нормальных (250 МПа) и сдвиговых $P_{SH} = 30\text{--}50$ МПа (20%) напряжений в зоне контакта покрытие Ni–Cr–B–Si–C демонстрирует в два раза более высокую износостойкость по сравнению с материалом основы (сталь 45). Основными факторами повышения износостойкости и снижения работы трения покрытия Ni–Cr–B–Si–C является наличие в наноструктурированном матричном твёрдом растворе на основе Ni равномерно распределённых дисперсных частиц боридов Ni и Cr, карбидов Cr, а также силицидов Ni. Повышение триботехнических характеристик фрикционно-упрочнённого слоя покрытия Ni–Cr–B–Si–C также обусловлено его насыщением элементами среды и смазки (углерод, фосфор).

Ключевые слова: твёрдое защитное покрытие, микроструктура, карбиды, бориды, микротвёрдость, износ, сталь 45.

(Отримано 16 вересня 2019 р.; остаточн. варіант — 16 жовтня 2019 р.)

1. ВСТУП

З огляду на актуальність проблем ресурсо- та енергозбереження в промисловості економічно перспективними є розробки комплексу технологічних заходів, спрямованих на підвищення експлуатаційних характеристик матеріалів (їх опору втомі, корозії, зношуванню), а також на відновлення і зміцнення зношених деталей.

Одним із найбільш перспективних підходів для підвищення довговічності і міжремонтного ресурсу деталей машин і механізмів є застосування комплексних методів оброблення металевих поверхонь, які включають сучасні методи термічної дії (лазерне гартування [1]), нанесення покриттів (лазерне оплавлення [2–4], електроіскрове легування [5], плазово-дугове наварювання [6], газотермічне напорошення [7, 8]) та інтенсивної пластичної деформації (дробоструменева обробка (shot peening) [9], механічна обробка тертям (surface mechanical attrition treatment—SMAT [9, 10], ультразвукова ударна обробка (УЗУО) (ultrasonic impact treatment—UIT) [11, 12]). Формування наноструктурованих поверхневих шарів і покриттів, зміцнених за рахунок ультрадисперсних чи нанорозмірних зерен або зміцнюючих частинок дозволяє підвищувати триботехнічні характеристики контактних поверхонь і сприяє підвищенню їх зносостійкості [1–4, 9–15].

Серед сучасних методів отримання зносостійких покриттів слід виділити методи газотермічного напорошення за рахунок застосування високотемпературного та високошвидкісного струменя розплавленого порошку заданого складу [7, 8]. Цей метод газополуменового напорошення, розроблений у Інституті електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України [8], дозволяє проводити як фінішне оброблення, так і ремонт пошкоджених деталей і елементів пар тертя, що широко застосовуються у машинобудуванні (деталі зубчастих передач) та, зокрема, у виробництві рухомого складу залізничного транспорту (клапани ДВЗ, деталі зчеплення вагонів, вали, хрестовини і т.п.).

Стопи на основі Ніклю, леговані Бором і Силіцієм, відрізняються здатністю до самозмащування в процесі тертя та мають високу технологічність з огляду на можливість нанесення газотермічним методом (відносно низька температура плавлення; оплавлення в окислювальній або нейтральній атмосфері в щільне, безпористе покриття). Порошки стопів системи Ni–Cr–B–Si є одними з найбільш широко використовуваних для наплавлення на контактні поверхні в якості зносостійких і корозійностійких покриттів [2–4, 16]. Необхідною умовою досягнення необхідної твердості і зносостійкості покриття є наявність в структурі стопу фаз високої твердості бориду Хрому CrB і комплексних карбоборидів Fe, Ni, Cr [2–4]. Незважаючи на підвищений попит до таких покриттів, багато питань, пов'я-

заних з вивченням кореляційних залежностей між їх структурно-фазовим станом та фізико-механічними властивостями покриттів залишаються невіршеними [17].

У той же час, застосування додаткових деформаційних методів зміцнення та модифікації структурного стану поверхневих шарів та покриттів може дозволити покращити необхідні характеристики. Показано, що серед факторів, що ведуть до деформаційної наноструктуризації металевих матеріалів важливу роль відіграє величина зсувної компоненти деформації в процесі прикладання навантаження [12, 18]. У роботі [18] було з'ясовано, що зносостійкість сталі 45 за умов прикладення зсувної компоненти навантаження при терті немонотонно залежить від величини цієї зсувної компоненти. Було показано, що формуються ультрадисперсні зеренні структури та адсорбційні шари із підвищеним вмістом елементів середовища та мастила, які за незначних зсувних навантажень підвищують зносостійкість, а при перевищенні певної критичної величини зсувних напружень сприяють утворенню тріщин паралельно до контактної поверхні.

Мета даної роботи полягає в експериментальному дослідженні структурно-фазових змін і зношування газоплуменевого покриття системи Ni-Cr-B-Si на сталі 45 за умов тертя із зсувною компонентою навантаження в середовищі трансмісійної оливи у порівнянні із характеристиками сталі 45 без покриття.

2. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Дослідження проведено на роликівих зразках сталі, на робочу поверхню яких наносився методом газоплуменевого напорошення самофлюсуючий гранульований порошок ПГ-АН9 (ПР-НХ8Д6СРП) [7, 8]. Гранулометричний аналіз основної фракції вихідного порошку системи Ni-Cr-Si-B-C виявив розмір часток в інтервалі 50–125 мкм. Товщина напорошеного шару за один прохід складала 0,1–0,25 мм. Загальна товщина покриття для пари досліджуваних зразків після шліфування становила 1,2 мм.

Циліндричні зразки розміщувались у спеціальному пристрої для оцінки триботехнічних характеристик трибоелементів [17–21] і навантажувались у заданих режимах. На рисунку 1 наведено схему вузла навантаження пристрою, який дає можливість забезпечити як різну ступінь взаємного стиснення зовнішніх циліндричних поверхонь зразків (з заданим зусиллям P_N), так і різну величину проковзування цих поверхонь в процесі обертання (величину зсувної компоненти P_{SH}), що досягається за рахунок зміни кутових швидкостей ω_1, ω_2 . Проковзування зразків забезпечується застосуванням двох приводів, які за допомогою крокових електродвигунів і комп'ютерного керування задають певну швидкість обертання зра-

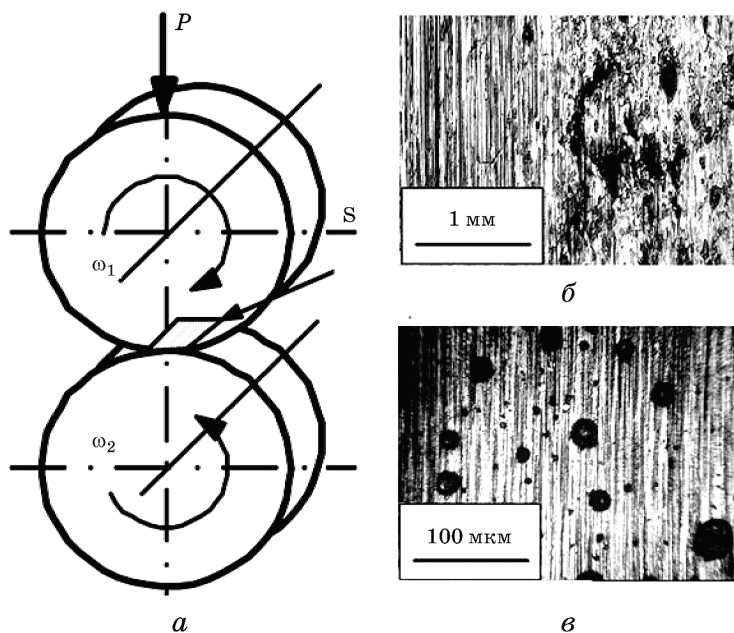


Рис. 1. Схема вузла (а) навантаження зусиллям P із обертанням з кутовими швидкостями ω_1 і ω_2 та зовнішній вигляд доріжок тертя зразка сталі 45 без (б) і з покриттям Ni-Cr-Si-B-C (в), S — ділянка контактної поверхні зразка для структурних досліджень.

Fig. 1. Scheme of the load unit (a) by the force P and rotation velocities ω_1 and ω_2 and the appearances of the friction tracks for 1045 steel sample without (b) and with the Ni-Cr-Si-B-C coating (c), S is the contact surface area of sample for structural studies.

зків [17, 21].

Навантажувально-кінематичні, температурні та триботехнічні характеристики контактних поверхонь (момент тертя, частота (кутова швидкість) обертання зразків, вихідна (20°C) і робоча температура мастильного матеріалу реєструвались у реальному часі. Максимальне контактне навантаження за Герцем (σ_{\max}) в процесі випробувань становило 250 МПа. Максимальна кількість обертів склала 1000 і 800 об./хв відповідно для випереджаючої і відстаючої поверхонь (величина зсувної компоненти навантаження — 20% (30–50 МПа) [17]. Кінцевий термін роботи трибосистеми (гранична працездатність досліджуваного покриття), що визначався при перших ознаках схоплювання контактних поверхонь, склав 650 циклів.

В якості мастильного матеріалу використовувалася трансмісійна олива ТС-гіп (SAE 140 API GL-5), яка призначена для змащування прямозубих, спіральних-конічних і черв'ячних передач. Об'ємна температура оливи становила 100°C.

За умови рівності початкових температур контактних поверхонь циліндричної форми миттєвий приріст температури ΔT визначався за формулою [17, 20, 22, 23]:

$$\Delta T = \frac{0,83fN_1V_s}{(\sqrt{\lambda_1\rho_1c_1V_{r1}} + \sqrt{\lambda_2\rho_2c_2V_{r2}})\sqrt{b}}, \quad (1)$$

де f — коефіцієнт тертя, N_1 — навантаження, V_s — швидкість ковзання, λ_1, λ_2 — коефіцієнти теплопровідності, ρ_1, ρ_2 — питома вага, c_1, c_2 — питомі теплоємності, V_{r1}, V_{r2} — швидкості кочення випереджаючої (1) і відстаючої (2) поверхонь відповідно, b — напівширина області контакту за Герцем.

Оцінки питомої роботи тертя проводились шляхом інтегрування площі, обмеженої кривою зміни моменту тертя $M_i(t)$, що автоматично реєструвалась впродовж експерименту [17, 19]:

$$A_T = \frac{\left| \int_0^{t_i} M_i(t)2\pi n(t)d(t) - 0,5 \sum_0^{i=n_i} J_{pi}\omega_i^2 \right|}{S}, \quad (2)$$

де n і ω — частота обертів і кутова швидкість обертання, t — час тривалості циклу, J_{pi} — полярний момент інерції деталей триботехнічної установки, що обертаються.

Структурний стан поперечних перерізів та поверхонь зламів покриттів до і після трибологічних тестів досліджували за допомогою оптичної мікроскопії (мікроскоп МІМ-8М із цифровою фотокамерою Nikon Coolpix-4500), растрової електронної мікроскопії (мікроскоп TESCAN Mira 3 LMU, обладнаний енергодисперсійним мікроаналізатором OXFORD X-MAX 80 мм² для хімічного мікрорентгеноспектрального аналізу масової частки елементів у зоні контакту) та рентгенівського структурно-фазового аналізу на дифрактометрі ДРОН-3М у випроміненні CuK_α .

Вимірювання мікротвердості у поперечному перерізі центральної частини доріжки контакту проводили за допомогою приладу ПМТ-3 за навантаження на індентор Вікерса 0,49 Н та часу витримки 10 с. Величину зношування визначали за глибиною утвореної доріжки тертя.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 2 наведено залежність лінійного зношування сталі 45 без покриття від величини зсувної компоненти P_{SH} навантаження. Видно, що вона носить немонотонний характер, і за зростання P_{SH} вище 10% зношування починає зростати. Відповідно за незначних

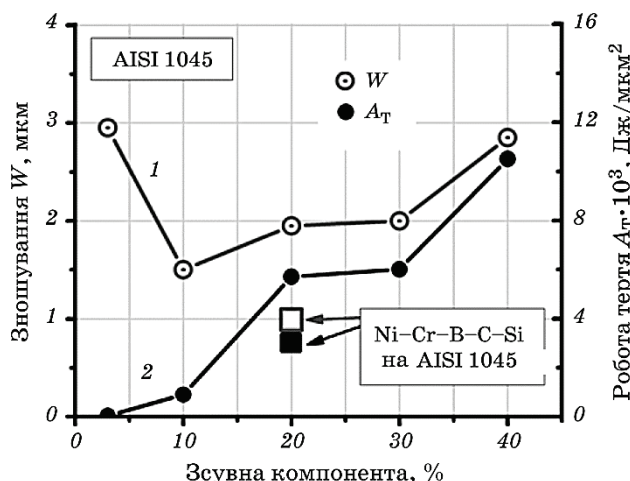


Рис. 2. Залежності зношування W (1) та роботи тертя A_T (2) зразків сталі 45 від величини проковзування контактних поверхонь. Пустими та заповненими квадратами позначені зношування та робота тертя покриття Ni-Cr-Si-B-C відповідно.

Fig. 2. Dependences of wear W (1) and friction work A_T (2) of the 1045 steel samples on the sliding values of contact surfaces. Open and solid squares indicate the wear and the friction work of Ni-Cr-Si-B-C coating, respectively.

зсувних компонент навантаження ($P_{SH} \leq 10\%$) основними факторами, що підвищують зносостійкість контактних поверхонь, є формування граничних адсорбційних шарів, насичених Карбоном, Оксигеном, Сіркою, утворення при терті вторинних (нанорозмірних) структур, а також пов'язане з попередніми двома чинниками зміцнення [17, 18, 24–27]. Немонотонна залежність зношування може бути пояснена руйнуванням сформованих оксидних і наноструктурованих шарів і проявом механізмів абразивного зношування. Крім того, зростання зношування сталі 45 без покриття відбувалось за рахунок дії високих зсувних напружень, що спричиняли зародження і розповсюдження тріщин паралельно до контактної поверхні [18]. У порівнянні з сталлю 45 без покриття тверде захисне покриття Ni-Cr-Si-B-C демонструє удвічі знижену величину зношування (точка позначена пустотілим квадратом на рис. 2).

Контактні поверхні зразків сталі 45 і твердого покриття Ni-Cr-Si-B-C після випробувань досліджувались у оптичному мікроскопі (рис. 1, б, в). Згідно отриманих оптичних зображень поверхонь можна зробити висновок, що на відміну від поверхні доріжки тертя, утвореної на сталі 45 без покриття (рис. 1, б), яка характеризується наявністю задирів і заглиблень, видовжених у напрямку зсувної компоненти навантаження, поверхня покриття Ni-Cr-Si-B-C є

більш однорідною (рис. 1, *в*). На ній рівномірно розташовані глобулярні частинки розміром 1–30 мкм, які, напевно, відіграють роль твердого мастила при терті, зменшуючи силу тертя. Згідно з даними енерго-дисперсійного аналізу в їх складі міститься значна кількість Силіцію та Карбону (табл. 1).

Для покриття Ni–Cr–Si–B–C експериментально зареєстрована суттєво менша величина питомої роботи тертя, A_T , у порівнянні з величиною A_T для сталі 45 без покриття для тієї ж величини зсувної компоненти навантаження ($P_{SH} = 20\%$) (заповнений квадрат на рис. 2). За зростання A_T сталі 45 без покриття за умови збільшення P_{SH} відповідають ті ж причини, що обумовлюють підвищене зношування [18, 28]. Крім того, зважаючи на пряму функціональну залежність роботи тертя від коефіцієнта тертя f ($A_T = fF_N L_S$, де F_N — нормальна сила, а L_S — шлях тертя ковзання) можна вважати, що основним фактором зменшення роботи тертя є зменшення сили тертя між контактними поверхнями, що у випадку покриття Ni–Cr–Si–B–C може бути обумовлено змащувальною дією силіцидів (Ni_3Si) (рис. 3, табл. 1) і вуглецю (табл. 1).

На рисунку 3 показано рентгенограми, отримані з нанесеного газотермічного покриття Ni–Cr–Si–B–C до (дифрактограма 0) та після (дифрактограма 1) трибологічних випробувань із застосуванням зсувної компоненти навантаження в парі тертя. Можна помітити, що хоча дифрактограми загалом схожі, є деякі відмінності. Піки Ni для покриття після проведення тестів (і викликаного ним деформаційного впливу) дещо зміщені в бік менших кутів, що вказує на збільшення параметра решітки твердого розчину Ni порівняно з вихідним покриттям. Параметр ґратниці твердого розчину Ni в випробуваному (деформаційному) покритті та вихідному порошку дорівнює 3,57 та 3,55 Å відповідно. Це збільшення не можна пояснити розчиненням Fe чи Cr у Ni в результаті тертя, адже згідно даних мікрорентгівського спектрального аналізу значного зростання кількості Fe в Ni після тестів не зафіксовано — вона залишається на рівні 6,75–6,79 ат.%, а кількість Cr навіть зменшується (спектри 1 у табл. 1). Тобто, зміна положення піків свідчить про формування макронапружень стиснення деформаційної природи, які зазвичай відіграють позитивну роль у підвищенні зносостійкості (особливо у сповільненні зародження та накопичення втомних пошкоджень у поверхневому шарі). Рентгівські дані також свідчать, що поряд із деформаційним зміцненням відбувається перебіг рекристалізаційних процесів, спричинений підвищенням температури (рис. 4). Це проявляється у зменшенні після проведення тестів фізичної ширини рентгівських максимумів, які відповідають твердому розчину на основі Ni (рис. 3, спектр 1). Що стосується піків невеликої інтенсивності від зміцнюючих/змащувальних фаз (бориди NiB_3 , CrB , Cr_5B_3 , карбіди Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$, силіцид Ni_3Si), то вони суттєво розши-

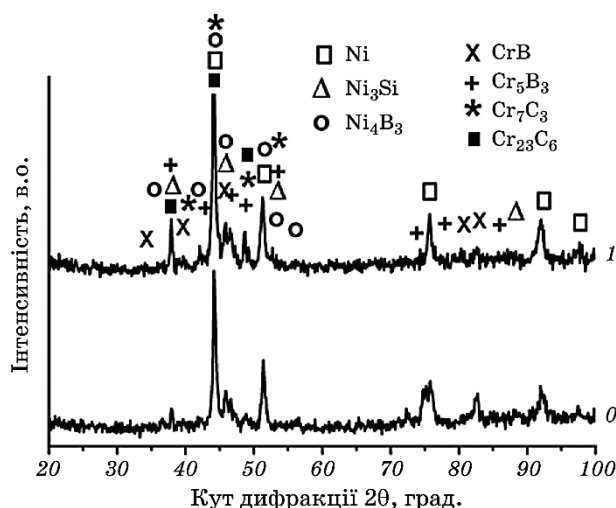


Рис. 3. Рентгенівські дифрактограми покриття Ni-Cr-Si-B-C до (0) і після (1) трибологічних випробувань.

Fig. 3. XRD spectra of the Ni-Cr-Si-B-C coating before (0) and after (1) tribological tests.

рюються, що призводить до їх перекриття. Це розширення може бути пов'язане із зменшенням частинок вказаних фаз і викривленнями їх кристалічних ґратниць за рахунок інтенсивної деформації при терті. За винятком піків твердого розчину на основі Ni перекриття піків інших фаз ускладнює їх ідентифікацію. Тому, на рентгенограмі наведено позначення, що відповідають кутовим положенням усіх наявних фаз, які ідентифіковані з урахуванням даних РЕМ (рис. 5) і мікрорентгенівського спектрального аналізу (рис. 6, табл. 1).

Температура поверхні у зоні контакту може зростати до значень, відкладених на кривій 2 (рис. 4) в моменти руйнування шару мастила та виникнення умов сухого ковзання. Відповідно до формули (1), найбільший вплив на миттєве підвищення температури в зоні контакту в умовах нестационарної роботи трибоелементів має параметр fN_1V_s , який характеризує потужність тертя і тепловиділення в контакті. При проковзуванні контактних поверхонь до 10% локальне підвищення температури незначне незалежно від наявності чи відсутності мастильного матеріалу в зоні тертя. Оскільки дослідження в даній роботі проведені за зсувної складової навантаження 20%, то слід очікувати більш значного зростання температури в зоні контакту. Почергова дія інтенсивної зсувної деформації та підвищеної температури викликає прискорене подрібнення зеренної структури у поверхневих шарах металевих матеріалів [17, 18, 25–

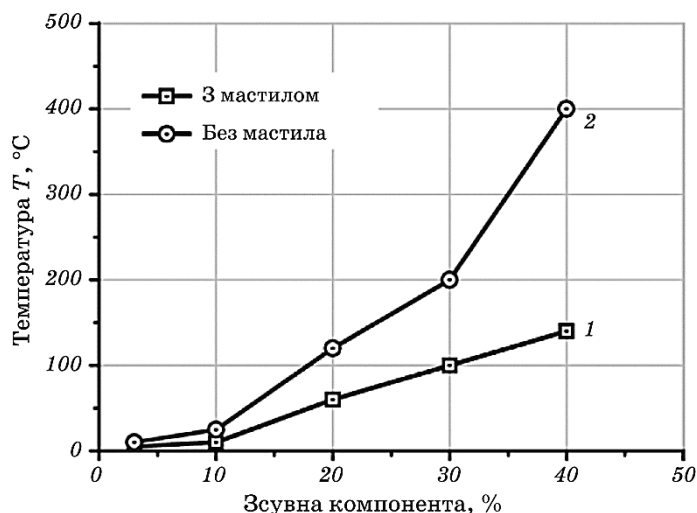


Рис. 4. Залежності температури у фрикційному контакті за наявності (1) і відсутності (2) мастильного матеріалу в зоні контакту від величини зсувної компоненти навантаження.

Fig. 4. Dependences of the temperature in frictional contact at presence (1) and absence (2) of lubricant in the contact area on the magnitude of the shear component of load.

27].

Моделювання контакту з використанням методу скінчених елементів за допомогою програми Nastran дозволило розрахувати в досліджуваних зразках поля температур і напружень [29]. Розрахунки показали, що у порівнянні з початковою температурою (20°C) максимальні значення температур (120 і 400°C) і еквівалентних температурних напружень (220 до 600 МПа) спостерігаються у центральній зоні контактної поверхні при проковзуванні 20% і 40% відповідно. З'ясовано, що за таких температур (125 і 410°C при проковзуванні у 20% і 40% відповідно) з'являються перші ознаки схоплювання контактних поверхонь, що позначається на механізмі зношування.

При дослідженні мікротвердості контактних поверхонь встановлено, що вихідна мікротвердість покриття Ni-Cr-Si-B-C після багатократного нагрівання/охолодження за умов пошарового нанесення покриття з оплавленням попередньо напорошених шарів є досить високою ($HV = 6,1$ ГПа). Після трибологічних тестів вона дещо знижується для обох поверхонь пари тертя (відповідно до $\cong 7\%$ і $\cong 17\%$ для поверхні, що випереджає, і тієї, що відстає). Тим не менше, мікротвердість покриття Ni-Cr-Si-B-C залишається досить високою ($\cong 5,1-5,7$ ГПа), щоб забезпечити високу зносостійкість

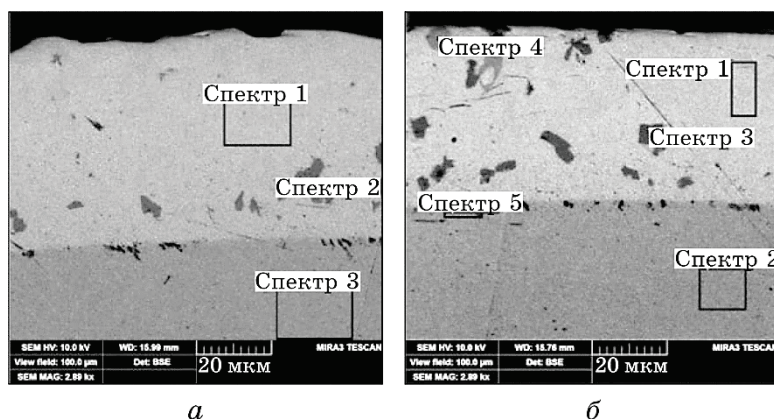


Рис. 5. РЕМ зображення в обернено-розсіяних електронах мікроструктури поперечних перерізів газополумених покриттів Ni-Cr-Si-B-C до (а) і після (б) трибологічних випробувань. Прямокутні зони вказують на області мікрорентгенівського спектрального аналізу хімічного складу основи (сталь 45), матричного твердого розчину та частинок інших фаз.

Fig. 5. SEM images in back-scattered electrons of microstructure of the cross-sections of gas-flame clad layers Ni-Cr-Si-B-C before (a) and after (b) tribological test. Rectangular zones indicate the areas of EDX spectral analysis of chemical composition of base material (1045 steel), matrix solid solution, and second phase particles.

(рис. 2). Зниженням мікротвердості HV також характеризувався тонкий шар на контактній поверхні ($h \cong 10-45$ мкм) зразків сталі 45 без покриття, було пов'язано з виникненням градієнту температур по глибині поверхневого шару за рахунок підвищення швидкості ковзання при проковзуванні та локалізації дотичних напружень, а також зниженням інтенсивності процесів теплообміну з навколишнім середовищем, результатом чого і було зменшення HV [18-21, 29]. Деяке зменшення матричного твердого розчину покриття корелює із зменшенням фізичної ширини рентгенівських максимумів на дифрактограмі, отриманій після трибологічних тестів (рис. 3).

РЕМ зображення поперечних перерізів зразків із газополуменими покриттями Ni-Cr-Si-B-C до і після трибологічних випробувань (рис. 5) є доволі показовими щодо їх фазового складу. За допомогою обернено-розсіяних електронів (BSE) за рахунок генерації контрасту на основі атомного числа вдається чітко розрізнити боридні та карбідні частинки, сформовані у матричному твердому розчині на основі Ніклю. Отримані в даному дослідженні мікроструктури газополумених покриттів за фазовим складом є подібними до покриттів системи Ni-Cr-Si-B-C, сформованих лазерним оплавленням порошку схожого складу [3, 4]. У досліджуваному нами

випадку покриття отримане за умов геотермічного напорощення зазнавало екстремального підвищення температур і наступного швидкого охолодження. Згідно [7] плазмоутворюючий газ, проходячи крізь дугу іонізується та з високою температурою (до 15000°C) і швидкістю (до 400 м/с) витікає з сопла плазмотрона спричиняючи рух розплавлених частинок. Це дозволяє отримувати доволі дрібні частинки боридів і карбідів, рівномірно розподілені у матричному твердому розчині на основі Ніклю. Подібні закономірності спостерігались і у випадку лазерного оплавлення порошків, коли температури формування покриттів також надвисокі, як і швидкості охолодження [30]. Дія інтенсивної пластичної деформації під час тертя не викликає такого підвищення температури отриманих покриттів, але все ж без мастила може сягати $\approx 500^{\circ}\text{C}$ [17, 18, 29]. За таких температур мікроструктурні зміни можуть відбуватися в основному у матричному твердому розчині зносостійкого покриття. На РЕМ зображеннях мікроструктури поперечних перерізів (рис. 5) показані області проведення мікрорентгенівського спектрального аналізу хімічного складу матричного твердого розчину та частинок інших фаз, результати якого показані на рис. 6 і занесені до табл. 1. Відповідно до фазових діаграм Cr–B, Cr–C, Ni–Cr–B і Cr–B–C [31–33], в системі Ni–Cr–B–C можуть утворюватися різні типи боридних і карбідних фаз [32].

Темніші з виявлених у поперечному перерізі фаз — це бориди (спектр на рис. 5, а і спектр 3 на рис. 5, б), а більш світлі — карбіди (спектр 4 на рис. 5, б). Подібні фази (бориди Ніклю та Хрому, а також карбіди Cr_7C_3) спостерігались і у оплавленому лазером покритті Ni–Cr–Si–B–C [4]. Обидва види фаз демонструють високе зчеплення із матричним твердим розчином і є основними зміцнюючими частинками, які забезпечують підвищену зносостійкість досліджуваного покриття. Вони також забезпечують загальну підвищену твердість покриття.

Слід відзначити, що окремих частинок силіцидів Ніклю, рефлексів від яких спостерігаються на рентгенограмах, за допомогою РЕМ не виявлено, можливо через їх дисперсність і можливе розташування у вигляді евтектики. Формування у покриттях системи Ni–Cr–B–Si–C евтектик Ni–B та Ni–Si показано у роботах [6]. Саме вони можуть слугувати ефективним елементом твердого мастильного матеріалу подібно до загально відомого дисиліциду Молибдену [34].

Крім того, розвитку процесів схоплювання і/або катастрофічного зношування може перешкоджати утворення тонких оксидних шарів [24, 20, 13], про що у нашому випадку може свідчити наявність у поверхневому шарі досить значної кількості кисню (табл. 1). Згідно літературних даних, елементи втілення (в першу чергу Карбон, Сірка, Фосфор [26] і Оксиген [13, 25]) сприяють формуванню таких шарів на сталях. Показано, що механо-хімічні реакції окислення

ТАБЛИЦЯ 1. Хімічний склад (ат.%) виділених мікроструктурних елементів поперечного перерізу зразка сталь 45 + покриття Ni-Cr-Si-B-C.**TABLE 1.** Chemical composition (at.%) of the selected microstructural elements of the cross-section of 1045 steel sample with Ni-Cr-Si-B-C coating.

Спектр	Елемент								
	B	C	O	Si	P	Cr	Fe	Ni	
Рис. 5, а	1	14,67	3,75	0,78	3,34	0,58	2,47	6,75	57,83
	2	54,42	8,45	0,97	0,00	0,00	34,13	1,60	0,41
	3	0,00	0,31	0,04	0,005	0,003	0,006	1,70	0,00
Рис. 5, б	1	17,43	12,03	0,51	3,47	1,18	1,61	6,79	56,98
	2	0,00	14,46	2,04	0,36	0,00	0,00	83,14	0,00
	3	53,75	10,27	0,49	0,33	0,08	27,63	3,05	4,4
	4	8,34	30,55	0,56	0,08	0,00	40,9	11,35	8,22
	5	8,54	20,69	6,23	0,61	0,00	0,89	53,52	9,5

також залучені до механізмів наноструктуризації титанових [35] та алюмінієвих [36] стопів.

У роботах [17, 19] показано, що покриття Ni-Cr-Si-B-C за використаних у даній роботі умов трибологічних тестів в зоні контакту домінує гідродинамічний режим дії мастила, і змішаний режим мащення реалізується короткочасно за максимального контактного тиску (250 МПа). При цьому також виявлена висока адсорбційна активність компонентів (C, S, Si) мастильного матеріалу, що призводила до утворення на контактних поверхнях граничних адсорбційних шарів (плівок) товщиною від 0,2 до 6 мкм.

Ці дані корелюють з результатами роботи [26], у якій показано, що втомна тріщиностійкість деталей машин і механізмів при фрикційному зміцненні їх робочих поверхонь суттєво залежить від вибору технологічного середовища. Так, фрикційне зміцнення сталі 45 у мастильно-охолоджуючих рідинах, що містять активні хімічні елементи, призводить до насичення зміцненого металу цими елементами. Вони переважно перебувають у приграничних областях, і не утворюють яких-небудь хімічних сполук з атомами вихідного металу та суттєво змінюють електронну структуру і характер хімічних зв'язків між атомами, змінюючи таким чином тріщиностійкість фрикційно-зміцненого матеріалу. Було показано [26], що насичення приграничних областей зерен фрикційно-зміцненого металу атомами вуглецю призводить до утворення міцних ковалентних зв'язків між ними та оточуючими їх атомами Заліза. Це зменшує рухливість атомів у приграничних областях зерен, перешкоджаючи самоорганізації структур та релаксації мікронапружень, які вини-

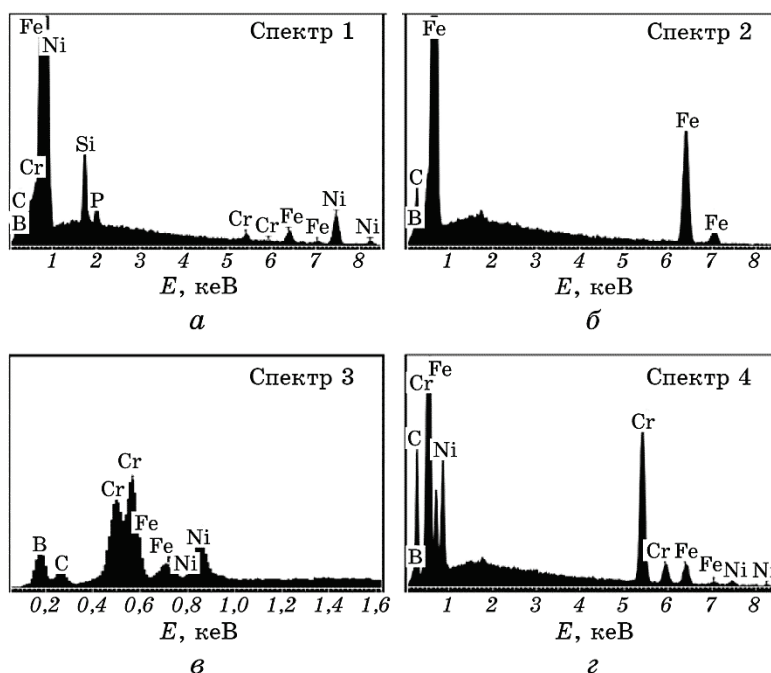


Рис. 6. Енерго-дисперсійні спектри твердого розчину покриття Ni–Cr–Si–B–C (спектр 1), зразків із сталі 45 (спектр 2) та зміцнюючих частинок боридів (спектр 3) і карбідів (спектр 4), виділених на рис. 5, б.

Fig. 6. EDX spectra of the Ni–Cr–Si–B–C coating solid solution (spectrum 1), 1045 steel samples (spectrum 2), and reinforcing particles of borides (spectrum 3) and carbides (spectrum 4) indicated in Fig. 5, б.

кають за умов пластичної деформації, що веде до локального накопичення дефектів і більш ймовірного зародження мікротріщин. Тому, насичення фрикційно-зміцненого металу атомами вуглецю зменшує його втомну тріщиностійкість. Навпаки, у тих випадках, коли відбувається насичення приграничних областей зерен атомами Фосфору і Сірки, і при цьому не формуються які-небудь хімічні сполуки з атомами вихідного металу, тріщиностійкість матеріалу може бути підвищена [26]. В нашому випадку, у твердому розчині покриття Ni–Cr–Si–B–C також зафіксований досить високий вміст Фосфору (табл. 1).

Аналіз перехідної зони «покриття–основа» свідчить, що з огляду на хімічний склад відбуваються дифузійні процеси, що забезпечують доволі високе зчеплення покриття з основою, не зважаючи на наявні пори (рис. 5). Звертає на себе увагу зміна морфології виявлених пор, які після формування покриття здебільшого сферичні, а після інтенсивної пластичної деформації із зсувною компонентою

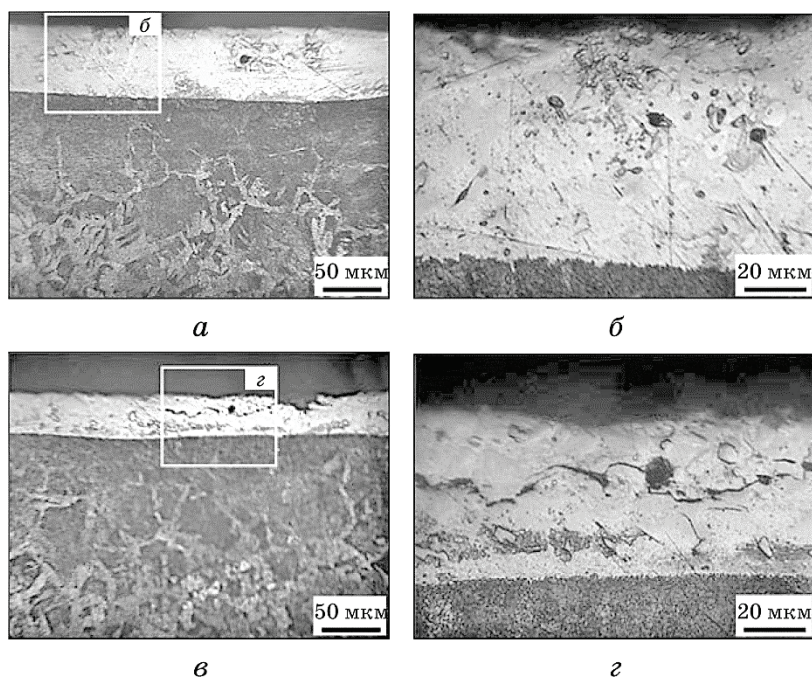


Рис. 7. Оптично-мікроскопічні зображення поперечних перерізів зразків сталі 45 з покриттям Ni-Cr-Si-B-C до (а, б) і після (в, г) трибологічних випробувань.

Fig. 7. Light microscopy images of cross-sections of samples of 1045 steel covered by Ni-Cr-Si-B-C coating before (a, b) and after (в, г) tribological tests.

навантаження під час тертя змінюють форму на витягнуту з частковим заліковуванням пор. Це свідчить про розповсюдження зсувної деформації на всю ширину нанесеного покриття. Перебіг подібних процесів заліковування пор за умов контактно-зсувних навантажень (за ударного впливу металевими кульками [37] або ультразвукового ударного оброблення [11, 38]) спостерігався у порошкових зразках алюмінієвих [37] і титанових [38] стопів.

На рисунку 7 наведено оптично-мікроскопічні зображення поперечних перерізів зразків сталі 45 з покриттям Ni-Cr-Si-B-C до і після трибологічних випробувань. У порівнянні з бездефектним покриттям з рівномірно розповсюдженими зміцнюючими частинками у вихідному стані (рис. 7, а, б) після трибологічних тестів покриття зазнає певних руйнувань кількох видів. Деколи зустрічаються задири та поздовжні тріщини, розташовані паралельно до поверхні покриття (рис. 7, в). Поздовжні тріщини, що можуть викликати відшарування поверхневого шару, чітко видно на збільшеному

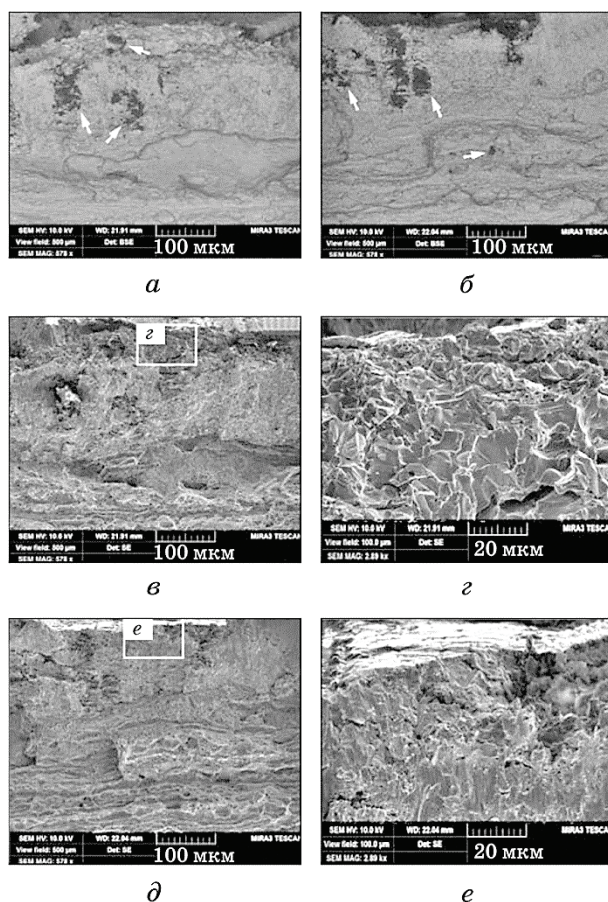


Рис. 8. РЕМ зображення у обернено-розсіяних (*a, з*) і прямих (*б, в, д, е*) електронах поверхонь зламів зразків сталі 45 з покриттям Ni–Cr–Si–B–C до (*a–в*) і після (*з–е*) трибологічних випробувань. Стрілками вказані зміцнюючі частинки боридів і карбідів.

Fig. 8. SEM images in back-scattered (*a, z*) and direct (*б, в, д, е*) electrons of the fracture surfaces of samples of 1045 steel covered by Ni–Cr–Si–B–C coating before (*a–в*) and after (*з–е*) the tribological tests. Arrows indicate reinforcing particles of borides and carbides.

РЕМ зображенні поверхні зламу зразка (рис. 7, *з*). Зазначимо, що зафіксована тріщина поширилася, захопивши кілька зміцнюючих частинок. Для виявлення впливу зміцнюючих частинок покриття Ni–Cr–Si–B–C на його руйнування були проведені додаткові РЕМ дослідження зламів зразків сталі 45 із покриттям (рис. 8).

РЕМ зображення поверхонь зламу поверхневого шару покриття Ni–Cr–Si–B–C до і після тестів досить подібні (рис. 8, *a, з*). Можна

зробити висновок, що зміцнюючі частинки не є основною причиною руйнування покриттів, оскільки після трибологічних тестів навколо них не видно якихось тріщин. Більше того, наявність зсувної компоненти навантаження спричиняє ущільнення покриття Ni-Cr-Si-B-C та заліковування дефектів, сформованих після напорошення (рис. 8, а), за рахунок інтенсивної зсувної деформації. Це узгоджується із згаданими вище ефектами у деформованих зсувом порошкових алюмінієвих і титанових стопах [37, 38].

На збільшених зображеннях поверхонь зламу (рис. 8, в, е) поверхневого шару покриття Ni-Cr-Si-B-C видно після трибологічних тестів появу областей транскристалітного руйнування. Це може бути наслідком суттєвого подрібнення зеренної структури матричного твердого розчину (Ni-Cr-Fe) покриття в умовах багатократної почергової дії інтенсивної зсувної деформації та підвищення температури до величини, достатньої для перебігу динамічної рекристалізації. Про розміри окремих зерен матричного матеріалу покриття до та після трибологічних тестів можна судити за результатами міжкристалітного руйнування покриттів (рис. 8, в, е). Дійсно, порівняння свідчить про зменшення розмірів майже на порядок з 5–10 мкм до 0,5–2 мкм. Наявність дисперсних частинок інших фаз (карбідів і боридів) сприяє фіксації подрібненої зеренної структури, яка за певних умов може забезпечувати підвищену зносостійкість [28]. Разом з тим, антифрикційні характеристики покриття Ni-Cr-Si-B-C також високі за рахунок наявності силіцидів (рис. 4) [34], певної кількості вуглецю, а також полегшеного міжзеренного граничного проковзування [28].

Таким чином, проведені дослідження показали, що у поверхневих шарах покриття Ni-Cr-Si-B-C за умов ковзання із зсувною компонентою навантаження $P_{SH} = 20\%$ на тлі почергової дії інтенсивної зсувної деформації та підвищеної температури відбувається перебіг процесів формування адсорбційних шарів та подрібнених зеренних структур з границями зерен зафіксованими дисперсними частинками боридів NiB_3 , CrB , Cr_5B_3 і карбіду Cr_7C_3 . Одночасно, наявність у поверхневих шарах силіциду Ni_3Si , Карбону та Фосфору сприяє зниженню коефіцієнту тертя та питомої роботи тертя. Ці структурні фактори в комплексі призводять до підвищеної зносостійкості у порівнянні з поверхнею сталі 45 (навіть у наноструктурованому стані).

Результати роботи свідчать, що для підвищення зносостійкості металевих поверхонь елементів пар тертя доцільним є застосування комплексного оброблення, що включатиме газополуменеве напорошення покриттів системи Ni-Cr-Si-B-C із наступною їх фінішною модифікацією одним із методів інтенсивної пластичної деформації із зсувною компонентою навантаження, наприклад, ультразвуковим ударним обробленням.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. D. A. Lesyk, S. Martinez, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskiyi, A. Lamikiz, and G. I. Prokopenko, *Optics and Laser Technol.*, **111**: 424 (2019).
2. I. Hemmati, V. Ocelik, and J. Th. M. De Hosson, *Phys. Procedia*, **41**: 302 (2013).
3. I. Hemmati, R. M. Huizenga, V. Ocelik, and J. Th. M. De Hosson, *Acta Mater.*, **61**: 6061 (2013).
4. I. Hemmati, J. C. Rao, V. Ocelik, and J. Th. M. De Hosson, *Microsc. Microanal.*, **19**: 120 (2013).
5. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, P. Yu. Volosevych, L. E. Matokhnyuk, A. V. Byalonovich, and T. V. Popova, *Mater. Sci. Eng. A*, **659**: 119 (2016).
6. T. Liyanage, G. Fisher, and A. P. Gerlich, *Surf. Coat. Technol.*, **205**: 759 (2010).
7. *Газотермические покрытия из порошковых материалов* (Ред. Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко, Е. И. Ардаговская) (Киев: Наукова думка: 1987).
8. С. А. Астахов, В. В. Артемчук, *Східно-Європейський журнал передових технол.*, **3**, № 5 (57): 4 (2012).
9. A. L. Ortiz, J.-W. Tian, L. L. Shaw, and P. K. Liaw, *Scripta Mater.*, **62**: 129 (2010).
10. L. Zhou, G. Liu, X. L. Ma, and K. Lu, *Acta Mater.*, **56**: 78 (2008).
11. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
12. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
13. H. Nykyforchyn, V. Kyryliv, and O. Maksymiv, *Nanoscale Res. Lett.*, **12**: 150 (2017).
14. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, K. E. Grinkevych, N. A. Piskun, and T. V. Popova, *Surf. Coat. Technol.*, **309**: 969 (2017).
15. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
16. C. R. Das, S. K. Albert, A. K. Bhaduri, C. Sudha, and A. L. E. Terrance, *Surf. Eng.*, **21**, No. 3: 290 (2005).
17. О. О. Мікосянчик, *Структурно-енергетичні та реологічні показники мастильного шару в контакті тертя в умовах несталих режимів роботи* (Дис. ... д-ра техн. наук) (Київ: Національний Авіаційний Університет: 2017).
18. Б. М. Мордюк, О. О. Мікосянчик, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 6: 795 (2017).
19. O. Mikosyanchyk, R. Mnatsakanov, A. Zaporozhets, and R. Kostynik, *Eastern-European J. Enterprise Technol.*, **4**, No. 1 (82): 24 (2016).
20. T. M. A. Al-Quraan, O. O. Mikosyanchyk, and R. G. Mnatsakanov, *Mech. Eng. Res.*, **6**, No. 2: 48 (2016).
21. O. A. Mikosyanchik and R. G. Mnatsakanov, *J. Frict. Wear*, **38**: 279 (2017).
22. S. M. Hsu, M. C. Shen, E. E. Klaus, H. S. Cheng, and P. I. Lacey, *Wear*, **175**: 209 (1994).
23. B. E. Gurskii and A. V. Chichinadze, *J. Frict. Wear*, **28**: 395 (2007).

24. Б. И. Костецкий, И. Г. Носовский, А. К. Караулов, *Поверхностная прочность материалов при трении* (Киев: Техника: 1976).
25. С. А. Беспалов, *Успехи физ. мет.*, **10**, № 4: 415 (2009).
26. В. В. Тихонович, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 8: 1005 (2018).
27. D. A. Lesyk, S. Martinez, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskiyi, A. Lamikiz, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, and K. E. Grinkevych, *Surf. Coat. Technol.*, **328**: 344 (2017).
28. L. Zhou, G. Liu, Z. Han, and K. Lu, *Scripta Mater.*, **58**: 445 (2008).
29. R. Sorokatyi, M. Chernets, A. Dykha, and O. Mikosyanchyk, *Advances in Mechanism and Machine Science* (Ed. T. Uhl) (Springer: 2019), p. 3761.
30. Q. Li, D. Zhang, T. Lei, C. Chen, and W. Chen, *Surf. Coat. Technol.*, **137**: 122 (2001).
31. *Binary alloy Phase Diagrams* (Ed. T. B. Massalski) (ASM International: 1990).
32. P. Rogl, *Phase Diagrams of Ternary Metal–Boron–Carbon Systems* (Ed. G. Effenberg), (Novelty, OH: ASM International: 1998), p. 36.
33. С. Е. Сэмпбелл и У. Р. Каттнер, *Calphad*, **26**: 477 (2002).
34. И. А. Любинин, М. В. Курбатова, К. Э. Гринкевич, Л. М. Куликов, Н. Б. Кёниг, Л. Г. Аксельруд, В. Н. Давыдов, *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии*, **7**, № 1: 271 (2009).
35. М. А. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
36. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 7: 1269 (2015).
37. H. Toda, K. Minami, K. Koyama, K. Ichitani, M. Kobayashi, K. Uesugi, and Y. Suzuki, *Acta Mater.*, **57**: 4391 (2009).
38. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).

REFERENCES

1. D. A. Lesyk, S. Martinez, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskiyi, A. Lamikiz, and G. I. Prokopenko, *Optics and Laser Technol.*, **111**: 424 (2019).
2. I. Hemmati, V. Ocelík, and J. Th. M. De Hosson, *Phys. Procedia*, **41**: 302 (2013).
3. I. Hemmati, R. M. Huizenga, V. Ocelík, and J. Th. M. De Hosson, *Acta Mater.*, **61**: 6061 (2013).
4. I. Hemmati, J. C. Rao, V. Ocelík, and J. Th. M. De Hosson, *Microsc. Microanal.*, **19**: 120 (2013).
5. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, P. Yu. Volosevych, L. E. Matokhnyuk, A. V. Byalonovich, and T. V. Popova, *Mater. Sci. Eng. A*, **659**: 119 (2016).
6. T. Liyanage, G. Fisher, and A. P. Gerlich, *Surf. Coat. Technol.*, **205**: 759 (2010).
7. *Gazotermicheskie Pokrytiya iz Poroshkovykh Materialov* [Gas-Thermal Coatings Made of Powder Materials] (Eds. Yu. S. Borisov, Yu. A. Kharlamov, S. L. Sidorenko, and E. I. Ardatovskaya) (Kyiv: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
8. Ye. A. Astakhov and V. V. Artemchuk, *Skhidno-Yevropeys'kyi Zhurnal*

- Peredovyykh Tekhnol.*, **3**, No. 5 (57): 4 (2012) (in Ukrainian).
9. A. L. Ortiz, J.-W. Tian, L. L. Shaw, and P. K. Liaw, *Scripta Mater.*, **62**: 129 (2010).
 10. L. Zhou, G. Liu, X. L. Ma, and K. Lu, *Acta Mater.*, **56**: 78 (2008).
 11. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
 12. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Wiley-VCH: 2015), p. 417.
 13. H. Nykyforchyn, V. Kyryliv, and O. Maksymiv, *Nanoscale Res. Lett.*, **12**: 150 (2017).
 14. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, K. E. Grinkevych, N. A. Piskun, and T. V. Popova, *Surf. Coat. Technol.*, **309**: 969 (2017).
 15. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
 16. C. R. Das, S. K. Albert, A. K. Bhaduri, C. Sudha, and A. L. E. Terrance, *Surf. Eng.*, **21**, No. 3: 290 (2005).
 17. O. O. Mikosyanchyk, *Strukturno-Enerhetychni ta Reolohichni Pokaznyky mastyl'noho Sharu v Kontakti Tertya v Umovakh Nestalykh Rezhymiv Roboty* [Structural, Energy and Rheological Indicators of Lubricant Layer in Friction Contact under Non-Stationary Friction Conditions] (Thesis of Dissert. for Dr. Techn. Sci.) (Kyiv: National Aviation University: 2017) (in Ukrainian).
 18. B. M. Mordyuk and O. O. Mikosyanchyk, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 6: 795 (2017) (in Ukrainian).
 19. O. Mikosyanchyk, R. Mnatsakanov, A. Zaporozhets, and R. Kostynik, *Eastern-European J. Enterprise Technol.*, **4**, No. 1 (82): 24 (2016).
 20. T. M. A. Al-Quraan, O. O. Mikosyanchyk, and R. G. Mnatsakanov, *Mech. Eng. Res.*, **6**, No. 2: 48 (2016).
 21. O. A. Mikosyanchik and R. G. Mnatsakanov, *J. Frict. Wear*, **38**: 279 (2017).
 22. S. M. Hsu, M. C. Shen, E. E. Klaus, H. S. Cheng, and P. I. Lacey, *Wear*, **175**: 209 (1994).
 23. B. E. Gurskii and A. V. Chichinadze, *J. Frict. Wear*, **28**: 395 (2007).
 24. B. I. Kostetskiy, I. G. Nosovskiyy, and A. K. Karaulov, *Poverkhnostnaya Prochnost' Materialov pri Trenii* [Surface Strength of Materials at Friction] (Kyiv: Tekhnika: 1976) (in Russian).
 25. S. A. Bepalov, *Usp. Fiz. Met.*, **10**, No. 4: 415 (2009) (in Russian).
 26. V. V. Tikhonovich, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 8: 1005 (2018) (in Russian).
 27. D. A. Lesyk, S. Martinez, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhemelinskiy, A. Lamikiz, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, and K. E. Grinkevych, *Surf. Coat. Technol.*, **328**: 344 (2017).
 28. L. Zhou, G. Liu, Z. Han, and K. Lu, *Scripta Mater.*, **58**: 445 (2008).
 29. R. Sorokatyi, M. Chernets, A. Dykha, and O. Mikosyanchyk, *Advances in Mechanism and Machine Science* (Ed. T. Uhl) (Springer: 2019), p. 3761.
 30. Q. Li, D. Zhang, T. Lei, C. Chen, and W. Chen, *Surf. Coat. Technol.*, **137**: 122 (2001).
 31. *Binary alloy Phase Diagrams* (Ed. T. B. Massalski) (ASM International: 1990).
 32. P. Rogl, *Phase Diagrams of Ternary Metal–Boron–Carbon Systems* (Ed. G. Effenberg), (Novelty, OH: ASM International: 1998), p. 36.
 33. C. E. Campbell and U. R. Kattner, *Calphad*, **26**: 477 (2002).

34. I. A. Lyubinin, M. V. Kurbatova, K. E. Grinkevich, L. M. Kulikov, N. B. Kenig, L. G. Aksel'rud, and V. N. Davydov, *Nanosistemi, Nanomateriali, Nanotehnologii*, **7**, No. 1: 271 (2009) (in Russian).
35. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
36. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 7: 1269 (2015) (in Ukrainian).
37. H. Toda, K. Minami, K. Koyama, K. Ichitani, M. Kobayashi, K. Uesugi, and Y. Suzuki, *Acta Mater.*, **57**: 4391 (2009).
38. A. I. Dekhtyar, B. N. Mordyuk, D. G. Savvakina, V. I. Bondarchuk, I. V. Moiseeva, and N. I. Khripta, *Mater. Sci. Eng. A*, **641**: 348 (2015).