

PACS numbers: 62.20.Qp, 68.35.bd, 68.35.Dv, 68.35.Fx, 68.35.Gy, 68.35.Rh, 81.40.Pq

Вплив зсувної компоненти навантаження при терті на структурно-фазовий стан і зношування поверхневого шару сталі 45

Б. М. Мордюк, О. О. Мікосянчик*

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

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

Досліджено вплив величини зсувного навантаження при терті на структурно-фазовий стан поверхневих шарів сталі 45. За допомогою рентгенівської аналізи встановлено, що зростання величини зсувної компоненти навантаження P_{SH} приводить до зменшення розмірів областей когерентного розсіяння (20–50 нм) та зміни величини мікростворень кристалічної ґратниці фериту, а також до формування залишкових макронапружень стиснення (300–700 МПа). Результатом зростання величини зсувної складової навантаження (3%–40% від нормальної складової) є також істотне підвищення мікротвердості поверхневого шару товщиною $h = 100\text{--}250$ мкм. Величина зношування залежить не лише від розмірів зерен і твердості, але й від фазового складу поверхневих шарів, утворених в результаті механохімічних реакцій на контактних поверхнях при терті.

Ключові слова: зсувна компонента навантаження, поверхневий шар, мікроструктура, мікротвердість, зношування, сталь 45.

Corresponding author: Bohdan Mykolajovych 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., 03058 Kyiv, Ukraine

Please cite this article as: B. M. Mordyuk and O. O. Mikosyanchyk, Influence of Shear Component of Load Under the Friction on a Structure–Phase State and Wear of Surface Layer of Steel 1045, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 6: 795–813 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.06.0795.

The influence of load shear component under the friction on both the microstructure and the phase state of the surface layers of 1045 steel is studied. As established by x-ray analysis, the increase in shear-stress component P_{SH} results in reduction of size of coherent scattering areas (20–50 nm) and in changes of the lattice microstrains of ferrite, and in the formation of residual compressive macrostresses (300–700 MPa). The growth in P_{SH} (from 3% to 40% of the normal component) results in significant increase of microhardness of the surface layer of 100–250 μm thickness. The wear magnitude depends not only on the grain size and hardness, but also on the phase composition of the surface layers formed by mechanochemical reactions on the contact surfaces during the friction process.

Key words: shear-stress component, surface layer, microstructure, microhardness, wear, steel 1045.

Исследовано влияние величины сдвигового нагружения при трении на структурно-фазовое состояние поверхностных слоёв стали 45. С помощью рентгеновского анализа установлено, что рост величины сдвиговой компоненты нагружения P_{SH} приводит к уменьшению размеров областей когерентного рассеяния (20–50 нм) и изменению величины микроискажений кристаллической решётки феррита, а также к формированию остаточных сжимающих макронапряжений (300–700 МПа). Результатом роста величины P_{SH} (3%–40% от нормальной составляющей) также является существенное повышение микротвёрдости поверхностного слоя толщиной $h = 100\text{--}250$ мкм. Величина износа зависит не только от размеров зёрен и твёрдости, но и от фазового состава поверхностных слоёв, образованных в результате механохимических реакций на контактных поверхностях при трении.

Ключевые слова: сдвиговая компонента нагружения, поверхностный слой, микроструктура, микротвёрдость, износ, сталь 45.

(Отримано 3 травня 2017 р.; після доопрацювання — 30 травня 2017 р.)

1. ВСТУП

Металеві наноматеріали проявляють фізико-механічні властивості, які часто якісно відрізняються від властивостей традиційно вживаних конструкційних матеріалів із зеренною структурою мікронних розмірів [1]. Об'ємні наноматеріали вдається одержувати за використання таких методів інтенсивної пластичної деформації (ІПД) з низькими швидкостями деформацій, як скручування під високим тиском (high-pressure torsion—НРТ) [2, 3], рівноканальне кутове пресування (екструзія) (РККП—РККЕ) [3, 4], багатократна прокатка (accumulative roll bonding—ARB) [3] та ін. Однак, вони не спроможні забезпечити потреби промисловості через труднощі технологічного характеру щодо неперервного виробництва.

У той же час, цілий ряд методів поверхневої пластичної дефор-

мації — дробоструминне оброблення (shot peening) [5], механічне оброблення тертям (surface mechanical attrition treatment—SMAT [5, 6], ультразвукове ударне оброблення (УЗУО) (ultrasonic impact treatment—UIT) [7–9] уможливають одержувати нанорозмірні зеренні структури у поверхневих шарах традиційних конструкційних матеріалів, істотно підвищуючи тим самим їх фізико-механічні характеристики. Показано, що серед факторів, що ведуть до наноструктуризації поверхневих шарів, основними є значні ступінь і швидкість деформації, деформаційне розігрівання, багатократність і різнонаправленість прикладених деформаційних імпульсів [9]. Важливим фактором є величина зсувної компоненти деформації в процесі прикладання навантаження [7–10].

З'ясовано, що саме значна зсувна компонента деформації сприяє наноструктуризації матеріалів за умов згаданих вище об'ємних методів ІПД [1]. В той же час, лише у кількох роботах розглянуто вплив зсувної компоненти на деформаційні процеси і структуроутворення при УЗУО [7, 8] чи SMAT [11]. Зазначено, що зростання величини зсувної компоненти має приводити до інтенсифікації структурних перетворень з формуванням наноструктур, але при цьому буде зменшуватися товщина модифікованого поверхневого шару.

З точки зору практичного застосування інтенсивної пластичної деформації важливою обставиною є те, що процеси, які супроводжуються багатократними зсувними навантаженнями, часто відбуваються в різних парах тертя при роботі машин і механізмів (у тому числі вали, зубчасті передачі та ін.) [12–15]. Відомо, що, залежно від температури і силових умов на контактних поверхнях пар тертя, у поверхневих шарах деталей можуть відбуватись механохімічні процеси та структурно-фазові перетворення з виникненням так званих вторинних структур тертя, які впливають на зносостійкість і ресурс деталей [14–16].

Мета даної роботи полягає у експериментальному дослідженні впливу величини зсувної компоненти навантаження при терті на розмір структурних елементів утворених вторинних структур поверхневого шару сталі 45, а також у встановленні кореляції між структурно-фазовим станом, твердістю і зношуванням сталі 45.

2. МАТЕРІЯЛ І МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Дослідження проведено на зразках сталі 45, які проходили попередню термообробку (гартування від 860°C у воду, відпуск при 320°C). Середній розмір зерна склав $\approx 1-2$ мкм. Твердість у вихідному стані — 38 HRC, мікротвердість поверхневого шару $HV \approx 4,5$ ГПа. Приповерхневі шари металу характеризуються позитивним градієнтом механічних властивостей з максимальною зоною зміцненого шару на глибині 75–95 мкм, де мікротвердість становить 5,3 ГПа. Шерс-

ткість поверхні у вихідному стані складала $R_a = 0,57$ мкм, експлуатаційна шерсткість після випробувань становила $R_a = 0,39$ мкм.

Циліндричні зразки розміщувались у спеціальному пристрої для оцінки триботехнічних характеристик трибоелементів [19–21] 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 зразків [16]. Навантажувально-кінематичні, температурні та триботехнічні характеристики контактних поверхонь (момент тертя, час-

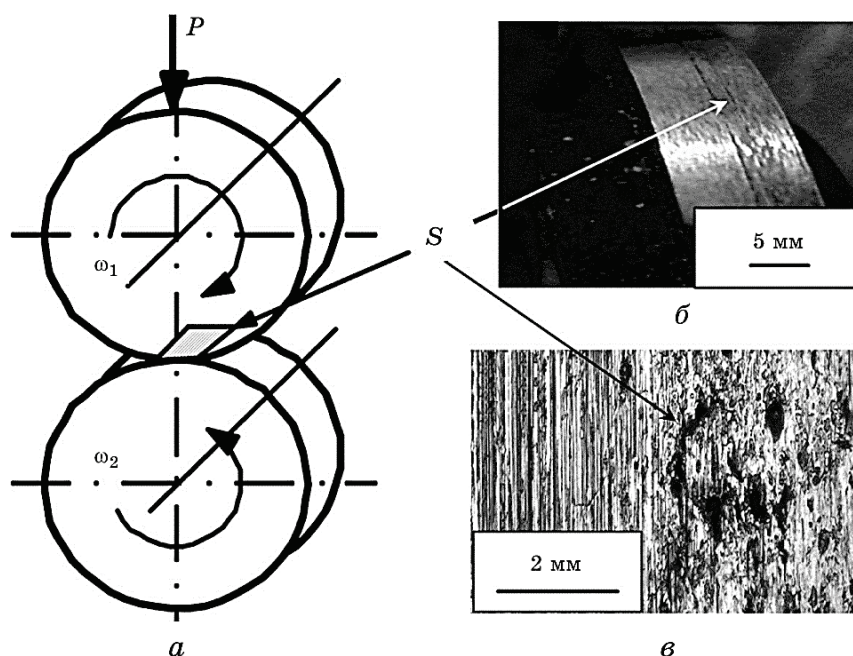


Рис. 1. Схема вузла навантаження (а) і зовнішній вигляд доріжки тертя (б, в) на зразках, які притискалися зусиллям P і обертались із кутовими швидкостями ω_1 і ω_2 ; S — ділянка контактної поверхні зразка для структурних досліджень.

Fig. 1. Scheme of the load unit (a) and surface appearance of the friction track (б, в) on the specimens pressed with the force P and rotated with angular velocities ω_1 and ω_2 ; S is the contact surface area of sample for structural studies.

тота (кутова швидкість) обертання зразків, вихідна (20°C) і робоча температури мастильного матеріалу (мінеральна трансмісійна олива Окко GL-4 80w/90) підлягали комп'ютерній реєстрації в реальному часі. Максимальна частота обертання випереджаючої поверхні дослідного зразка складала до 1000 об/хв., а максимальне контактне напруження за Герцом — 250 МПа. В роботі досліджували зразки із величиною проковзування відстаючої поверхні 3, 10, 20, 30 і 40%, що відповідало виникненню у поверхневому шарі зсувних напружень від $\cong 10$ до 100 МПа.

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

$$\Delta T = 0,83fN_lV_s/[(\sqrt{\lambda_1} \rho_1c_1V_{r1} + \sqrt{\lambda_2} \rho_2c_2V_{r2})\sqrt{b}], \quad (1)$$

де f — коефіцієнт тертя, N_l — навантаження, V_s — швидкість ковзання, λ_1, λ_2 — коефіцієнти теплопровідності, ρ_1, ρ_2 — питомі маси, c_1, c_2 — питомі теплоємності, V_{r1}, V_{r2} — швидкості кочення випереджальної (1) і відставальної (2) поверхонь відповідно, b — напівширина області контакту за Герцом.

Структурний стан зразків до і після оброблення в різних режимах досліджували за допомогою оптичної мікроскопії (мікроскоп МІМ-8М із цифровою фотокамерою Nikon Coolpix-4500), растрової електронної мікроскопії (мікроскоп РЕМ-106-І з приставкою для хемічної мікроаналізи масової частки елементів у зоні контакту), рентгенівської структурно-фазової аналізи на дифрактометрі ДРОН-3М у випроміненні CuK_α . Проводилися фазова аналіза, аналіза розширення дифракційних максимумів для оцінки розмірів областей когерентного розсіяння (ОКР) та мікроспотворень кристалічної ґратниці з використанням методи Вільямсона–Холла та виразу [24]:

$$B \cos \theta = (0,9\lambda/D) + \varepsilon \sin \theta. \quad (2)$$

За зміною кутових положень дифракційних максимумів оцінювали макронапруження σ_R в поверхневих шарах за припущення малої величини напруження σ_3 , перпендикулярного поверхні, з використанням виразу [25]:

$$\sigma_R = (\sigma_1 + \sigma_2) = -\Delta dE/(vd), \quad (3)$$

де $(\sigma_1 + \sigma_2)$ — головні напруження в площині, паралельній поверхні зразка, d і Δd — міжплощинна відстань та її зміна після оброблення, E і ν — модуль пружності та Пуассонів коефіцієнт.

Вимірювання мікротвердості у поперечному перерізі централь-

ної частини доріжки контакту проводили за допомогою приладу ПМТ-3 за навантаження на Віккерсів інденатор у 0,49 Н та часу витримки у 10 с. Величину зношування визначали за глибиною утвореної доріжки тертя.

3. РЕЗУЛЬТАТИ І ОБГОВОРЕННЯ

Контактні поверхні зразків після випробувань досліджувалися в оптичному мікроскопі (рис. 1, *в*), а їх поперечні перерізи за допомогою РЕМ (рис. 2). РЕМ-зображення свідчать про формування поверхневих шарів, структурні елементи яких майже не розділяються при застосованих збільшеннях. Ширина цих шарів зростає з ростом величини зсувної компоненти навантаження P_{SH} . Тобто можна говорити про формування так званих «білих шарів», які були раніше зареєстровані у вуглецевих і легованих сталях [26] і вважаються свідченням поверхневої нанокристалізації [27].

Згідно з літературними даними, елементи втілення (в першу чергу Карбон [28] і Оксиген [27]) сприяють формуванню таких шарів на сталях [27, 28]. Показано, що механохімічні реакції окиснення також залучені до механізмів наноструктуризації титанових [29] та алюмінієвих [30] стопів. В нашому випадку за допомогою енергодисперсійної рентгенівської аналізи також зафіксовано зростання концентрації Оксигену, Карбону та Сульфуру на контактній поверхні зразків із збільшенням величини проковзування (у табл. 1 наведено середні величини 5-х вимірювань).

Основні дослідження проведено за допомогою рентгенівської

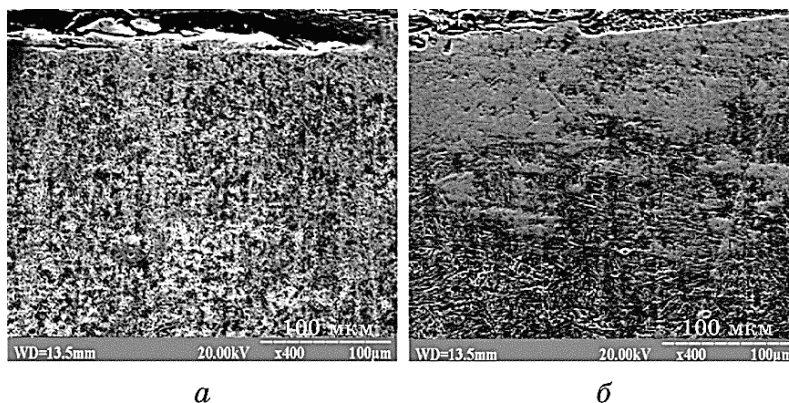


Рис. 2. РЕМ-зображення поперечних перерізів зразків сталі 45 після випробувань з проковзуванням 3% (*a*) і 40% (*б*).

Fig. 2. SEM-images of cross-sections of the 1045 steel samples after tests with sliding values of 3% (*a*) and 40% (*b*).

ТАБЛИЦЯ 1. Вміст елементів (% ваг.) на контактній поверхні зразків сталі 45 в залежності від величини проковзування.**TABLE 1.** Content of elements (% wt.) on the contact surface of 1045 steel specimens in dependence on sliding magnitudes.

Елемент	Вихідний стан	Величина проковзування, %			Відносна похибка, %
		3	20	40	
C	0,48	0,53	0,55	0,58	10–11
O	0,65	0,58	0,75	1,02	5–7
P	0,03	0,03	0,05	0,03	20–33
S	0,05	0,05	0,12	0,15	7–20
Si	0,27	0,23	0,25	0,23	7–9
Mn	0,58	0,57	0,54	0,51	5–6
Fe	97,17	97,24	97,08	96,80	0,07

структурно-фазової аналізи. На рисунку 3 наведено дифрактограми поверхонь вихідного зразка та доріжок тертя на зразках сталі 45, сформованих після випробувань з різною складовою проковзування контактних поверхонь, а саме 3%, 20% і 40%.

Аналіза дифрактограм, наведених на рис. 3, засвідчує появу ряду дифракційних ефектів, що проявляються в різній мірі в залежності від величини проковзування під час тертя. В першу чергу, слід відзначити появу після випробувань додаткових рефлексів невеликої інтенсивності. Кілька з них відповідають ГЦК-аустенітній γ -фазі, а решта — знаходяться у кутових положеннях, які відповідають максимумам оксидів заліза FeO і Fe_2O_3 .

Поява після випробувань системи рефлексів γ -фази свідчить про формування аустеніту. У роботі [31] також описано можливість появи залишкового аустеніту при терті. Це пов'язане з багаторазовим локальним нагріванням виступів шерстких поверхонь тертя до критичних температур (A_c) і їх швидким охолодженням. Оцінки співвідношення інтенсивностей рефлексів $(111)_\gamma$ і $(110)_\alpha$ уможливили зробити висновок, що об'ємна частка аустеніту не перевищує $\cong 8\%$ і майже не змінюється при зміні величини проковзування.

Наявність невеликої кількості оксидів корелює з даними енергодисперсійної рентгенівської аналізи (табл. 1), які показують майже подвійне зростання вмісту Оксигену в поверхневому шарі з ростом величини проковзування контактних поверхонь. Тобто впродовж тертя відбувається інтенсифікація окиснювальних процесів з утворенням тонких оксидних шарів, які перешкоджають розвитку процесів схоплювання і/або катастрофічного зношування [12, 20, 27].

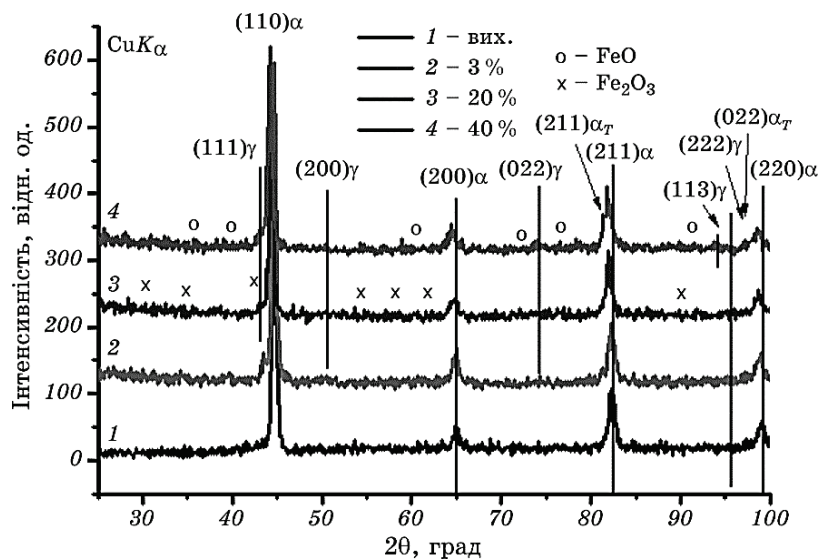


Рис. 3. Рентгенівські дифрактограми зразків сталі 45 у вихідному стані (1) та після випробувань з різними величинами зсувної складової навантаження контактних поверхонь: 3% (2), 20% (3) і 40% (4).

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of 1045 steel samples in the initial state (1) and after tests with different values of shear stress component on the contact surfaces: 3% (2), 20% (3) and 40% (4).

Як зазначалося у роботах [12, 22, 23, 31, 32], виникнення певної кількості аустеніту у поверхневому шарі й оксидів на контактних поверхнях може бути зумовлено зростанням температури (рис. 4). Відповідно до формули (1), найбільший вплив на миттєве підвищення температури в зоні контакту в умовах нестационарної роботи трибоелементів має параметр fN_iV_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.

При подальшому збільшенні ступеня проковзування відбувається підвищення потужності тертя і, як наслідок, локальне збільшення температури. Достатня кількість мастильного матеріалу в зоні тертя створює передумови для ефективного відводу тепла. Тому в умовах наявності оливи при проковзуванні 20% і 40% температура контактних поверхонь зростає в середньому в 3 і 7 разів відповідно. За часткової або повної відсутності мастильного матеріалу локальне збільшення температури ΔT поверхонь за умов проковзування у 20% і 40% перевищує ΔT при меншому проковзуванні (10%) у 4 і 13 разів відповідно. Моделювання контакту з викорис-

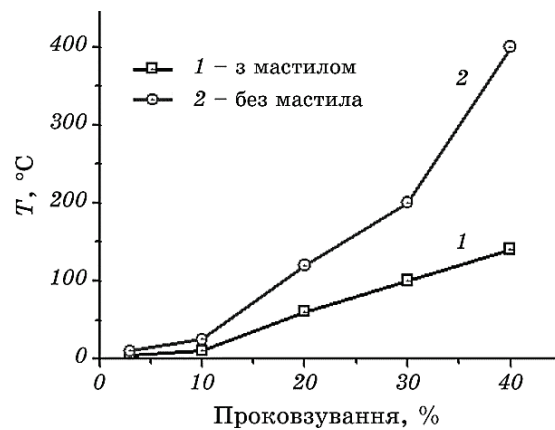


Рис. 4. Локальне підвищення температури у фрикційному контакті за наявності (1) та відсутності (2) мастильного матеріалу в зоні контакту.

Fig. 4. Local temperature increase in frictional contact at presence (1) and absence (2) of lubricant in the contact area.

танням методу скінчених елементів за допомогою програми Nastran уможливило розрахувати в досліджуваних зразках поля температур і напружень [32]. Розрахунки показали, що у порівнянні з початковою температурою (20°C) максимальні значення температури (120 і 400°C) і еквівалентних температурних напружень (220 і 600 МПа) спостерігаються у центральній зоні контактної поверхні при проковзуванні 20% і 40% відповідно. З'ясовано, що за температур 125°C і 410°C при проковзуванні, відповідно, у 20% і 40% з'являються перші ознаки схоплювання контактних поверхонь, що позначається на механізмі зношування.

Повертаючись до аналізу дифрактограм (рис. 3), слід зазначити, що очевидним є також розширення дифракційних максимумів, яке у загальному випадку може бути пов'язане як із зменшенням розмірів областей когерентного розсіяння, так і з зростанням мікронапружень. Показовою у цьому випадку є лінія $(200)_\alpha$, зміна форми якої майже не пов'язана з іншими ефектами (наприклад, з появою додаткових фаз чи перерозподілом Карбону). Для прикладу на рис. 5 наведено фрагменти рентгенограм поверхонь зразків сталі 45 в двох кутових інтервалах відображень, на яких видно поступове розширення максимумів $(200)_\alpha$ і $(220)_\alpha$ з ростом величини проковзування контактних поверхонь в порівнянні з вихідним станом. Зазначимо, що ми розглядатимемо лише фізичне розширення (без апаратного розширення), що формується за рахунок структурних змін.

Оцінки внесків у фізичне розширення B розмірів областей когерентного розсіяння $\beta_{\text{ОКР}} = 1/D$ і мікроспотворень кристалічної ґрат-

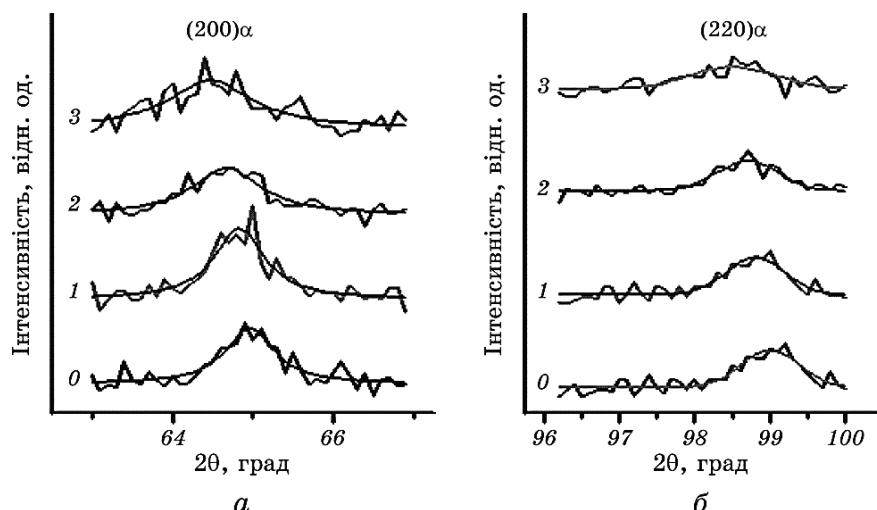


Рис. 5. Фрагменти рентгенограм поверхневих шарів зразків сталі 45 у вихідному стані (0) і після випробувань з різною величиною проковзування контактних поверхонь: 3% (1), 20% (2), 40% (3).

Fig. 5. Fragments of diffraction patterns of surface layers of 1045 steel samples in the initial state (0) and after tests with different sliding values of contact surfaces: 3% (1), 20% (2), 40% (3).

ниці $\langle \varepsilon \rangle = \langle \Delta d \rangle / d$ були проведені за методом Вільямсона–Холла. Побудувавши графіки залежностей розширення всіх зареєстрованих максимумів від тангенса кута відбивання θ (рис. 6) і врахувавши, що нахил залежності $B = F(\operatorname{tg}\theta)$ відповідає мікроспотворенням кристалічної ґратниці $\langle \varepsilon \rangle$, а відрізок, який відсікається на осі ординат, відповідає зворотній величині розміру ОКР ($\beta_{\text{ОКР}} = 1/D$), можна зробити висновок про те, що основний внесок у розширення дифракційних максимумів вихідного зразка вносять мікроспотворення ґратниці, викликані, очевидно, попереднім термообробленням.

Випробування з незначним проковзуванням контактних поверхонь (3%) веде до ще більшого зростання мікроспотворень у ґратниці поверхневого шару фериту (зростає нахил прямої) при майже повній відсутності змін розмірів ОКР (зерен/субзерен). Подальше зростання величини проковзування контактних поверхонь (до 20% і 40%) дещо знижує мікроспотворення, але приводить до поступового зменшення розмірів ОКР (відрізок, що відсікається на осі ординат — збільшується). Оцінки дають для розмірів ОКР величини $\cong 50$ нм і $\cong 20$ нм у випадку величин проковзування контактних поверхонь 20% і 40% відповідно. Це істотно менше, ніж розмір ОКР у вихідному стані ($\cong 0,5$ –1 мкм).

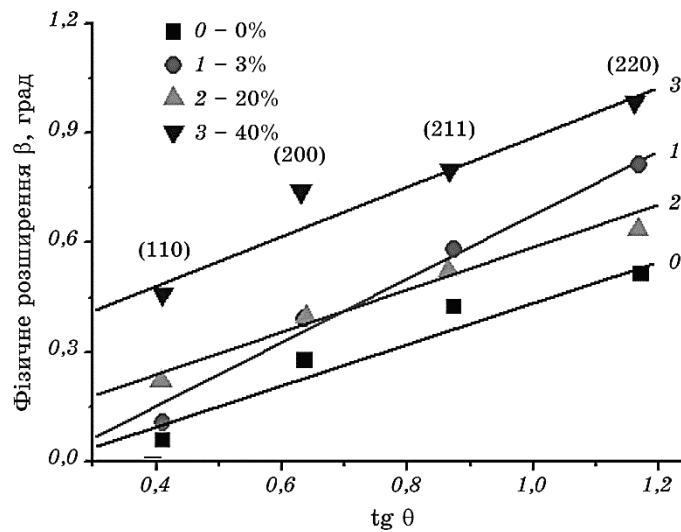


Рис. 6. Залежності фізичного розширення дифракційних максимумів від тангенса кута відбиття для зразків сталі 45 у вихідному стані (0) і після випробувань з різною величиною проковзування контактних поверхонь: 3% (1), 20% (2), 40% (3).

Fig. 6. Dependences of physical broadening of diffraction peaks on the tangent of reflection angle for the 1045 steel samples in the initial state (0) and after tests with different sliding values of contact surfaces: 3% (1), 20% (2), 40% (3).

Важливим дифракційним ефектом, що проявляється у досліджуваній сталі після тертя з різними величинами проковзування, є зміна асиметрії дифракційних максимумів. Відомо, що перерозподіл вуглецю між фазами, а саме, утворення мартенситу з підвищеним вмістом Карбону в кристалічній ОЦК-гратниці, супроводжується розщепленням максимуму (211) на так званий мартенситний дублет, що пов'язано із спотворенням кристалічної гратниці ОЦК-фериту в тетрагональну об'ємноцентровану тетрагональну (ОЦТ) гратницю. Відомо також, що зростання концентрації Карбону у тетрагональній кристалічній гратниці веде до збільшення міждублетної відстані δM дифракційного максимуму (211) α -фази, розщепленого на субмаксимуми $(211)_\alpha$ і $(112)_{\alpha_T}$. Це уможлиблює вирішувати обернену задачу. Виходячи з аналізу міждублетних відстаней δM , зареєстрованих для різних величин проковзування при терті, можна оцінити зміну концентрації Карбону в мартенситі, що утворюється при терті контактних поверхонь. У нашому випадку видно, що з ростом величини проковзування міждублетна відстань δM (рис. 7, а) і концентрація Карбону в мартенситі (рис. 7, б) дещо збільшуються.

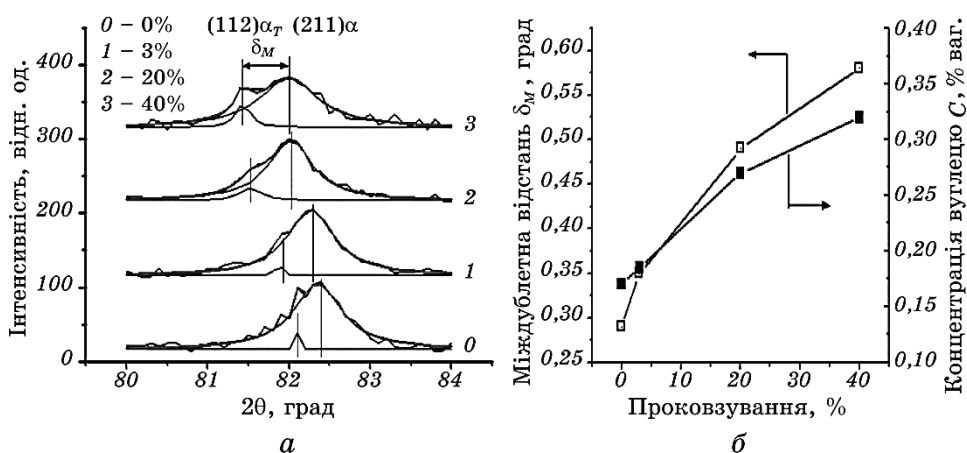


Рис. 7. Фрагменти рентгенограм (а), міждублетна відстань і концентрація вуглецю в мартенситі (б) в поверхневих шарах зразків сталі 45 після випробувань з різною величиною проковзування контактних поверхонь.

Fig. 7. Fragments of diffraction patterns (а), interdoublet distance and concentration of carbon in martensite (б) in the surface layers of 1045 steel samples after testing with different sliding values of contact surfaces.

Можна також зазначити, що з ростом величини зсувної складової навантаження спостерігається зміна співвідношення інтенсивності дифракційних максимумів від різних площин (наприклад, $I_{(200)\alpha}/I_{(110)\alpha}$). Це може бути пов'язано з деякою переорієнтацією зерен (зміною кристалографічної текстури) у поверхневому шарі, який зазнає інтенсивної деформації в процесі тертя з різною величиною проковзування контактних поверхонь. Аналіза співвідношення інтенсивностей рефлексів (110) і (200) фериту I_{200}/I_{110} вказує на незначну зміну переважної орієнтації зерен в поверхневому шарі зразків після випробувань з різним відсотком проковзування. Так, в порівнянні з випробуваннями з мінімальним проковзуванням (3%), після яких $I_{200}/I_{110} = 0,073$, співвідношення інтенсивностей I_{200}/I_{110} змінюється в межах 0,081–0,092 при випробуваннях зразків з проковзуванням 20%–40%, вказуючи на появу більшої кількості зерен з орієнтацією площин (200) паралельно поверхні внаслідок деформаційних процесів. Цей результат корелює з даними робіт [10, 11, 33, 34], де описано формування текстури на поверхні металевих матеріалів внаслідок застосування зсувних компонент навантажень при УЗУО [10, 33], SMAT [11] та поверхневого вигладжуванні [34].

Ще одним важливим дифракційним ефектом є зміщення дифракційних максимумів у бік менших кутів дифракції. Такі зміни на дифрактограмах матеріалу, в якому не змінюються хемічний і фа-

зовий склад, зазвичай пов'язують з формуванням у досліджуваному шарі макронапружень стиснення, які викликані деяким зростанням міжплощинних відстаней у кристалічній ґратниці. Проведені на рис. 3 вертикальні лінії відмічають положення дифракційних максимумів фериту сталі 45 у вихідному стані. З аналізу дифрактограм зразків після тертя видно, що з ростом величини проковзування під час тертя спостерігається усе більше зміщення дифракційних максимумів у бік менших кутів дифракції, тобто зростає величина залишкових макронапружень стиснення ($\sigma_1 + \sigma_2$) у поверхневому шарі.

Підвищення швидкості ковзання при проковзуванні та локалізація дотичних напружень в тонких приповерхневих шарах створюють градієнт температур як по глибині, так і по довжині контакту внаслідок зниження інтенсивності процесів теплообміну з навколишнім середовищем, результатом чого є зміна їх механічних властивостей [18–20, 32]. Однак, якщо температурний градієнт на поверхні металу створює напруження, які при накладанні дотичних напружень призводять до формування зародкових тріщин, їх полегшено розповсюдження у напрямку прикладених зсувних напружень і, як наслідок, до підвищеного зношування в центральній частині по лінії контакту, то по глибині в цій же зоні відбувається найбільш інтенсивне зміцнення матеріалу (рис. 8, а). При цьому, тонкий шар на контактній поверхні ($h \cong 10\text{--}45$ мкм) характеризується зниженням мікротвердості, що може бути пов'язано з утворенням тріщин (рис. 8, б).

Зміна температурного режиму й інтенсивні пластичні деформації контактних поверхонь, а також ініційовані ними зміни структурно-фазового та напружено-деформованого станів призводять до виникнення у поверхневих шарах концентраторів напружень і форму-

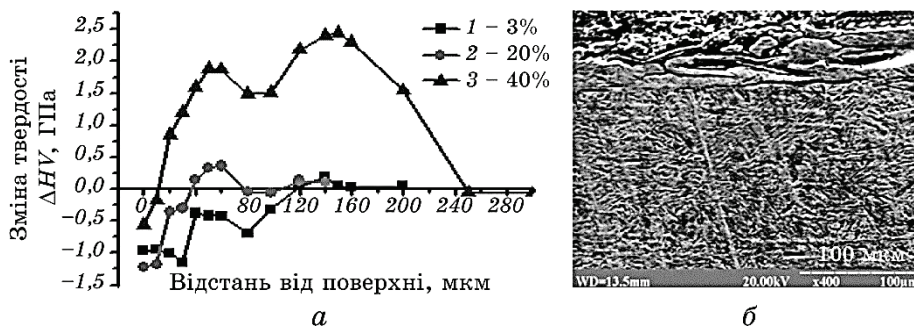


Рис. 8. Розподіл мікротвердості по глибині в центральній зоні фрикційного контакту після випробувань з проковзуванням від 3% до 40%.

Fig. 8. Depth profile of microhardness in the central area of frictional contact after tests with sliding values from 3% to 40%.

вання тріщин, що, в свою чергу, веде до підвищеного зношування (криві 1 на рис. 9 і 10). На рисунку 9 наведено залежності від величини P_{SH} під час тертя перерахованих вище дифракційних ефектів, як проявів структурно-фазових перетворень у поверхневих шарах випробуваних зразків сталі 45. На рисунку 10 крім зношування, також наведено залежності концентрації вуглецю у мартенситі та кисню і сірки у поверхневому шарі від величини P_{SH} при терті.

Дані, наведені на рис. 9, свідчать, що не зважаючи на зростаючу твердість поверхневого шару (крива 2) залежність зношування від величини зсувної компоненти навантаження при терті (крива 1) має немонотонний характер з мінімумом при $P_{SH} = 10\%$. Висока твердість поверхневого шару зазвичай вважається одним з основних факторів, які підвищують зносостійкість згідно з відомим співвідношенням Арчарда $W = KP/H$, яке виражає пряму й обернену пропорційності зношування з навантаженням і твердістю відповідно [35, 36]. В ряді робіт було показано позитивний вплив наноструктуризації поверхні на опір зношуванню алюмінієвих [37] і титанових стопів [29], а також сталей [35, 38]. Однак у досліджуваному випадку очевидно існують додаткові фактори, що нівелюють позитивний вплив підвищеної твердості в умовах зростання зсувної компоненти навантаження.

Також можна проаналізувати вплив на W розміру структурних елементів поверхневого шару. Спостережуване зменшення розмірів

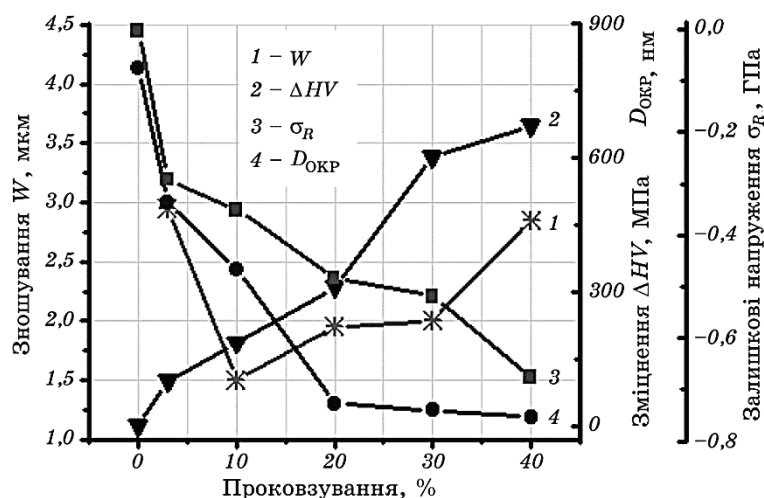


Рис. 9. Залежності зношування (1), зміцнення (2), залишкових напружень (3) і розміру ОКР (4) зразків сталі 45 від величини проковзування контактних поверхонь.

Fig. 9. Dependences of wear (1), strengthening (2), residual stress (3) and CSA size (4) of the 1045 steel sample on the sliding values of contact surfaces.

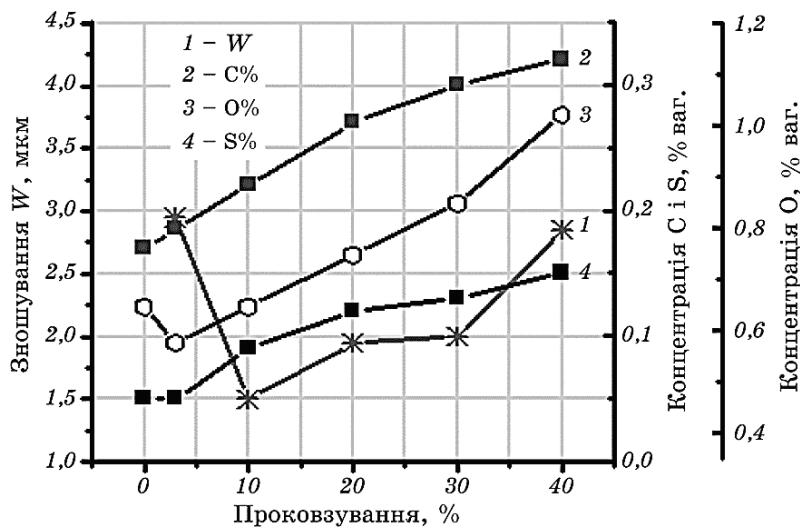


Рис. 10. Залежності зношування (1), концентрації вуглецю в мартенситі (2), кисню (3) та сірки (4) у поверхневому шарі зразків сталі 45 від величини проковзування контактних поверхонь.

Fig. 10. Dependences of wear (1), concentrations of carbon in martensite (2), and oxygen (3) and sulphur (4) in the surface layer of the 1045 steel sample on the sliding values of contact surfaces.

ОКР ($D_{\text{ОКР}}$) до наномасштабного рівня забезпечує високу твердість у відповідності до співвідношення Холла–Петча, але не завжди сприяє високому опору зношуванню. В той час як $D_{\text{ОКР}} \cong 20\text{--}50$ нм, зношування починає зростати з підвищенням величини зсувної компоненти навантаження. Подібний ефект розміру зерна спостерігався при випробуваннях сталі ШХ15 [35], в поверхневому шарі якої було створено нанорозмірну зеренну структуру методом поверхневого механічного стирання (SMAT) та наступними відпалами за різних температур було одержано ряд структурних станів з розмірами зерен від 15 до 500 нм і більше. Було з'ясовано, що існує критичний розмір зерен (для сталі ШХ15 і застосованого режиму досліджень він склав 32 нм), нижче якого позитивний вплив зростання твердості нівелюється полегшенням міжзеренного проковзування, що призводить до втрати несної здатності матеріалу, у тому числі до зменшення опору зношуванню.

Макронапруження стиснення в даному випадку відіграють позитивну роль у сенсі підвищення опору зношуванню (рис. 9, крива 3), але їх дія також нівелюється за умов прикладення значних зсувних компонент навантаження (20–40%), які сприяють зародженню і розповсюдженню паралельних до поверхні тріщин у поверхневому шарі з нанорозмірною зеренною структурою (рис. 8, б).

Аналіза залежностей, наведених на рис. 10, свідчить також про те, що одним із пояснень немонотонної залежності зношування від величини зсувної компоненти навантаження може бути істотне зростання у поверхневому шарі концентрації елементів втілення, у першу чергу, Оксигену і Сульфуру. Таке зростання кількості елементів втілення, а також дані рентгенівської аналізи (рис. 3), підтверджують формування оксидів за рахунок механохімічних реакцій і мартенситу. Оскільки і оксиди, і зерна мартенситу мають підвищену твердість, зростання величини зсувної компоненти навантаження при терті веде до руйнування оксидних плівок і викришування мартенситних нанозерен з утворенням твердих частинок, які спричиняють абразивне зношування поверхні (рис. 1, в).

4. ВИСНОВКИ

Таким чином, одержані результати уможливають зробити наступні висновки щодо наслідків зростання величини зсувної компоненти навантаження при терті P_{SH} .

Встановлено, що підвищення P_{SH} до 20%–40% відносно нормальної складової навантаження призводить до формування поверхневого шару з гетерофазною зеренною структурою, подрібненою до наномасштабного рівня (5–20 нм відповідно). Макронапруження стиснення у поверхневому шарі сягають 300–700 МПа відповідно.

Зростання P_{SH} вище 10% відносно нормальної складової навантаження спричиняє інтенсивне тепловиділення та нагрівання контактних поверхневих шарів до 60–140°C за наявності і до 100–400°C за відсутності мастильного матеріалу при значеннях P_{SH} 20% і 40% відповідно. Зростання температури на контактних поверхнях спричиняє підвищення вмісту елементів середовища (Оксиген) та оливи (Сульфур), а також перерозподіл Карбону зі збільшенням його вмісту в мартенситі.

Встановлено, що залежність зношування W від P_{SH} носить немонотонний характер. Зношування W мінімальне при незначній величині P_{SH} (10%), і його зростання відбувається на тлі зменшення розміру зерна та зростання твердості поверхневого шару за рахунок дії високих зсувних напружень, що спричиняють зародження і розповсюдження тріщин паралельно до контактної поверхні. Додатковим чинником, що призводить до зростання зношування, є руйнування сформованих оксидних плівок і прояв механізмів абразивного зношування.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Y. Estrin and A. Vinogradov, *Acta Mater.*, **61**: 782 (2013).
2. A. P. Zhilyaev and T. G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **53**: 893 (2008).

3. R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, and I. V. Alexandrov, *Prog. Mater. Sci.*, **45**: 103 (2000).
4. R. Z. Valiev and T. G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **51**: 881 (2006).
5. A. L. Ortiz, J.-W. Tian, L. L. Shaw, and P. K. Liaw, *Scr. Mater.*, **62**: 129 (2010).
6. L. Zhou, G. Liu, X. L. Ma, and K. Lu, *Acta Mater.*, **56**: 78 (2008).
7. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
8. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vib.*, **308**: 855 (2007).
9. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Weinheim: Wiley-VCH: 2015), p. 417.
10. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).
11. J. Moering, X. Ma, G. Chen, P. Miao, G. Li, G. Qian, S. Mathaudhu, and Y. Zhu, *Scr. Mater.*, **108**: 100 (2015).
12. Б. И. Костецкий, И. Г. Носовский, А. К. Караулов, *Поверхностная прочность материалов при трении* (Киев: Техника: 1976).
13. K. Elalem, D. Y. Li, M. J. Anderson, and S. Chiovelli, *ASTM STP*, **1339**: 90 (2001).
14. Q. Chen and D. Y. Li, *Wear*, **259**: 1382 (2005).
15. И. Л. Солодова, *Структурные превращения при трении и износостойкость закаленных углеродистых сталей* (Автореферат дисс. ... канд. техн. наук) (Екатеринбург: 2006).
16. V. A. Balakin, *Wear*, **72**: 133 (1981).
17. K. E. Nurnberg, G. Nurnberg, M. Golle, and H. Hoffmann, *Wear*, **265**: 1801 (2008).
18. О. О. Мікосянчик, О. І. Запорожець, Р. Г. Мнацаканов, *Проблеми трибології*, № 4: 42 (2015).
19. O. Mikosyanchyk, R. Mnatsakanov, A. Zaporozhets, and R. Kostynik, *Eastern-European Journal of Enterprise Technol.*, No. 4/1 (82): 24 (2016).
20. T. M. A. Al-quraan, O. O. Mikosyanchik, and R. G. Mnatsakanov, *Mech. Eng. Research*, **6**, No. 2: 48 (2016).
21. О. О. Мікосянчик, *Пристрій для оцінки триботехнічних характеристик трибоелементів*, Патент України № 88748, МПК G01 N 3/56 (Бюл. № 6, 25.03.14).
22. S. M. Hsu, M. C. Shen, E. E. Klaus, H. S. Cheng, and P. I. Lacey, *Wear*, **175**: 209 (1994).
23. Б. Э. Гурский, А. В. Чичинадзе, *Трение и износ*, № 4 (28): 418 (2007).
24. C. Suryanarayana, *Prog. Mater. Sci.*, **46**: 1 (2001).
25. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгеновский и электронно-оптический анализ* (Москва: Металлургия: 1970).
26. Y. I. Babei, *Mater. Sci.*, **11**: 129 (1975).
27. H. Nykyforchyn, V. Kyryliv, and O. Maksymiv, *Nanoscale Research Lett.*, **12**: 150 (2017).
28. В. І. Кирилів, *ФХММ*, **35**, № 6: 88 (1999).
29. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
30. М. О. Васильев, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 7: 1269 (2015).
31. И. М. Любарский, *Трение и износ*, **1**, № 2: 280 (1980).
32. О. А. Микосянчик, *Проблеми тертя та зношування*, № 74 (1): 65 (2017).

33. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).
34. Z. Pu, S. Yang, G.-L. Song, O. W. Dillon Jr., D. A. Puleo, and I. S. Jawahir, *Scr. Mater.*, **65**: 520 (2011).
35. L. Zhou, G. Liu, Z. Han, and K. Lu, *Scr. Mater.*, **58**: 445 (2008).
36. 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).
37. B. N. Mordyuk, V. V. Silbershmidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Characterizations*, **61**: 1126 (2010).
38. Yu. V. Milman, K. E. Grinkevych, S. I. Chugunova, W. Lojkowski, M. Djahanbakhsh, and H. J. Fecht, *Wear*, **258**: 77 (2005).

REFERENCES

1. Y. Estrin and A. Vinogradov, *Acta Mater.*, **61**: 782 (2013).
2. A. P. Zhilyaev and T. G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **53**: 893 (2008).
3. R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, and I. V. Alexandrov, *Prog. Mater. Sci.*, **45**: 103 (2000).
4. R. Z. Valiev and T. G. Langdon, *Prog. Mater. Sci.*, **51**: 881 (2006).
5. A. L. Ortiz, J.-W. Tian, L. L. Shaw, and P. K. Liaw, *Scr. Mater.*, **62**: 129 (2010).
6. L. Zhou, G. Liu, X. L. Ma, and K. Lu, *Acta Mater.*, **56**: 78 (2008).
7. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
8. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vib.*, **308**: 855 (2007).
9. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Weinheim: Wiley-VCH: 2015), p. 417.
10. B. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, **210**: 54 (2012).
11. J. Moering, X. Ma, G. Chen, P. Miao, G. Li, G. Qian, S. Mathaudhu, and Y. Zhu, *Scr. Mater.*, **108**: 100 (2015).
12. B. I. Kosteckiy, I. G. Nosovskiy, and A. K. Karaulov, *Poverkhnostnaya Prochnost Materialov pri Trenii* (Kiev: Tekhnika: 1976) (in Russian).
13. K. Elalem, D. Y. Li, M. J. Anderson, and S. Chiovelli, *ASTM STP*, **1339**: 90 (2001).
14. Q. Chen and D. Y. Li, *Wear*, **259**: 1382 (2005).
15. I. L. Solodova, *Strukturnye Prevrashcheniya pri Trenii i Iznosostoykost Zakalennykh Uglerodistykh Staley* (Thesis of Dissert. ... for the Degree of Cand. Techn. Sci.) (Ekaterinburg: 2006) (in Russian).
16. V. A. Balakin, *Wear*, **72**: 133 (1981).
17. K. E. Nurnberg, G. Nurnberg, M. Golle, and H. Hoffmann, *Wear*, **265**: 1801 (2008).
18. O. O. Mikosyanchyk, O. I. Zaporozhets, and R. H. Mnatsakanov, *Problemy Trybologii*, No. 4: 42 (2015) (in Ukrainian).
19. O. Mikosyanchyk, R. Mnatsakanov, A. Zaporozhets, and R. Kostynik, *Eastern-European Journal of Enterprise Technol.*, 4/1 (82): 24 (2016).
20. T. M. A. Al-quraan, O. O. Mikosyanchik, and R. G. Mnatsakanov, *Mech. Eng. Research*, **6**, No. 2: 48 (2016).
21. O. O. Mikosyanchik, *Device for Evaluation of Tribotechnical Characteristics of the Triboelements*, UA Patent No. 88748 (Bul. No. 6, 25.03.14) (in Ukrainian).

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, *Trenie i Iznos*, **28**: 395 (2007) (in Russian).
24. C. Suryanarayana, *Prog. Mater. Sci.*, **46**: 1 (2001).
25. S. S. Gorelik, L. N. Rastorguev, and Yu. A. Skakov, *Rentgenovskiy i Electronnoopticheskiy Analiz* (Moscow: Metallurgiya: 1970) (in Russian).
26. Y. I. Babei, *Mater. Sci.*, **11**: 129 (1975).
27. H. Nykyforchyn, V. Kyryliv, and O. Maksymiv, *Nanoscale Research Lett.*, **12**: 150 (2017).
28. V. I. Kyryliv, *Mater. Sci.*, **35**: 853 (1999).
29. M. A. Vasylyev, S. P. Chenakin, and L. F. Yatsenko, *Acta Mater.*, **103**: 761 (2016).
30. M. O. Vasyliiev, B. M. Mordiyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015) (in Ukrainian).
31. I. M. Lyubarskyi, *Trenie i Iznos*, **1**, No. 2: 280 (1980) (in Russian).
32. O. O. Mikosyanchik, *Problemy Tertya ta Znoshuvannya*, No. 1: 65 (2017) (in Russian).
33. B. N. Mordiyuk, O. P. Karasevskaya, and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **559**: 453 (2013).
34. Z. Pu, S. Yang, G.-L. Song, O. W. Dillon Jr., D. A. Puleo, and I. S. Jawahir, *Scr. Mater.*, **65**: 520 (2011).
35. L. Zhou, G. Liu, Z. Han, and K. Lu, *Scr. Mater.*, **58**: 445 (2008).
36. B. N. Mordiyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevych, A. V. Sameljuk, and I. V. Tkachenko, *Wear*, **319**: 84 (2014).
37. B. N. Mordiyuk, V. V. Silbershmidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Characterizations*, **61**: 1126 (2010).
38. Yu. V. Milman, K. E. Grinkevych, S. I. Chugunova, W. Lojkowski, M. Djahanbakhsh, and H. J. Fecht, *Wear*, **258**: 77 (2005).