

УДК 622.245.002.4

## КОНТАКТНА ВТОМА СТАЛЕЙ 20ХН3А ТА 55СМФА З ПОВЕРХНЕВИМ НАНОСТРУКТУРНИМ ШАРОМ У КОРОЗИВНО-АБРАЗИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ

В. І. КИРИЛІВ<sup>1</sup>, Б. П. ЧАЙКОВСЬКИЙ<sup>2</sup>, О. В. МАКСИМІВ<sup>1</sup>,  
А. В. ШАЛЬКО<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

<sup>2</sup> Львівський національний університет ветеринарної медицини та біотехнологій  
ім. С. З. Гжицького

Вивчено контактну втому долотних сталей 20ХН3А та 55СМФА після хіміко-термічної та термічної обробок, шліфування, а також з поверхневою нанокристалічною структурою, сформованою механоімпульсною обробкою, у корозивних і корозивно-абразивних середовищах за робочих навантажень на деталі долота. Виявлено, що наноструктурування підвищує контактну довговічність порівняно зі шліфуванням у різних робочих середовищах. На сталях із поверхневим шаром з нанокристалічною структурою вплив інгібіторів менш ефективний, ніж термообробка, через підповерхневе зародження втомних тріщин.

**Ключові слова:** нанокристалічна структура, механоімпульсна обробка, контактна втома, корозивні та корозивно-абразивні середовища, долотні сталі.

Сьогодні увагу дослідників привертають нанокристалічні структури (НКС) на металах з високими експлуатаційними характеристиками та технології їх отримання. У Фізико-механічному інституті ім. Г. В. Карпенка НАН України створили технологію механоімпульсної обробки (МІО) для формування поверхневих НКС, використовуючи енергію високошвидкісного тертя [1], яка поліпшує фізико-механічні властивості сталей. Виявили [2] підвищення контактної довговічності сталі 20ХН3А з поверхневою наноструктурою та її залежність від глибини та мікротвердості наноструктурного шару, які регулюють режимами МІО [3, 4]. Зі сталей 20ХН3А та 55СМФА виготовляють лапи, кульки і ролики бурильних доліт, які працюють за високих контактних навантажень у корозивних і корозивно-абразивних середовищах. Опір руйнуванню матеріалів з поверхневою НКС за таких умов вивчений мало.

Мета праці – дослідити вплив поверхневої наноструктури, сформованої МІО, на сталях 20ХН3А та 55СМФА на їх опір контактній втомі в корозивних і корозивно-абразивних середовищах.

**Матеріали і методи.** Циліндричні кільцеві зразки зі сталі 20ХН3А діаметром 35 mm вивчали після цементації на глибину 1,5...1,7 mm, гартування і низькотемпературного відпуску. Твердість поверхневого шару HRC 60...62. Зразки зі сталі 55СМФА гартували з низькотемпературним відпуском. Твердість поверхневого шару HRC 58...60. Після цього зразки із обох сталей шліфували та частину з них зміцнювали МІО за такими режимами: частота обертання інструменту  $n_{in} = 100 \text{ s}^{-1}$ , зразка  $n_{sp} = 2,5 \text{ s}^{-1}$ , поперечна подача 0,3 mm (режим 1) та 0,4 mm (режим 2), час врізання диска 15 s. МІО виконували інструментом зі сталі 40Х. Контактну втому вивчали на трьохроликовій машині [5] за подачі води або

води з додатком 0,1 mass% кварцового піску дисперсністю до 20  $\mu\text{m}$ , яка моделює умови, що виникають за промивання свердловини під час буріння. Контактне навантаження вибирали 2500 МПа, що відповідає робочим навантаженням на кулькові та роликові доріжки долота у зоні буріння [6]. Початок руйнування фіксували автоматичним вимикачем [7]. Фазовий склад поверхневих шарів сталі після зміцнювальної обробки вивчали на дифрактометри-дифрактографі ДРОН-3 у  $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні ( $U = 30 \text{ kV}$ ,  $I = 20 \text{ mA}$ ) з кроком  $0,05^\circ$  та експозицією у точці 4 s. Обробляли дифрактограми, використовуючи програмне забезпечення CSD [8]. Рентгенограми ідентифікували за картотекою JCPDS-ASTM [9]. Мікротвердість вимірювали приладом ПМТ-3 за навантаження 100 g.

**Результати та їх обговорення.** Керуючись наведеним у працях [2, 10] твердженням про залежність поздовжньої тривкості від товщини зміцненого шару, вибирали оптимальні режими зміцнення зразків, які забезпечують максимальне підвищення контактної довговічності, а отже, найбільшу 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.

У результаті МІО на сталях за обох режимів обробки (рис. 1) утворюється мартенситно-аустенітна структура. Зерно мартенситу на сталі 20ХН3А здрібнене з 32  $\mu\text{m}$  до 20 та 24  $\text{nm}$ , а на сталі 55СМФА – з 45  $\mu\text{m}$  до 23 та 30  $\text{nm}$  для режимів 1 і 2 відповідно, які забезпечують плавний перехід від зміцненого шару до основи.

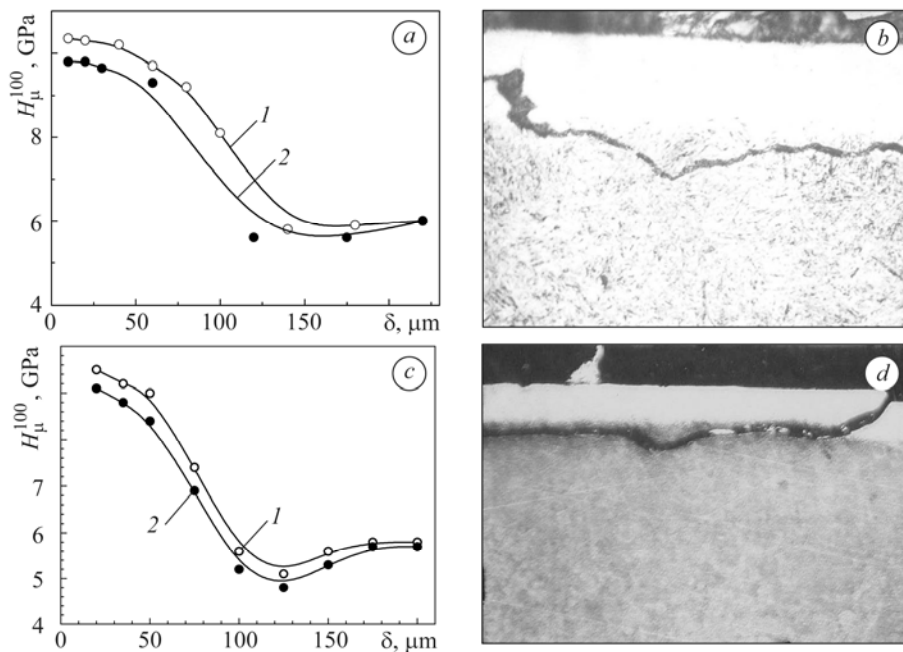


Рис. 1. Мікротвердість сталі 20ХН3А після цементації (а) та сталі 55СМФА після гартування (с) та МІО за різних режимів (1 – режим 1; 2 – режим 2), а також місце зародження тріщини в цементованих (b) та гартованих (d) зразках з поверхневою НКС після випробувань у корозивно-абразивному середовищі.

Fig. 1. Microhardness of 20ХН3А steel after carburizing (a) and 55СМФА steel after quenching (c) and mechanical pulse treatment (MPT) at different regimes (1 – regime 1; 2 – regime 2) and the place of crack initiation in the carburized (b) and quenched (d) specimens with nanocrystalline structure surface (NCS) after testing in corrosion-abrasive medium.

Встановили, що поверхневі НКС, отримані МІО, підвищують контактну довговічність сталей у корозивному середовищі у 3,0 (сталь 20ХН3А) і 2,2 (55СМФА) рази (рис. 2). Тріщина тут зароджується під поверхнею НКС (рис. 1*b*) за випробувань у корозивно-абразивному середовищі та з поверхні (рис. 1*d*) – у корозивному. Це спричинено тим, що під впливом контактних напружень стиску і зсуву елементи робочого середовища (водень і кисень) проникають у поверхневі шари. Виявили [11, 12], що в поверхневому шарі з НКС, отриманою під час інтенсивної пластичної деформації, з'являються низькотемпературні аномалії зерномежової дифузії: суттєве (на декілька порядків) збільшення коефіцієнтів дифузії і зменшення (майже вдвічі) енергії її активації порівняно із крупнокристалічною структурою. Причому, як встановили раніше [1], у водних корозивних середовищах концентрації “шкідливих елементів” (водню, кисню) [13] високі, що пришвидшує руйнування зміцненого поверхневого шару. Це підтверджено і в працях [14, 15], де зафіксували, що під час тертя у воді деформація поверхневих шарів металу супроводжується насиченням примежових ділянок структурних фрагментів не тільки атомами вуглецю, але і кисню, які утворюються в робочому середовищі через термомеханічну деструкцію молекул води у точках контакту мікронерівностей. Тому у примежових ділянках виникають структурні фрагменти метастабільних атомних кластерів Fe–O–C, що є октапорою ОЦК-заліза, в центрі якої знаходиться атом кисню, а два атоми заліза на вершинах заміщені атомами вуглецю. Ці кластери і атоми заліза кристалічної ґратки розділяють області з незначною електронною густиною, які формуються у результаті зниження електронної густини s- і р-електронів і збільшення просторової локалізації валентних d-електронів на атомах заліза, що оточують атоми кисню і вуглецю. Це обмежує участь валентних електронів у формуванні зв'язків між атомами заліза кристалічної ґратки і атомами кластерів і, як наслідок, вони відносно легко руйнуються під час зміщення структурних елементів уздовж сформованих кластерами меж [14, 15].

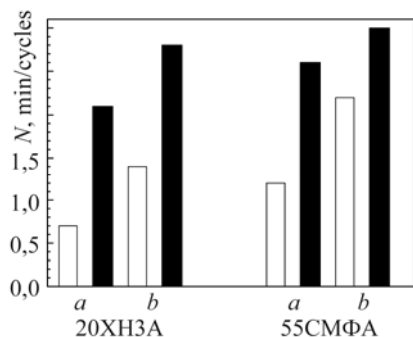


Рис. 2. Контактна втома сталей 20ХН3А та 55СМФА у корозивному (а) та корозивно-абразивному (b) середовищах після гартування (світлі стовпчики) та з поверхневою НКС (темні).

Fig. 2. Contact fatigue of 20ХН3А and 55СМФА steels in corrosion (a) and corrosion-abrasive (b) media after quenching (light columns) and with surface NCS (dark).

Контактна довговічність сталей 20ХН3А та 55СМФА з поверхневою НКС у корозивно-абразивному середовищі у 4,0 та 2,5 рази вища, ніж без МІО. Тріщина тут зароджується під поверхнею. Це пояснюють стиранням частинками абразиву джерел зародження мікротріщин на поверхні. Тому контактна довговічність незміцнених зразків у корозивно-абразивному середовищі вдвічі вища, ніж у корозивному. Очевидно, з цих же причин поверхневий шар з НКС у воді починає руйнуватися шляхом зародження тріщини з поверхні, а у водно-абразивному середовищі – з поверхневого шару (рис. 1).

За фрактограмами, отриманими на електронному мікроскопі РЕМ-200, аналізували особливості пошкоджень під час випробувань сталі 55СМФА. Виявили, що гартування слабо підвищує опір вдавлюванню диска (рис. 3*a*). На поверхні видно сліди сплющування металу в зоні контакту. МІО загартованої сталі якісно змінює ситуацію. Вона практично усуває відшарування на поверхні контакту (рис. 3*b*), яка zdeформована значно менше. На ній видно непошкоджені деформа-

цією сліди МІО за контактного навантаження під час випробувань. Сплюснуття і відшарування поверхні зустрічаються рідше, що підтверджує ефект підвищення опору сталі з поверхневою наноструктурою контактній втомі. При цьому кількість циклів випробувань загартованого зразка  $1,14 \cdot 10^6$ , а зміцненого  $2,08 \cdot 10^6$ .

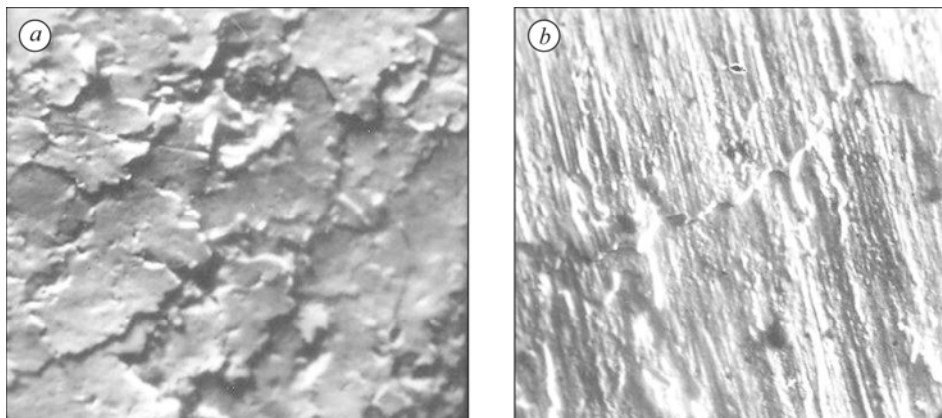


Рис. 3. Мікроскопічне зображення поверхонь зразків у зоні випробувань сталі 55СМФА після гартування (а) та МІО (b) ( $\times 200$ ).

Fig. 3. Microscopical images of the specimens surface of 55СМФА steel in the testing zone after quenching (a) and MPT (b) ( $\times 200$ ).

З додаванням до води інгібіторів, зокрема 30 g/l моноетаноламіну (МЕА) і триетаноламіну (ТЕА), в 1,8 і 2,2 рази підвищується контактна корозійно-втомна міцність зразків у вихідному стані після гартування і низького відпуску (див. таблицю). Дія інгібіторів на сталях з НКС, сформованою МІО, менш ефективна через підповерхневе зародження тріщини. Отже, інгібітори МЕА і ТЕА гальмують зародження мікротріщин з поверхні зразків.

#### Контактна втома долотних сталей за використання інгібіторів МЕА та ТЕА

Сталь	Довговічність зразків, $\times 10^6$ , cycles			
	після МІО		після МІО	
	вихідний стан	після МІО	вихідний стан	після МІО
	Вода + МЕА		Вода + ТЕА	
20ХНЗА	1,3	2,6	1,54	2,8
55СМФА	2,2	2,9	2,64	2,7

Суттєво на опір контактній втомі сталей з поверхневою НКС у корозивному і корозивно-абразивному середовищах впливає товщина зміцненого поверхневого шару  $\delta$  [2]. Зокрема, за його товщини 65...75  $\mu\text{m}$  контактна довговічність підвищується в 1,4–1,6 рази, а за 100...140  $\mu\text{m}$  – у 2,2 рази (рис. 4).

Зона підвищеної протравлюваності та пониженої твердості на сталі 55СМФА під НКС та плавний перехід до основного металу в обох сталях позитивно впливають на роботоздатність за контактного навантаження. Ця зона виконує роль буферного прошарку, в якому відбуваються релаксаційні процеси, що знижують концентрацію напружень. Правильність такого висновку підтверджує характер розподілу залишкових напружень під циклічним навантаженням зразків [11].

Важливим чинником підвищення контактної довговічності сталей з НКС є низький коефіцієнт тертя поверхні, який тут зменшується до чотирьох разів порівняно з термообробленою структурою [12]. Через це знижується дотична складова на контактні кочення, що призводить до випучування поверхневого шару і

зародження підповерхневої тріщини [10]. Крім цього, поверхневі НКС, утворюючи пастки, блокують проникнення водню в метал [13], суттєво підвищуючи опірність контактній втомі у корозивно-абразивних середовищах.

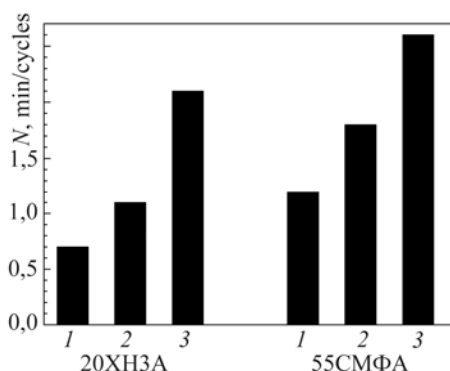


Рис. 4. Залежність контактної втоми сталей 20ХН3А та 55СМФА від товщини зміцненого нанокристалічного шару: 1 – зразки у вихідному стані без МІО; 2 – МІО за режимом 1 ( $\delta = 65 \dots 75 \mu\text{m}$ ); 3 – МІО за режимом 2 ( $\delta = 100 \dots 140 \mu\text{m}$ ).

Fig. 4. Dependence of contact fatigue of 20ХН3А and 55СМФА steels on the thickness of the hardened nanocrystalline layer: 1 – specimens in the as-received state without MPT; 2 – MPT by regime 1 ( $\delta = 65 \dots 75 \mu\text{m}$ ); 3 – MPT by regime 2 ( $\delta = 100 \dots 140 \mu\text{m}$ ).

Отже, поверхневий наноструктурований шар виконує подвійну функцію, зокрема, подібно до покриттів [16] захищає матрицю від дії робочого корозивного середовища та поліпшує трибологічні властивості без вживання дорогих мастил [17].

### ВИСНОВКИ

Таким чином, механоімпульсна обробка для формування поверхневого шару з нанокристалічною структурою на долотних сталях 20ХН3А і 55СМФА підвищує їх контактну довговічність у воді та водному розчині з кварцовим піском. З додаванням до води інгібіторів моно- і триетаноламіну контактна корозійно-втомна міцність термооброблених сталей збільшується в 1,8 і 2,2 рази. На сталях з поверхневою НКС дія інгібіторів менш ефективна через підповерхневе зародження тріщини.

**РЕЗЮМЕ.** Исследована контактная выносливость долотных сталей 20ХН3А и 55СМФА после термической обработки, шлифования, а также с поверхностной наноструктурой, сформированной механоимпульсной обработкой, в коррозионно-абразивных средах при рабочих контактных нагрузках на детали долота. Выявлено, что поверхностный слой с нанокристаллической структурой больше повышает контактную выносливость, нежели шлифование в различных рабочих средах. На сталях с поверхностной наноструктурой действие ингибиторов менее эффективно, чем термообработка, вследствие подповерхностного зарождения усталостных трещин.

**SUMMARY.** Contact fatigue of 20ХН3А and 55СМФА chisel steels after thermal treatment, grinding and with surface nanocrystalline structure induced by mechanical-pulse treatment was studied in corrosion and corrosion-abrasive media at the working loads on a chisel. It was shown that surface nanocrystalline structure increases contact fatigue compared with grinded surface in the different working media. The effect of inhibitors is less effective on the steels with surface nanocrystalline layer due to subsurface fatigue crack nucleation.

1. *Nykyforchyn H., Kyryliv V., and 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.
2. *Контактна втома сталі 20ХН3А з поверхневою наноструктурою* / В. І. Кирилів, Б. П. Чайковський, О. В. Максимів, А. В. Шалько // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – 51, № 6. – С. 75–79.

- (*Contact fatigue of 20KHN3A steel with surface nanostructure / V. I. Kyryliv, B. P. Chajkovs'kyj, O. V. Maksymiv, A. V. Shal'ko // Materials Science. – 2016. – 51, № 6. – P. 833–838.*)
3. *Каличак Т. Н., Кырылиев В. И., Фенчин С. В.* Механоимпульсное упрочнение длинномерных деталей типа штоков гидроцилиндров // *Физ.-хим. механика материалов.* – 1989. – **25**, № 1. – С. 106–108.  
(*Kalichak T. N., Kyryliv V. I., and Fenchin S. V.* Mechanopulsed hardening of long components of the hydraulic cylinder rod type // *Soviet Materials Science.* – 1989. – **25**, № 1. – P. 96–99.)
  4. *Кирилів В. І.* Поверхнєве насичення сталі вуглецем під час механоімпульсної обробки // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 1999. – **35**, № 6. – С. 88–91.  
(*Kyryliv V. I.* Surface saturation of steels with carbon during mechanical-pulse treatment // *Materials Science.* – 1999. – **35**, № 6. – P. 853–858.)
  5. *Долговечность буровых долот / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин, А. Н. Пашков, В. М. Пубарх.* – М.: Недра, 1977. – 256 с.
  6. *Стойкость буровых долот / Под ред. К. Б. Кацова.* – К.: Наук. думка, 1979. – 244 с.
  7. *Стришевский А. И.* Электронный автоматический выключатель в машинах для испытания на контактную выносливость // *Заводская лаборатория.* – 1959. – № 9. – С. 1136–1137.
  8. *Krous W. and Nolze G.* Powder cell – a program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns // *J. Appl. Cryst.* – 1996. – **29**. – P. 301–303.
  9. *Powder Diffraction File 1973: Search manual alphabetical listing and search section of frequently encountered phases.* – Inorganic-Philadelphia, 1974.
  10. *Пинегин С. В.* Контактная прочность и сопротивление качению. – М.: Машиностроение, 1969. – 244 с.
  11. *Бабей Ю. И.* Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна. – К.: Наук. думка, 1988. – 240 с.
  12. *Кирилів В. І.* Підвищення зносотривкості середньовуглецевої сталі нанокристалізацією поверхневого шару // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2012. – **48**, № 1. – С. 102–105.  
(*Kyryliv V. I.* Improvement of the wear resistance of medium-carbon steel by nanodispersion of surface layers // *Materials Science.* – 2012. – **48**, № 1. – P. 119–123.)
  13. *Воднева* проникність поверхневих нанокристалічних структур на сталі / Г. М. Никифорчин, Е. Лунарска, В. І. Кирилів, О. В. Максимів // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2014. – **50**, № 5. – С. 67–72.  
(*Hydrogen permeability of the surface nanocrystalline structures of carbon steel / H. M. Nykyforchyn, E. Lunarska, V. I. Kyryliv, O. V. Maksymiv // Materials Science.* – 2015. – **50**, № 5. – P. 698–705.)
  14. *Тихонович В. В.* Роль активных элементов рабочей среды в формировании наноструктурных износостойких поверхностных слоев трения стали // *Тез. IV Междунар. науч. конф. “Наноразмерные системы: строение, свойства, технологии” НАНСИС-2013 (19–22 ноября 2013 г.).* – Киев, 2013. – С. 575.
  15. *Горский В. В.* Физическая природа и свойства легированных кислородом сплавов Ме–Ме'–О в зоне контакта металлов при трении: Автореф. дис. ... докт. физ.-мат. наук. – Киев, 1989. – 42 с.
  16. *Arc-sprayed iron-based coatings for erosion-corrosion protection of boiler tubes at elevated temperatures / V. Pokhmurskyi, M. Student, H. Pokhmurska, V. Gvozdeckii, T. Stupnytskyu, O. Student, B. Wielage // J. of Thermal Spray Technology.* – 2013. – **22**, Iss. 5. – P. 808–819.
  17. *Вплив добавки наночастинок срібла до мастила на трибологічну поведінку комбінованих металооксидокерамічних шарів / В. І. Похмурський, В. М. Довгунік, М. М. Студент, М. Д. Клапків, В. М. Посувайло, А. Р. Киця // Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2012. – **48**, № 5. – С. 73–77.  
(*Influence of silver nanoparticles added to lubricating oil on the tribological behavior of combined metal-oxide ceramic layers / V. Pokhmurs'kyi, V. Dovhnyuk, M. Student, M. Klapkiv, and V. Posuvailo, A. Kytsya // Materials Science.* – 2013. – **48**, № 5. – P. 636–641.)

Одержано 13.06.2017