

Ольга МАКСИМІВ¹, Володимир КИРИЛІВ¹, Борис ЧАЙКОВСЬКИЙ², Олег КАЛАХАН³

КОНТАКТНА ВТОМА КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ З ПОВЕРХНЕВОЮ НАНОКРИСТАЛІЧНОЮ СТРУКТУРОЮ В КОРОЗИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ

¹*Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України
вул. Наукова, 5, Львів, 79060, Україна. E-mail: okyryliv@yahoo.com*

²*Львівський національний університет ветеринарної медицини
та біотехнологій імені С.З. Гжицького
вул. Пекарська, 50, Львів, 79010, Україна.*

³*Львівський національний аграрний університет
вул. В. Великого, 1, м. Дубляни, Жовківський район, Львівська область, 80381, Україна.*

Olha MAKSYMIV¹, Volodymyr KYRYLIV¹, Borys CHAIKOV'S'KYI², Oleh KALAKHAN³

CONTACT FATIGUE OF STRUCTURAL STEELS WITH SURFACE NANOCRYSTALLINE STRUCTURE IN CORROSIVE MEDIA

¹*Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine
5, Naukova St., Lviv, 79060, Ukraine. E-mail: okyryliv@yahoo.com*

²*Stepan Gzhytskyi National University of Veterinary Medicine and Biotechnologies
50, Pekarska St., Lviv, 79010, Ukraine.*

³*Lviv national agricultural university
1, V. Velykoho St., Dublyany, Zhovkva district, Lviv region, 80381, Ukraine.*

ABSTRACT

The contact fatigue was studied for 20XH3A steel after carburizing, quenching and tempering at the temperature of 150 °C, 55CMΦA steel after quenching and tempering at the temperature of 100 °C and with additional mechanical-pulse treatment for both steels. It was showed, that surface nanostructurization of 20XH3A and 55CMΦA steels increased their contact fatigue in 3 and 2.2 times in corrosive medium and in 2 and 1.3 times in corrosive-abrasive medium, respectively. The surface layer with nanocrystalline structure of 60X2M steel increased its contact fatigue in corrosive medium: quenching and tempering at the temperature of 450 °C provided the contact fatigue $1.14 \cdot 10^6$ cycles and the additional mechanical-pulse treatment improved it almost in 4 times ($4.08 \cdot 10^6$ cycles).

Based on the research results obtained in this paper, it was concluded that combination of thermal or chemicothermal treatment with surface nanostructurization by mechanical-pulse treatment significantly increased contact fatigue of low-alloyed structural steels in corrosive and corrosive-abrasive media.

KEY WORDS: *contact fatigue, corrosive medium, surface nanocrystalline structure, mechanical-pulse treatment, structural steel.*

ВСТУП

Важливою характеристикою несучої здатності деталей машин є їх опір руйнуванню за контактних навантажень [1]. Це важливо для підшипників кочення, зубчатих передач, бурильних доліт, деталей металургійної оснастки тощо. У Фізико-механічному інституті ім. Г. В. Карпенка НАН України розроблено технологію механоімпульсної обробки (МІО) [2] для отримання поверхневих нанокристалічних структур (НКС) з використанням енергії високошвидкісного тертя, яка підвищує фізико-механічні властивості сталей. Опір руйнуванню матеріалів з нанокристалічними структурами за високих контактних навантажень вивчений недостатньо. Відомо [3], що повздовжня стійкість зміцненого поверхневого шару залежить від його товщини, оскільки між зміцненим шаром та матричним матеріалом виникають розтягувальні напруження та деформації, які досягають такої величини, що порушується

суцільність матеріалу і утворюється первинна підповерхнева тріщина (рис. 1), яка розвивається у прогресуючий пітинг. За таких умов навантаження для ефективного опору руйнуванню поверхневий шар повинен мати високу мікротвердість та глибину зміцнення.

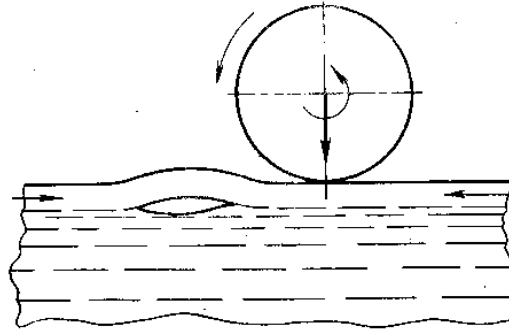


Рис. 1. Схема відшарування тонкого поверхневого шару та утворення підповерхневої тріщини під впливом залишкових напружень стиску [3].

Fig. 1. The scheme of detachment of thin surface layer and nucleation of undersurface crack influenced of compressive residual stresses [3].

Метою роботи було дослідити контактну втому сталей 20ХН3А та 55СМФА після термічної, хіміко-термічної обробки та з додатковою наноструктуризацією методом МІО в корозивному та корозивно-абразивному середовищах, а також валкової сталі 60Х2М після гартування та відпуску за температури 450 °С та з поверхневою НКС в корозивному середовищі.

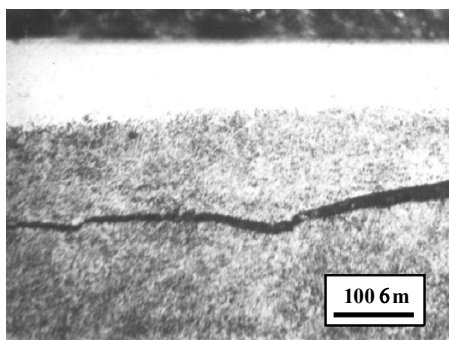
МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Досліджено контактну втому конструкційних сталей: і) 20ХН3А та 55СМФА, які використовують для виготовлення лап, кульок і роликів бурильних доліт та іі) 60Х2М для валків гарячого прокатування. Досліджувані сталі експлуатуються за високих контактних навантажень у корозивних і корозивно-абразивних середовищах. Сталь 20ХН3А досліджували після цементації, гартування та відпуску за $T = 100$ °С з наступною МІО та 55СМФА після гартування та відпуску за $T = 150$ °С з наступною МІО. МІО обох сталей здійснювали за наступних режимів: швидкість обертання інструменту $V_i = 50$ m/s, швидкість обертання деталі $V_o = 0,29$ m/s; тиск в зоні фрикційного контакту $P = 0,55$ GPa, поздовжня подача інструмента відносно деталі: 1) $S = 0,3$ mm/rev; 2) $S = 0,4$ mm/rev. Сталь 60Х2М досліджували після МІО у стані поставки та після гартування і відпуску за $T = 450$ °С. Прийняли рівень контактних напружень 600 МПа для сталі 60Х2М (валки прокатних станів) та 2500 МПа для сталей 20ХН3А та 55СМФА (деталі бурильних доліт), частота навантаження 250 Hz. Корозивним середовищем слугувала водопровідна вода, корозивно-абразивним – вода з додаванням 0,1 mass.% кварцового піску. Початок руйнування фіксували автоматичним вимикачем, що реєстрував зародження тріщини тензодатчиком за підвищенням вібрації. Фазовий склад поверхневих шарів сталі після зміцнювальної обробки вивчали на дифрактометри-дифрактографі ДРОН-3 в CuK_α -випромінюванні ($U = 30$ kV, $I = 20$ mA) з кроком $0,05^\circ$ та експозицією у точці 4 s. Обробляли дифрактограми, використовуючи програмне забезпечення CSD [4]. Рентгенограми ідентифікували за картотекою JCPDS-ASTM [5]. Мікротвердість вимірювали на твердомірі ПМТ-3 за навантаження 100 g.

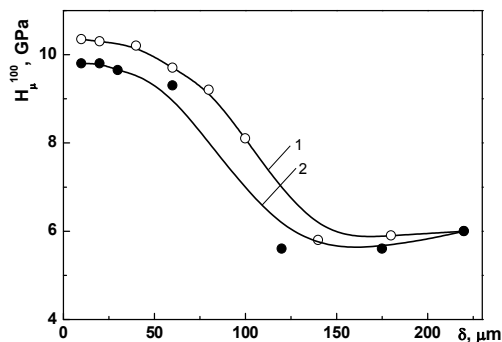
РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Виходячи із наведеного у працях [3, 6] твердження про залежність поздовжньої стійкості від товщини зміцненого шару, вибирали оптимальні режими зміцнення зразків, які забезпечують найбільше підвищення контактної довговічності. Вони повинні забезпечувати значну глибину зміцнення та плавний перехід від зміцненого поверхневого шару до основи без різких провалів мікротвердості в перехідній зоні, оскільки саме там можуть зароджуватись підповерхневі тріщини.

На рис. 2 а та 3 а показано структуру сталей 20ХН3А та 55СМФА після МІО відповідно. В результаті МІО на обох сталях утворюється мартенситно-аустенітна структура. Кристаліти мартенситу здрібнені на сталі 20ХН3А до 20 та 24 nm, а на сталі 55СМФА до 23 та 30 nm для режимів № 1 і № 2 відповідно.

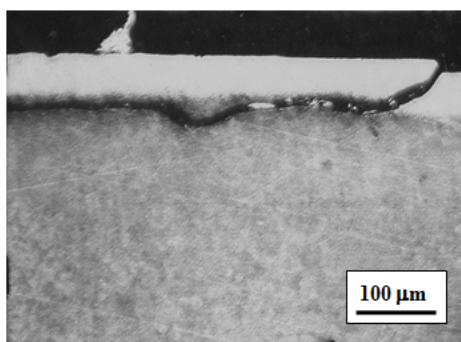


a

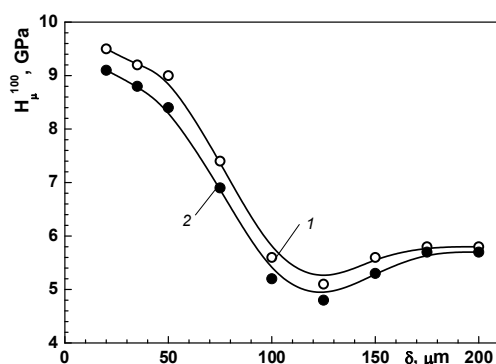


b

Рис. 2. Структура та місце зародження тріщини після випробувань у корозивно-абразивному середовищі (*a*) та мікротвердість сталі 20ХН3А після цементації та МІО за різних режимів (1 – режим № 1; 2 – режим № 2) (*b*).
 Fig. 2. Structure and the place of crack nucleation after testing in the corrosion-abrasive medium (*a*) and microhardness (*b*) of the 20KhN3A steel after carburizing and MPT at different regimes (1 – regime № 1; 2 – regime № 2).



a



b

Рис. 3. Структура та місце зародження тріщини після випробувань у корозивному середовищі (*a*) та мікротвердість сталі 55СМФА після гартування та МІО за різних режимів (1 – режим № 1; 2 – режим № 2) (*b*).
 Fig. 3. Structure and the place of crack nucleation after testing in the corrosion medium (*a*) and microhardness (*b*) of the 20KhN3A steel after carburizing and MPT at different regimes (1 – regime № 1; 2 – regime № 2).

Поверхнева мікротвердість сталі 20ХН3А після цементації та МІО становить ~ 10 GPa (рис. 2 *b*), а сталі 55СМФА $\sim 9,5$ GPa після МІО у поєднанні із термічним обробленням (ТО) (рис. 3 *b*). Обрані режими МІО забезпечують плавний перехід від зміцненого шару до основи. МІО за режимом № 1 забезпечило товщину зміцненого шару $\delta = 65 - 75$ мкм, та МІО за режимом № 2 – $\delta = 100 - 140$ мкм.

Зауважимо, що за випробувань сталі 20ХН3А у корозивно-абразивному середовищі тріщина зароджується під поверхнею НКС (рис. 2 *a*), та з поверхні (рис. 3 *a*) – за випробувань сталі 55СМФА у корозивному середовищі. Це відбувається тому, що дрібні абразивні частинки у корозивно-абразивному середовищі зтирають на поверхні мікропошкодження. Крім того, під впливом контактних напружень стиску і зсуву елементи робочого середовища проникають у приповерхневі шари [7]. У наноструктурних металах, отриманих інтенсивною пластичною деформацією, з'являються низькотемпературні аномалії зерномежевої дифузії: значне (на декілька порядків) збільшення коефіцієнтів дифузії і зменшення (майже у два рази) енергії активації дифузії порівняно із крупнокристалічним станом [8]. У водних корозивних середовищах концентрації «шкідливих елементів» (водень, кисень) [9] високі, що пришвидшує руйнування зміцненого поверхневого шару. Це підтверджено і в працях [10, 11], де виявлено, що під час тертя у воді деформація поверхневих шарів металу супроводжується насиченням примежових областей структурних фрагментів не тільки атомами вуглецю, але і атомами кисню, що проникають у метал із робочого середовища через термомеханічну деструкцію молекул води у точках контакту мікронерівностей. Це призводить до виникнення у примежових областях структурних фрагментів метастабільних атомних кластерів Fe–O–C, що є октапорою ОЦК-заліза, у центрі якої знаходиться атом кисню, а два атоми заліза на вершинах

заміщені атомами вуглецю. Ці кластери і атоми заліза кристалічної ґратки розділяють області з пониженою електронною густиною, які виникають у результаті зниження електронної густини s- і p- електронів і збільшення просторової локалізації валентних d-електронів на атомах заліза, що оточують атоми кисню і вуглецю. Це призводить до обмеженої участі валентних електронів у формуванні зв'язків між атомами заліза кристалічної ґратки і атомами кластерів і, як наслідок, відносно легкому їх руйнуванню під час зміщення структурних елементів вздовж утворених кластерами меж [10, 11].

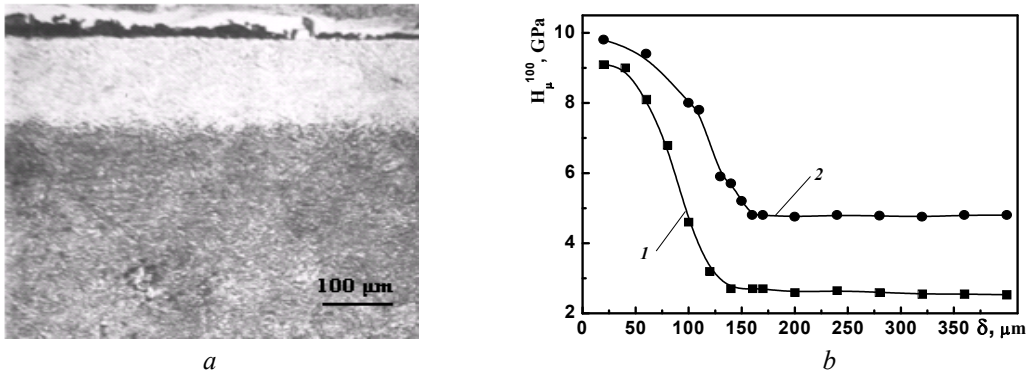


Рис. 4. Структура сталі 60X2M після гартування, відпуск 450°C + МІО (а) та мікротвердість (b): 1 – стан поставки + МІО; 2 – гартування + відпуск 450°C + МІО.
 Fig. 4. Structure of 60X2M after quenching + tempering 450°C + MPT (a) and microhardness (b): 1 – initial state + MPT; 2 – quenching + tempering 450°C + MPT (b).

Після МІО поверхневий шар сталі 60X2M має мартенситно-аустенітно-цементитну структуру. Величина зерен мартенситу на поверхні зміцненого зразка, визначена рентгенівським методом, досягає 18 нм. Мікротвердість зміцненого поверхнього шару випробовуваних зразків у стані поставки 9 GPa, а після гартування та відпуску за 450°C – 9,8 GPa. Глибина зміцнення після МІО у стані поставки – 120 μm (рис. 4, крива 1), та ~ 150 μm (рис. 4, крива 2) після МІО з ТО. Вища мікротвердість та товщина зміцненого шару після МІО з попередньою ТО вказують на більшу ефективність такого зміцнення, порівняно із МІО без ТО [12]. Також зауважимо, що вища мікротвердість основи після гартування та відпуску 450°C (рис. 4, крива 2) забезпечуватиме вищу контактну втому досліджуваної сталі.

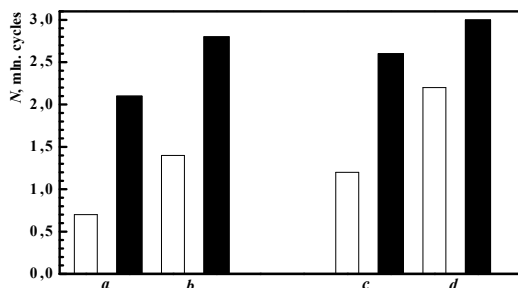


Рис. 5. Контактна втома сталей 20XН3А (a, b) та 55СМФА (c, d) у корозивному (a, c) та у корозивно-абразивному (b, d) середовищах після гартування (□) та з поверхневою НКС (■).
 Fig. 5. – Contact fatigue of 20XН3А (a, b) and 55СМФА (c, d) steels in corrosion (a, c) and corrosion-abrasive (b, d) media after quenching (□) and with surface NCS (■).

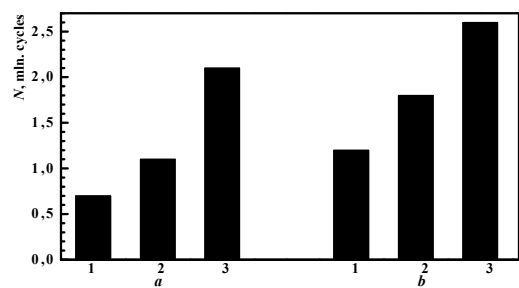


Рис. 6. Залежність контактної втоми сталей 20XН3А (a) та 55СМФА (b) від товщини зміцненого шару із НКС: 1 – зразки у стані поставки без МІО; 2 – МІО за режимом № 1 ($\delta = 65 - 75 \mu\text{m}$); 3 – МІО за режимом № 2 ($\delta = 100 - 140 \mu\text{m}$).
 Fig. 6. The dependance of the contact fatigue of 20XН3А (a) та 55СМФА (b) steels from the thickness of strengthened layer with NCS: 1 – specimens in initial state without MPT; 2 – MPT regime № 1 ($\delta = 65 - 75 \mu\text{m}$); 3 – MPT regime № 2 ($\delta = 100 - 140 \mu\text{m}$).

Результати досліджень показали, що поверхневі НКС, отримані МІО на сталях 20XН3А і 55СМФА підвищують їх опір контактній втомі у 3 та 2,2 рази в корозивному середовищі та у 2 та 1,3 рази у корозивно-абразивному середовищі, відповідно (рис. 5).

Важливе значення для опору контактній втомі сталей з поверхневою НКС у корозивному і корозивно-абразивному середовищі має товщина зміцненого поверхневого шару δ . Виявили, що за товщини шару 65 – 75 μm контактна довговічність сталей 20ХН3А та 55СМФА підвищується в 1,4 – 1,6 рази, а за 100 – 140 μm – у 2,2 рази (рис. 6).

Таблиця 1. Контактна втома сталі 60Х2М (циклів до появи пошкоджень в зоні контакту) у водогінній воді

| Зразок | Шліфування | МІО |
|----------------------------|------------------|-------------------|
| Стан поставки | $24 \cdot 10^4$ | $45,8 \cdot 10^4$ |
| Гартування + відпуск 450°C | $114 \cdot 10^4$ | $408 \cdot 10^4$ |

У табл. 1 представлені результати досліджень контактної втоми сталі 60Х2М у водогінній воді. Виявили, що МІО підвищує опір сталі у стані поставки контактному руйнуванню у корозивному середовищі в 1,9 рази порівняно зі шліфованими зразками: контактна довговічність сталі 60Х2М з поверхневою НКС становила $45,8 \cdot 10^4$ циклів, а необробленої сталі – $24 \cdot 10^4$ циклів. Найбільшого зростання контактної втоми досягнуто за поєднання ТО та МІО: гартування та відпуск за $T = 450$ °C забезпечує контактну довговічність $114 \cdot 10^4$ циклів, тоді як додаткова МІО підвищує її у 4 рази (до $408 \cdot 10^4$ циклів).

ВИСНОВКИ

Дослідження показали, що використання МІО для формування поверхневої НКС на сталях 20ХН3А і 55СМФА підвищує їх опір контактній втомі у 3 та 2,2 рази в корозивному середовищі та у 2 та 1,3 рази у корозивно-абразивному середовищі, відповідно. Крім того, зростання товщини НКС шару підвищує їх опір контактній довговічності. Найвищої контактної довговічності сталі 60Х2М у корозивному середовищі досягнуто за поєднання термічного оброблення із МІО, що забезпечило її зростання у 4 рази.

ЛІТЕРАТУРА

1. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. М.: Мир, 1989. 510 с.
2. Nykyforchyn H., Kyryliv V., Maksymiv O. Chapter 2: Physical and mechanical properties of surface nanocrystalline structures, generated by severe thermal-plastic deformation // Nanocomposites, Nanophotonics, Nanobiotechnology, and Applications / Eds.: O. Fesenko, L. Yatsenko. – Inbunden: Springer, 2014. - P. 31–41.
3. Пинегин С. В. Контактная прочность и сопротивление качению. – М.: “Машиностроение”, 1969. – 243 с.
4. Powder Diffraction File Search Manual: Alphabetical Listing and Search Section of Frequently Encountered Phases. Inorganic 1974. Philadelphia: JCPDS, 1974. – 839 p.
5. Kraus W., Nolze G. POWDER CELL - a program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns // Journal of Applied Crystallography. – 1996. – 29. – P. 301-303.
6. Contact fatigue of 20KhN3A steel with surface nanostructure / V.I. Kyryliv, B.P. Chaikovs'kyi, O.V. Maksymiv, A.V. Shal'ko // Materials Science. – 2016. – Vol. 51, № 6. – P. 833–838.
7. Contact fatigue of 20KhN3A and 55SMFA steels with surface nanostructured layer in corrosive-abrasive media / V.I. Kyryliv, B.P. Chaikovs'ky, O.V. Maksymiv, A.V. Shal'ko // Materials Science. – 2018. – Vol. 53, № 4. – P. 508–513.
8. Калініна Н.Є., Никифорчин Г.М., Калінін О.В. та ін. Структура, властивості та використання конструкційних наноматеріалів. – Л.: Простір-М, 2017. – 304 с.
9. Гликман К. Э., Брувер Р. Э. Равновесная сегрегация на границах зерен и интеркристаллитная хладноломкость твердых растворов // Металлофизика. – 1972. – Т. 43, – вып. 42. – С. 42–63.
10. Тихонович В. В. Роль активных элементов рабочей среды в формировании наноструктурных износостойких поверхностных слоев трения стали // Тезисы IV Международной научной конференции «Наноразмерные системы: строение, свойства, технологии» НАНСИС-2013. (19-22 ноября 2013) Киев, С. 575.
11. Горский В. В. Физическая природа и свойства легированных кислородом сплавов Me–Me'–O в зоне контакта металлов при трении. – Автореф. дис. докт. физ.-мат. наук. – Киев, 1989. – 41 с.
12. Serviceability of 60Kh2M roll steel with surface nanostructure / V.I. Kyryliv, B.P. Chaikovs'kyi, O.V. Maksymiv, A.V. Shal'ko, P.Ya. Sydor // Materials Science. – 2017. – Vol. 52, № 6. – P. 848–853.