

УДК 539.42: 539.43:539.62

**ВПЛИВ ОСОБЛИВОСТЕЙ НАВАНТАЖЕННЯ  
ТА НАВОДНЮВАННЯ НА ТРИБОТЕХНІЧНІ  
ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ***О. І. БАЛИЦЬКИЙ<sup>1,2</sup>, В. О. КОЛЕСНИКОВ<sup>1,3</sup>, Л. М. ІВАСЬКЕВИЧ<sup>1</sup>,  
М. Р. ГАВРИЛЮК<sup>1</sup>*<sup>1</sup> Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;<sup>2</sup> Західноморський технологічний університет, Щецин, Польща;<sup>3</sup> Луганський національний університет ім. Тараса Шевченка, Полтава

Досліджено зносостійкість конструкційних сталей 20; 45 та високоазотної DDT 68 під час сухого тертя за різних умов навантаження. Встановлено, що зі збільшенням проковзування до 20% за навантаження 550 N інтенсивність зношування збільшилася в 1,41 разів для високоазотної сталі та 1,54 рази для конструкційної сталі. Під час проковзування поверхня руйнується шляхом викиду матеріалу в умовах інтенсивного теплового схоплювання, яке впливає на формування вторинних структур з підвищеною концентрацією кисню. З достовірністю апроксимації  $R_2 = 0,87...0,99$  отримано логарифмічні та поліноміальні рівняння, які описують інтенсивність зношування в умовах зміни проковзування та навантаження досліджуваних сталей. Після наводнювання продукти зношування мають суттєво складніший текстурований мікро-рельєф зі смугами та більші розміри:  $\geq 350 \mu\text{m}$  ( $P = 250 \text{ N}$ ),  $600...1000 \mu\text{m}$  ( $P = 400 \text{ N}$ ),  $800...1300 \mu\text{m}$  ( $P = 600 \text{ N}$ ).

**Ключові слова:** *сухе тертя, тертя кочення, проковзування, високоазотна сталь, конструкційна сталь, продукти зношування, наводнювання.*

Wear resistance of structural steels 20; 45 and high-nitrogen DDT 68 during dry friction under different load conditions has been studied. It is found that with an increase in slip to 20% at a load of 550 N, the wear intensity increases 1.41 times for high-nitrogen steel and 1.54 times for structural steel. In sliding, the surface fractures by tear of the material under conditions of intense thermal setting, which affects the formation of secondary structures that contain an increased concentration of oxygen. With the reliability approximation of  $R_2 = 0.87...0.99$  logarithmic and polynomial equations are obtained that describe the wear intensity in the conditions of change of the slip and loading of the studied steels. After hydrogenation, the wear products have a significantly more complex textured microrelief with strips and larger dimensions:  $\geq 350 \mu\text{m}$  ( $P = 250 \text{ N}$ ),  $600...1000 \mu\text{m}$  ( $P = 400 \text{ N}$ ),  $800...1300 \mu\text{m}$  ( $P = 600 \text{ N}$ ).

**Keywords:** *dry friction, rolling friction, slip, high-nitrogen steel, structural steel, wear products, hydrogenation.*

**Вступ.** Впровадження та застосування нових триботехнічних матеріалів – актуальне прикладне науково-технічне завдання. Серед перспективного класу матеріалів можна виділити нержавні сталі, високоазотні сталі з підвищеними фізико-механічними властивостями ( $\sigma_B = 1000...1300 \text{ MPa}$ ;  $\sigma_T = 400...1000 \text{ MPa}$ ;  $K_{Ic} = 400 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) [1–3]. Коло їх застосування постійно розширюється. Наприклад, сталі з додаванням азоту почали активно використовувати для виготовлення залізничних коліс, які працюють в умовах сухого тертя кочення [4]. В таких трибопарах відбуваються складні процеси руйнування, які можна досліджувати, аналізу-

ючи статистичну інформацію про дефекти та пошкодження поверхневих шарів, а також морфологію продуктів зношування [5–9]. За комплексної дії інших чинників (температура, навантаження, швидкість, умови змащування) на експлуатаційні та трибологічні властивості суттєво впливають воденьвмісні середовища [10–14].

Мета роботи – дослідити триботехнічні властивості високоазотної сталі у контакті з конструкційною сталлю під час сухого тертя кочення за зміни умов навантаження, проковзування та наводнювання.

**Матеріали та методика експерименту.** Зносотривкість визначали на машині тертя СМТ-1 (2070). Частота обертання нижнього ролика 1480 rpm, верхнього зменшувалась на 15 та 20%. Відсоток проковзування обчислювали співвідношенням швидкостей обертання роликів. В умовах сухого тертя навантаження становило 200...600 N. Перед початком експериментів пари тертя припрацьовували (індикатор – сталій коефіцієнт тертя). Для трьох точок за різних швидкостей проковзування виконували по 5 експериментів.

Нижній ролик ( $\varnothing$  42 mm) виготовлений зі сталі 45 (твердість HRC 55...60, мікроструктура – мартенсит) або сталі 20 (HRC 35...40, ферит-перліт). Верхній – з високоазотної сталі DDT 68 ( $\varnothing$  35 mm) твердістю 45...50 HRC. У мікроструктурі сталі DDT 68 зафіксовано аустенітну металеву матрицю мікротвердістю 4,2...5,0 GPa. Хімічний склад матеріалів наведено в таблиці.

**Хімічний склад сталей (wt.%)**

Марка	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	N
Сталь 20*	0,21	0,33	0,37	0,11	0,14	–	–	–
Сталь 45**	0,47	0,21	0,75	0,24	0,25	–	–	–
DDT 68	0,06	0,52	19,4	17,5	0,13	2,08	0,14	0,97

\* 0,04 S; 0,034 P; 0,12 Cu; 0,05 As. \*\* 0,02 S; 0,022 P; 0,24 Cu; 0,07 As.

Параметри мікроструктури та поверхні тертя обстежували на електронному мікроскопі EVO-40XVP зі системою мікроаналізу INCA Energy 350 у Центрі електронної мікроскопії та рентгенівського мікроаналізу Фізико-механічного інституту ім. Г. В. Карпенка НАН України. Рентгеноструктурний аналіз здійснювали на установці ДРОН-2. Для визначення фазового складу мікроструктури сталей, розмірів продуктів зношування і пошкоджень на поверхнях тертя та 3D реконструкції поверхонь зношування використовували програмний комплекс TOUP VIEW 3.7.

Вплив водню на тертя досліджували на зразках із високоазотної сталі, заздалегідь наводнених у 26%-му розчині сірчаної кислоти з каталізатором 5 mg/l окису арсену за сили струму 0,5 A/cm<sup>2</sup>.

**Результати та їх обговорення.** Виконали порівняльні експерименти в умовах сухого тертя за зміни швидкості кочення (рис. 1), коли важливе значення має твердість та структурно-фазовий склад контактувальних тіл [8, 9, 15–19]. Відповідно інтенсивність зношування зростає так: мартенситна сталь 45 (HRC 55...60), високоазотна сталь DDT 68 (HRC 45...50), сталь 20 з феритно-перлітною мікроструктурою (HRC 35...40). Інтенсивність зношування для сталі 20 за навантаження 600 N становила 1,38 g/1000 m path, а для сталі DDT 68 – 0,2 g/1000 m path. Нижній ролик з феритної сталі 20 (тіло) мав суттєвіше зношування, ніж ролик із високоазотної аустенітної сталі DDT 68 (контртіло). Інтенсивність зношування для сталі 45 (тіло) за навантаження 600 N становила 0,11 g/1000 m path, а для сталі DDT 68 (контртіло) – 0,4 g/1000 m path. Тобто зміна типу металевої матриці (з феритної на мартенситну) та підвищення твердості (з 35 до 60 HRC) призвели до зміни інтенсивності зношування контактувальних пар. Отримано рівняння регре-

сії залежності інтенсивності зношування від прикладеного навантаження. Для пари тертя сталь 20/сталь DDT 68 –  $I_{st\ 20} = 0,1296 P^2 - 0,4779P + 0,4511$ ,  $R^2 = 0,9755$ ;  $I_{st\ DDT} = 0,016N^2 - 0,0547N + 0,0761$ ,  $R^2 = 0,9873$ . Для пари тертя сталь 45/сталь DDT 68 –  $I_{st\ 45} = 0,1299N^2 - 0,0959N + 0,1211$ ,  $R^2 = 0,9912$ ;  $I_{st\ DDT} = 0,0104N^2 - 0,0402N + 0,0406$ ,  $R^2 = 0,9241$ .

Наводнювання роликів суттєво вплинуло на тертя та зношування за навантажень понад 200 N. З підвищенням навантаження значно збільшилась інтенсивність зношування наводненого ролика зі сталі DDT 68, яка за навантаження 400 N зростала більш ніж у 5 разів, а за навантаження 600 N – майже у 10 разів. Інтенсивніше (у 1,6–2,5 рази) зношувався також ненаводнений ролик (рис. 2), що свідчить про імовірне виділення водню в області контакту і окрихчення мартенситної сталі.

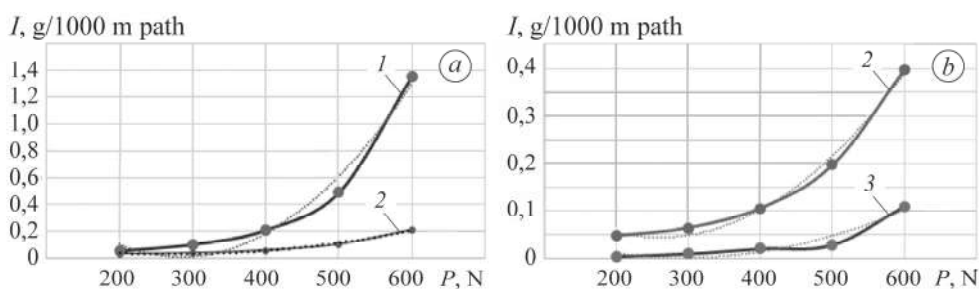


Рис. 1. Залежність інтенсивності зношування пар тертя під час сухого тертя від навантаження ( $V = 2,25$  m/s): а – пара сталь 20 (1)/сталь DDT 68 (2); б – сталь 45 (3)/сталь DDT 68 (2).

Fig. 1. Dependence of wear intensity of friction pairs in dry friction on the load ( $V = 2.25$  m/s): а – steel 20 (1)/steel DDT 68 (2); б – steel 45 (3)/steel DDT 68 (2).

Середня інтенсивність зношування досліджуваних сталей за навантаження 550 N зі збільшенням проковзування зростає, її можемо описати рівняннями так:  $I_{st\ 45} = 0,0034 \ln S + 0,115$ ,  $R^2 = 0,9023$ ;  $I_{st\ DDT} = 0,0255 \ln S + 0,1143$ ,  $R^2 = 0,87$  (рис. 3а). За проковзування до 15% коефіцієнт тертя роликів залишався майже стабільним, звукова емісія відсутня. За проковзування 20% спостерігали велику кількість місць зі схопленням та вириванням матеріалу на ділянках поверхонь тертя, що у деяких експериментах супроводжувалось звуковою емісією. Кількість дефектів та пошкоджень на поверхнях роликів зростає зі збільшенням проковзування (рис. 3б), що характерно для багатьох матеріалів пар тертя [1, 3, 5–7, 12–15]. У низці праць з дослідження пари колісно-рейкових сталей за кочення з проковзуванням встановлено, що у межах 240... 300 HV залежно від проковзування можуть бути три типи зносу, які відрізняються швидкістю зношування, видом поверхонь та морфологією продуктів зношування [15–19]. Також підтвердилась закономірність [15, 16], що сталь з більшою твердістю (та мартенситною мікроструктурою) має менше зношування,

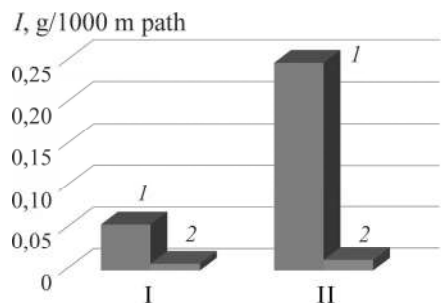


Рис. 2. Узагальнення досліджень в умовах сухого тертя (I – без наводнення; II – з наводненням ролика зі сталі DDT 68): 1 – сталь DDT 68; 2 – сталь 45 ( $P = 250$  N;  $V = 2,25$  m/s).

Fig. 2. Generalization of researches in the conditions of dry friction (I – without hydrogenation; II – after hydrogenation of a roller from DDT 68 steel: 1 – steel DDT 68; 2 – steel 45 ( $P = 250$  N;  $V = 2.25$  m/s).

ніж сталь з нижчою твердістю та холоднодеформованим аустенітом. Можливо, що внаслідок обробки тиском сплав вже не мав “резервів” для самозміцнення в умовах тертя. Інтенсивність зношування роликів зі сталі 45 в умовах 20% проковзування є у 1,54 вища, а для роликів з високоазотної сталі DDT 68 – у 1,41 вища від інтенсивності зношування без проковзування, що підтверджує вплив міцнісних характеристик, обумовлених структурою високоазотної сталі.

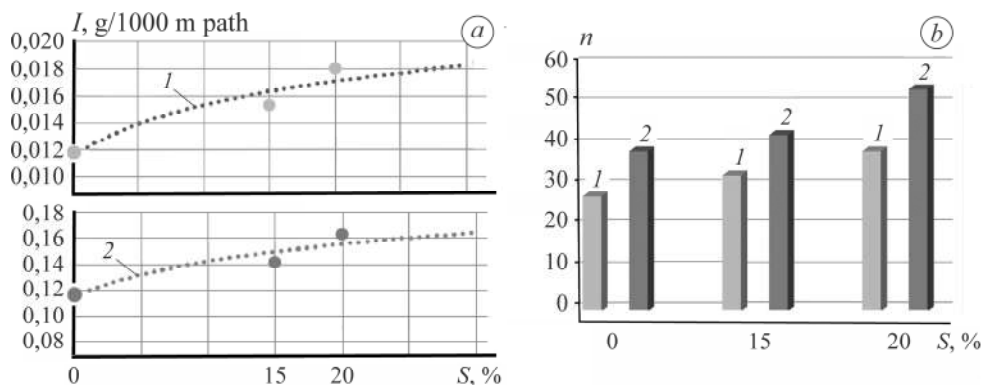


Рис. 3. Залежність середньої інтенсивності зношування досліджуваних сталей в умовах сухого тертя за навантаження 550 N від проковзування (а) та діаграми розподілу кількості дефектів різного розміру на поверхні кочення за зміни проковзування (б): 1 – сталь 45; 2 – сталь DDT 68.

Fig. 3. Dependence of average wear intensity of investigated steels in the conditions of dry friction for a load of 550 N on sliding (a) and diagram of the distribution of the number of defects of different size on the rolling surface for steels with changes in sliding (b): 1 – steel 45; 2 – DDT 68 steel.

На поверхнях руйнування обох сталей за проковзування 20% зафіксовано кисень (рис. 4). Кількість кисню безпосередньо в зоні дефекту конструкційної сталі 45 (рис. 5, зона 1) – 4,27 mass% (12,79 at.%), на площині поверхні (спектр 2) кисень не зафіксовано. Для сталі DDT 68 кисень є в зоні руйнування в місці, де відбувся “вирив матеріалу” під час теплового захоплення (рис. 4с, спектр 3): 19,65 mass% (43,58 at.%) та на незруйнованій поверхні (рис. 4d, спектр 4) – 7,08 mass% (16,84 at.%). Більший вміст кисню на поверхні високоазотної сталі є підтвердженням того, що він входить до складу пасивувальних плівок з нерозчинних оксидів.

Кисень безпосередньо у зоні дефекту в заглибленні свідчить, що під час руйнування (виривання) сформувались умови для утворення оксиду, який впливає на вторинні структури і, як наслідок, на інтенсивність руйнівних процесів. Встановлено, що високоазотні сталі володіють особливими абсорбційними властивостями поверхні, на якій впродовж тривалого часу зберігається захисний шар з частинок графіту [7], що призводить до мінімізації зношування під час тертя [7, 15, 18]. На поверхні тертя в зонах виривів є підвищений вміст карбідоутворювальних елементів Cr і Mo, що свідчить про інтенсивне руйнування матеріалу в зоні підвищеної концентрації цих елементів [6]. Зі зростанням проковзування інтенсифікується руйнування, тривалість контактування поверхонь зменшується, кількість пошкоджень збільшується, а пасивувальна плівка, яка може зменшувати інтенсивність зношування, відновлюється швидше.

За навантаження  $P = 400$  N середній розмір продуктів зношування зростає з 30...50  $\mu\text{m}$ , 50...70  $\mu\text{m}$  до 60...90  $\mu\text{m}$  за проковзування 0; 15; 20% відповідно. Їх форма змінюється від плоскої (“пелюсткової” [1, 3]) до об’ємнішої (рис. 5).

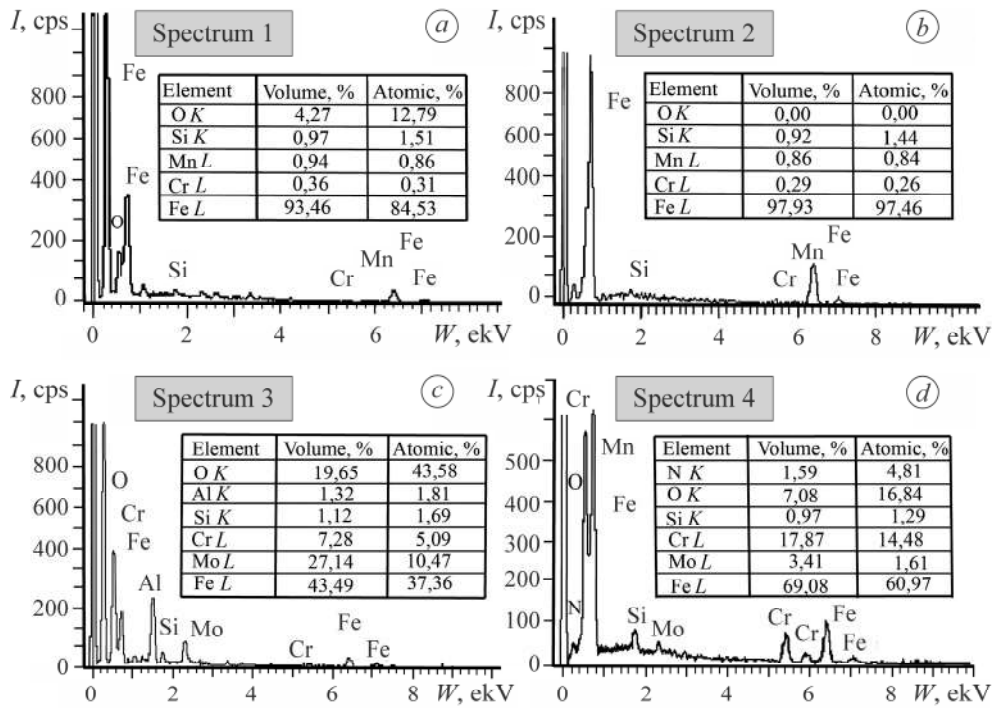


Рис. 4. Спектри (з дисперсією за енергією) характеристичного рентгенівського випромінювання елементів поверхні сталей 45 (a, b) та DDT 68 (c, d).

Fig. 4. Spectra (with energy dispersion) of characteristic X-ray radiation of surface elements of steels 45 (a, b) and DDT 68 (c, d).

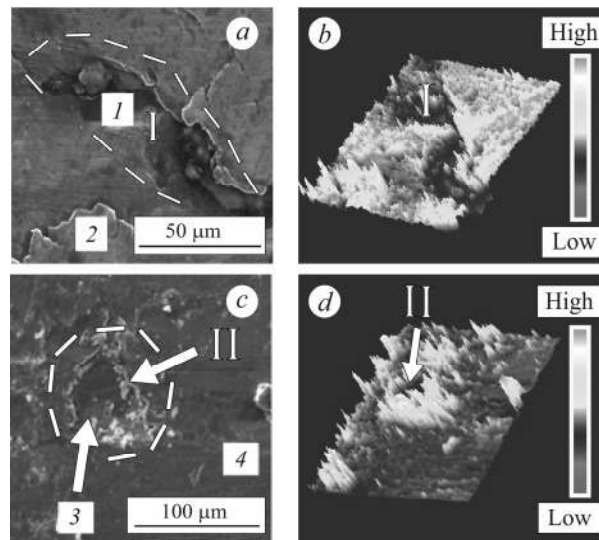


Рис. 5. Поверхня тертя з пошкодженням сталі 45 (a) та DDT 68 (c) та їх 3D реконструкція (b, d) (зона I, II відповідно):  $P = 500$  N;  $V = 2,25$  m/s.

Fig. 5. Damaged friction surface of steel 45 (a) and DDT 68 steel (c) and its 3D reconstruction (b, d) (area I, II respectively):  $P = 500$  N;  $V = 2.25$  m/s.

Наводнювання також суттєво змінює морфологію продуктів зношування (рис. 6). У вихідному стані їх середній розмір становив 25...100 μm за наванта-

ження 500 N і 15...40  $\mu\text{m}$  за навантаження 250, але зустрічали й дрібніші, розмір яких досягав декількох мікрон. Після наводнювання серед продуктів зношування були такі, що мали розміри  $> 350 \mu\text{m}$  ( $P = 250 \text{ N}$ ), 600...1000  $\mu\text{m}$  ( $P = 400 \text{ N}$ ), 800...1300  $\mu\text{m}$  ( $P = 600 \text{ N}$ ).

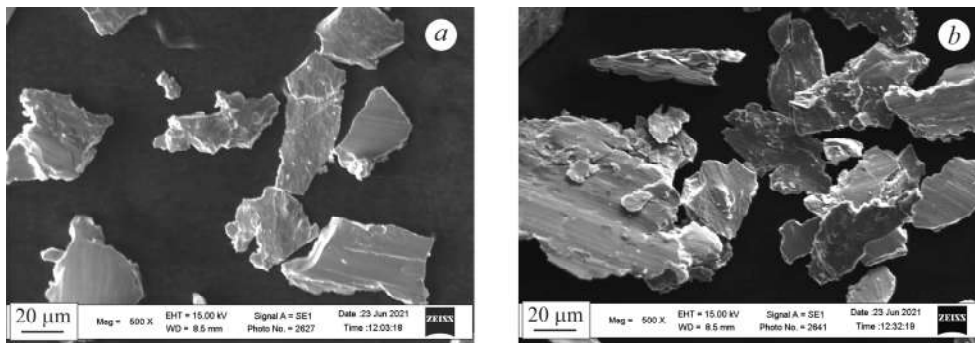


Рис. 6. Частинки зношування з високоазотної сталі DDT 68 ( $P = 500 \text{ N}$ ,  $V = 2,25 \text{ m/s}$ ), які утворились в умовах сухого тертя: *a* – ненаводнена сталь; *b* – після наводнення.

Fig. 6. Wear particles of high-nitrogen DDT 68 steel ( $P = 500 \text{ N}$ ,  $V = 2.25 \text{ m/s}$ ), formed under conditions of dry friction: *a* – nonhydrogenated steel; *b* – after hydrogenation.

Тобто наводнювання та збільшення навантаження призводило до появи об'ємніших частинок. На поверхні продуктів зношування присутні смуги (рис. 6*a*), але на наводнених зразках вони чіткіші і поверхня текстурованіша (рис. 6*b*). Відомо, що під час дослідження електролітично наводнених зразків фіксували т.зв. смуги Людерса [1, 3]. У мікромасштабі водень сприяє пластифікації на стадії пластичної деформації, а на стадії розкриття швидкої тріщини – окрихченню [10–13, 20–26]. Він легко дифундує і вступає в реакції як на поверхні, так і в глибині металу. За просування тріщини вглиб сплаву наростаючі напруги діють у тих мікроб'ємах, в яких відбулась мікропластична деформація у смугі Людерса. Внаслідок збільшення дислокаційної активності у вершині тріщини, зумовленої присутністю дифузійно-рухомого водню, поверхня смуги ковзання є концентратором напружень істотно сильнішим, ніж вихідний [21, 27–29]. Вплив водню є найбільшим у вершині тріщини, де вхід полегшується ковзанням, а його локальна концентрація зростає [8, 30–32]. Таким чином, в умовах сухого тертя кочення зношування наводнених сталей у кілька разів інтенсивніше. Це пов'язано з пересиченням поверхневих шарів воднем, який робить свій внесок у інтенсифікацію руйнівних процесів.

Напрацьований матеріал можна використати для розроблення каталогу, який систематизуватиме співвідношення морфології поверхні та умов утворення продуктів зношування. Отримані логарифмічні та поліноміальні рівняння, які описують інтенсивність зношування, дадуть змогу прогнозувати роботоздатність та довговічність трибоспряжень, в т.ч. і тих, які зазнали наводнювання.

### ВИСНОВКИ

Встановлено, що за навантаження 600 N у контактувальній парі сталей 20 і DDT 68 інтенсивність зношування становила 1,38 і 0,2  $\text{g}/1000 \text{ m path}$ , у парі сталей 45 і DDT 68 – 0,11 і 0,4  $\text{g}/1000 \text{ m path}$ , відповідно. Отже, високоазотна аустенітна сталь за сухого тертя зношується у 6,9 разів менше, ніж феритна (HRC 35), і у 3,6 рази більше, ніж загартована мартенситна (HRC 60). Зі збільшенням проковзування з 0 до 20% інтенсивність зношування роликів зростає, зокрема, за навантаження 550 N вона збільшилася у 1,41 (високоазотна сталь DDT 68) і 1,54 рази (конструкційна сталь 45). За проковзування 20% на поверхнях тертя зафіксо-

вані зародки теплового схоплення, всередині них – оксиди, які входять до складу пасивувальних плівок. Середній розмір продуктів зношування зростає з 30...50  $\mu\text{m}$ , 50...70  $\mu\text{m}$  до 60...90  $\mu\text{m}$  відповідно за 0; 15; 20% проковзувань.

Наводнювання одного з роликів призвело до збільшення його зношувальності до 10 разів з одночасним зростанням інтенсивності зношування ненаводненого у 2 рази. Після наводнювання продукти зношування мають складніший мікрорельєф і суттєво більші розміри – 350  $\mu\text{m}$  ( $P = 250 \text{ N}$ ), 600...1000  $\mu\text{m}$  ( $P = 400 \text{ N}$ ) і 800...1300  $\mu\text{m}$  ( $P = 600 \text{ N}$ ).

1. Lin H., Yang M., and Shu B. Fretting wear behaviour of high-nitrogen stainless bearing steel under lubrication condition // J. of Iron and Steel Res. Int. – 2020. – **27**, № 7. – P. 849–866.
2. High-nitrogen steel / S. V. Rashev, A. V. Eliseev, L. Ts. Zhekova, and P. V. Bogevev // Steel in Translation. – 2019. – **49**, № 7. – P. 433–439.
3. Evolution of ultrafine precipitates and its influence on wear mechanism in cryoprocessed high nitrogen martensitic steel / A. Upadhye, N. Shah, P. K. Lalge, N. Dhokey, and T. Tharian // Tribology – Mat. Surf. & Interfaces. – 2019. – **13**, № 4. – P. 233–229.
4. The joint effect of vanadium and nitrogen on the mechanical behavior of railroad wheels steel / V. V. Kulyk, S. Ya. Shipitsyn, O. P. Ostash, Z. A. Duriagina, and V. V. Vira // J. of Achiev. in Mat. and Manufact. Eng. – 2018. – **89**, № 2. – P. 56–63.
5. Balyts'kyi O. I. and Kolesnikov V. O. Investigation of wear products of high-nitrogen manganese steels // Materials Science. – 2009. – **45**, № 4. – P. 576–581.
6. Balyts'kyi O. I., Kolesnikov V. O., and Elias J. Study of the wear resistance of high-nitrogen steels under dry sliding friction // Materials Science. – 2013. – **48**, № 5. – P. 642–646.
7. Specific features of the fracture of hydrogenated high-nitrogen manganese steels under conditions of rolling friction / O. I. Balyts'kyi, V. O. Kolesnikov, Y. Elias, M. R. Havrylyuk // Materials Science. – 2015. – **50**, № 4. – P. 604–611.
8. Wear behaviors of stainless steel and lubrication effect on transitions in lubrication regimes in sliding contact / Y.-S. Lee, S. Yamagishi, M. Tsuru, C. Ji, S. Cho, Y. Kim, and M. Choi // Metals. – 2021. – **11**, № 11. – Article number 1854.
9. Seifert W. W. and Westcott V. C. A method for the study of wear particles in lubricating oil // Wear. – 1972. – **21**, № 1. – P. 27–42.
10. Dmytrakh I. M., Leshchak R. L., and Syrotyuk A. M. Experimental study of low concentration diffusible hydrogen effect on mechanical behaviour of carbon steel // Structural Integrity. – 2020. – **16**. – P. 32–37.
11. Tkachev V. I., Ivaskovich L. M., and Levina I. M. Distinctive features of hydrogen degradation of heat-resistant alloys based on nickel // Materials Science. – 1997. – **33**, № 4. – P. 524–531.
12. Effect of hydrogen on the wear resistance of steels upon contact with plasma electrolytic oxidation layers synthesized on aluminum alloys / V. Hutsaylyuk, M. Student, V. Dovhunyk, V. Posuvailo, O. Student, P. Maruschak, and I. Koval'chuck // Metals. – 2019. – **9**, № 3. – Article number: 280.
13. Balitskii A. I. and Ivaskovich L. M. Assessment of hydrogen embrittlement in high-alloy chromium-nickel steels and alloys in hydrogen at high pressures and temperatures // Strength of Materials. – 2018. – **50**, № 6. – P. 880–887.
14. Development of new corrosion-resistant and wear-resistant materials for use in aggressive hydrogen medium / I. G. Slys, V. I. Berezanskaya, I. A. Kossko, and A. P. Pomytkin // Int. J. of Hydrogen Energy. – 2001. – **26**, № 5. – P. 531–536.
15. Friction unit of a disc brake based on a combination of friction materials / Yu. I. Osenin, I. I. Sosnov, A. V. Chesnokov, L. I. Antoshkina, and Yu. Yu. Osenin // J. of Friction and Wear. – 2019. – **40**, № 4. – P. 193–196.
16. Pokhmurs'kyi V. I. and Vasylyv Kh. B. Influence of hydrogen on the friction and wear of metals (a survey) // Materials Science. – 2012. – **48**, № 2. – P. 125–138.
17. Banks D. and Clayton P. Comparison of the wear process for eutectoid rail steels: field and laboratory tests // Wear. – 1987. – **120**. – P. 233–250. DOI:10.1016/0043-1648(87)90069-X
18. Clayton P. Predicting the wear of rails on curves from laboratory data. Part 1 // Wear. – 1995. – **181–183**. – P. 11–19. [https://doi.org/10.1016/0043-1648\(95\)90003-9](https://doi.org/10.1016/0043-1648(95)90003-9)

19. Prasad B. K. Sliding wear response of spheroidal graphite cast iron as influenced by applied pressure, sliding speed and test environment // *Canadian Metallurgical Quarterly*. – 2008. – **47**, № 4. – P. 495–508.
20. *The synergistic action and interplay of hydrogen embrittlement mechanisms in steels and iron: localized plasticity and decohesion* / M. B. Djukic, G. M. Bakic, Z. V. Sijacki, A. Sedmak, and B. Rajicic // *Eng. Fract. Mech.* – 2019. – Article number: 106528.
21. Datsyshyn O. P., Panasyuk V. V., and Glazov A. Modeling of fatigue contact damages formation in rolling bodies and assessment of their lifetime // *Wear*. – 2011. – **271**, № 1–2. – P. 186–194.
22. *Understanding and mitigating hydrogen embrittlement of steels: a review of experimental, modelling and design progress from atomistic to continuum* / O. Barrera, D. Bombac, Y. Chen, T. D. Daff, E. Galindo-Nava, P. Gong, D. Haley, R. Horton, I. Katarov, J. R. Kermode, C. Liverani, M. Stopher, and F. Sweeney // *J. of Mat. Sci.* – 2018. – **53**. – P. 6251–6290.
23. *Recent advances on hydrogen embrittlement of structural materials* / M. Dadfarnia, A. Nagao, S. Wang, and M. L. Martin // *Int. J. of Fract.* – 2015. – **196**. – P. 223–243.
24. Lynch S. Hydrogen embrittlement phenomena and mechanisms // *Corr. Rev.* – 2012 – **30**, № 3–4. – P. 105–123.
25. *Influence of machining parameters on surface roughness and susceptibility to hydrogen embrittlement of austenitic stainless steels* / L. R. Queiroga, G. F. Marcolino, M. Santos, G. Rodrigues, C. E. dos Santos, and P. Brito // *Int. J. of Hydrogen Energy*. – 2019. – № 10. – P. 10–24.
26. Kulkarni V. N., Jain V. K., and Shukla A. K. Measurement of hydrogen content in electrical discharge machined components // *Machining Sci. and Tech. An Int. J.* – 2005. – **9**, № 2. – P. 289–299. <https://doi.org/10.1081/MST-200059070>.
27. Michler T. and Naumann J. Hydrogen embrittlement of Cr–Mn–N-austenitic stainless steels // *Intern. J. of Hydrogen Energy*. – 2010. – **35**, № 3. – P. 1485–1492.
28. *Influence of high pressure and high temperature hydrogen on fracture toughness of Ni-containing steels and alloys* / A. I. Balitskii, L. M. Ivaskevich, V. M. Mochulskyi, J. Elias, and O. Skolozdra // *Arch. of Mech. Eng.* – 2014. – **LXI**, № 1. – P. 129–138.
29. Stashchuk M. H. and Dorosh M. Evaluation of hydrogen stresses in metal and redistribution of hydrogen around crack-like defects // *Intern. J. of Hydrogen Energy*. – 2012. – **37**, № 19. – P. 14687–14696.
30. *Influence of the stress-strain state on the distribution of hydrogen concentration in the process zone* / V. V. Panasyuk, Ya. L. Ivanyts'kyi, O. V. Hembara, and V. M. Boiko // *Materials Science*. – 2014. – **50**, № 3. – P. 315–323.
31. Dmytrakh I., Syrotuk A., and Leshchak R. Specific mechanism of hydrogen influence on deformability and fracture of low-alloyed pipeline steel // *Proc. Struct. Integrity*. – 2022. – **36**. – P. 298–305.
32. *The effect of hydrogen concentration on fracture of pipeline steels in presence of a notch* / J. Capelle, J. Gilgert, I. Dmytrakh, and G. Pluvinage // *Eng. Fract. Mech.* – 2011. – **78**, № 2. – P. 364–373.

*Одержано 04.08.2021*