

Ольга МАКСИМІВ, Ярослав ХАБУРСЬКИЙ

**ВТОМА ТА КОРОЗІЙНА ВТОМА СТАЛЕЙ 60X2M І 50XH
З ПОВЕРХНЕВОЮ НАНОСТРУКТУРОЮ**

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

Olha MAKSYMIV, Yaroslav KHABURSKYI

**FATIGUE AND CORROSION FATIGUE OF THE 60X2M AND 50XH STEELS
WITH SURFACE NANOSTRUCTURE**

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

ABSTRACT

Fatigue and corrosion fatigue of the 50KhN and 60Kh2M roll steels with surface nanocrystalline structure (NCS) induced by mechanical-pulse treatment (MPT) were studied. The test positions of the specimens after MPT were treated by additional surface plastic deformation by rolling (MPT+R). Ferrite-austenite structure were received in the surface layers of studied steels after MPT+R with the grain size of 25-30 nm, microhardness – 9-9,5 GPa and residual compression stresses. The amount of most alloying elements, in particularly chrome, is higher in the top-surface layer after MPT+R than in-bulk material. The exception is nickel which amount reduces. Fatigue and corrosion fatigue tests of specimens were carried out on IMA-30 machine by pure bending with rotation using rotational frequency 60 Hz on cylindrical specimens with diameter of working zone of 20 mm. The time base of the experiments in air was – 10-20 mln cycles, in corrosion medium – 50 mln cycles in according to the GOST 25.502-79 standard. 3% NaCl water solution was used as corrosion medium for corrosion fatigue experiments. It was showed for 50KhN steel at the depth of the strengthened nanocrystalline layer 130 μm , fatigue limit rises from 310 to 480 MPa in air and from 100 to 315 MPa in the corrosion medium. And for 60Kh2M steel at the depth of the strengthened nanocrystalline layer 150 μm , fatigue limit rises from 325 to 440 MPa in air and from 120 to 310 MPa in the corrosion medium. It was revealed the factors which cause such increment: induced NCS and residual compression stresses in the surface layer, and also favorable distribution of alloying elements.

KEY WORDS: *surface nanocrystalline structure, mechanical-pulse treatment, fatigue, corrosion fatigue, 52KhN steel, 60Kh2M steel, mill roller.*

ВСТУП

Основним завданням сучасного наноструктурного матеріалознавства є вивчення та розроблення технологій отримання наноматеріалів, а також формування нанокристалічних структур (НКС) із особливими фізико-механічними властивостями. Поширеним методом отримання об'ємних та поверхневих НКС з оптимальним поєднанням характеристик міцності та пластичності, є інтенсивна пластична деформація (ІПД). Одним із методів отримання поверхневих НКС є механоімпульсна обробка (МІО) [1], яка базується на використанні енергії високошвидкісного тертя, що є генератором ІПД. Особливістю МІО, у порівнянні з іншими методами ІПД, є одночасна реалізація трьох факторів впливу на структурний стан матеріалу: сама деформація; структурно-фазові перетворення внаслідок швидкого нагрівання поверхневого шару до високих температур з наступним швидким охолодженням [1]; легування поверхневого шару хімічними елементами із технологічного середовища (ТС) [2]. Отже, під час МІО проходить фрагментація структури до нанорозмірів, насичення поверхневих шарів

легувальними елементами та структурно-фазові перетворення [1, 3]. Завдяки цьому зростає зносотривкість [4], опір знакозмінним навантаженням, термічна та корозійна стійкість металу [5, 6]. Наявність значної кількості границь розділу та високий вміст легувальних елементів у поверхневому шарі частково нівелюють негативний вплив водню на матеріал [7]. Крім того, поверхнева НКС впливає на кути змочування поверхні та послаблює вплив агресивного середовища на неї [8].

Важливою групою деталей, що потребують підвищення ресурсу роботи, є металургійне обладнання. Встановлено, що продуктивність станів гарячого прокатування залежить від безперебійної і надійної роботи їх основного елементу – робочих валків. Вони працюють в умовах одночасної дії абразивного середовища (окалини), високих температур, ударних навантажень на вході заготовки в контакт з валками, а також змінних циклічних і термічних напружень. Такі умови роботи валків призводять до передчасної втрати їх роботоздатності, до того ж ~ 80% таких випадків виникають через їх низький опір втоми та зношуванню [9]. Проявом втоми є втомне викришування (руйнування) поверхневого шару. Валки під час експлуатації охолоджуються водою, що створює умови для корозійної втоми.

Метою даної роботи є вивчення втоми та корозійної втоми сталей 50ХН та 60Х2М з поверхневою НКС, отриманою МІО з наступним обкатуванням роликками (МІО+Р). Обкатування роликками використовували для поліпшення шорсткості поверхні, а також для збільшення величини та глибини залягання залишкових напружень стиску.

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Циліндричні зразки з діаметром робочої ділянки 20 mm зі сталей 50ХН та 60Х2М досліджували у стані поставки (після нормалізації) та після МІО. МІО проводили на токарно-гвинторізному верстаті 1К62 зміцнювальним інструментом зі сталі 40Х з використання установки [10] за наступних режимів: швидкість зміцнювального інструменту 65 м/с, швидкість обертання зразків 0,01 m/sec, повздовжня подача інструменту - 0,4 mm/rot, глибина врізання інструменту в деталь 0,35 mm. Як ТС використовували індустріальну оливу І-20А ГОСТ 20799–88. Після МІО робочу частину зразків обкатували роликками (МІО+Р) із підшипникової сталі ШХ15 за наступного режиму: діаметр ролика – 40 mm, радіус його робочої частини – 5 mm, швидкість обертання зразка - 3,3 rot/sec, повздовжня подача ролика – 0,11 mm/rot., число проходів – 3. Фазовий склад та середній розмір зерен поверхневих шарів зразків після зміцнювальної обробки (МІО+Р) вивчали на дифрактометри-дифрактографі ДРОН-3 в $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні ($U = 30 \text{ kV}$, $I = 20 \text{ mA}$) з кроком $0,05^\circ$ та експозицією у точці 4 С. Обробляли дифрактограми, використовуючи програмне забезпечення CSD [11]. Рентгенограми ідентифікували за картотекою JCPDS-ASTM [12]. Аналіз мікроскопічних особливостей втомного руйнування вивчали на електронному мікроскопі SEM EVO-40XVP. Мікротвердість вимірювали на мікротвердомірі ПМТ-3 за навантаження 100 g. Залишкові напруження визначали механічним методом [13]. Суть даного методу полягає у видаленні частини зразка із залишковими напруженнями еквівалентними напруженням протилежного знаку, що прикладені до решти зразка та спричиняють його деформацію. Залишкові напруження розраховують, виражаючи їх через деформацію.

Дослідження на втому та корозійну втому зразків у вихідному стані та після МІО+Р проводили на машині ИМА-30 чистим згином з обертанням за частоти обертання 60 Hz на циліндричних зразках діаметром робочої ділянки 20 mm. Для корозійно-втомних досліджень використовували 3 %-ий водний розчин NaCl. База випробувань на повітрі згідно з ГОСТом 25.502-79 – 10...20 mln. cycles, у корозивному середовищі – 50 mln. cycles. Криві втоми будували у координатах залишкові напруження – число циклів до руйнування.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

У результаті МІО+Р у поверхневих шарах сталей отримано ферито-аустенітну структуру, відмінну від ферито-перлітної матриці. На рис. 1 а показано структуру сталі 60Х2М.

Білий нетравлений шар товщиною ~ 150 μm утворюється внаслідок зміцнювальної обробки. Обкатування роликками веде до розпаду цементиту, що утворився в результаті МІО, на

вільний вуглець і залізо [14]. Вуглець локалізується на границях зерен, посилюючи їх міжатомну взаємодію [15].

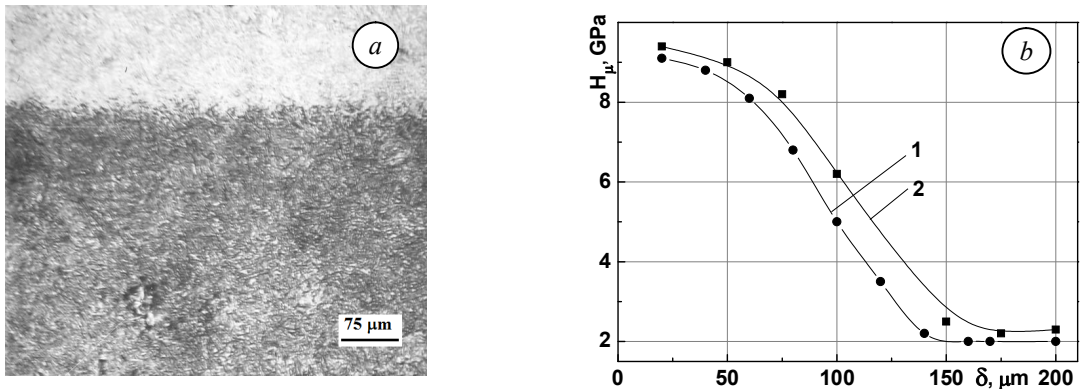


Рис. 1. Мікроструктура (а) сталі 60X2M та мікротвердість (b) сталі 50XhN (1) і 60Xh2M (2) після МІО+Р.

Fig. 1. Microstructure (a) of 60Kh2M steel and microhardness (b) of 50KhN (1) and 60Kh2M (2) roll steels after MPT+R.

Розмір зерен, отриманих на поверхні, становить 25...30 nm, що підтверджує його наноструктурний стан, який формується лише внаслідок МІО. Обкатування роликми не призводить до формування НКС. На рис. 1 b представлено розподіл мікротвердості H_{μ} по глибині поверхневого шару сталей після обробки: величина мікротвердості на поверхні майже в 5 разів більша порівняно із необробленою матрицею. Дещо кращий ефект спостерігаємо для сталі 60X2M.

Розподіл легувальних елементів у зміцненому шарі сталі 50XhN представлено на рис. 2. Вміст більшості елементів, особливо хрому, є вищим у поверхневому шарі, ніж в глибині матеріалу. Винятком є нікель, проте вміст хрому на поверхні зростає інтенсивніше, як зменшується вміст нікелю. Такий перерозподіл легувальних елементів пов'язаний зі зміною їх хімічних потенціалів в зоні фрикційного контакту під впливом високих тисків та градієнту температур під час МІО.

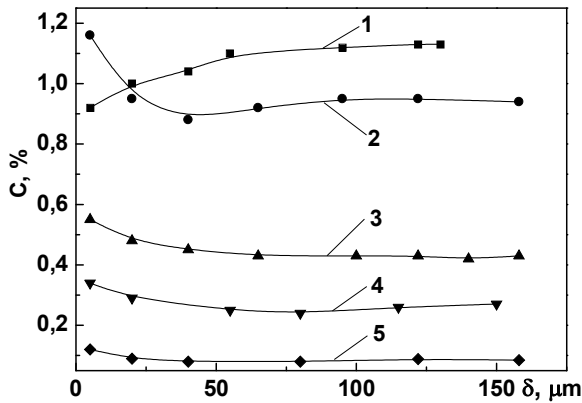


Рис. 2. Перерозподіл легувальних елементів в сталі 50XhN після МІО+Р

(1 - Ni, 2 - Cr, 3 - Mn, 4 - Si, 5 - Cu).

Fig. 2. Redistribution of alloying elements of 50KhN roll steel after MPT + R (1 - Ni; 2 - Cr; 3 - Mn; 4 - Si; 5 - Cu).

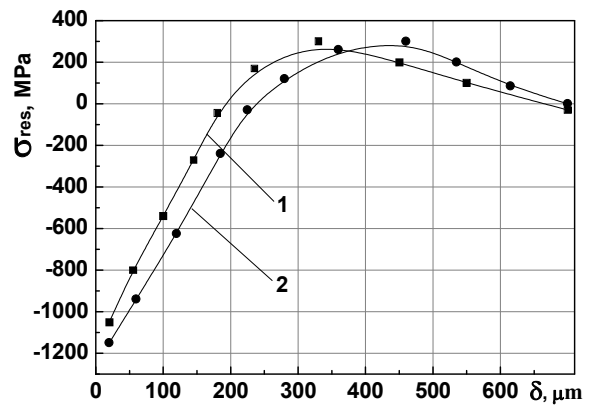


Рис. 3. Залишкові напруження в поверхневих шарах сталі 50XhN після МІО (1) та МІО+Р (2).

Fig. 3. The residual stresses in the surface layers of 50KhN roll steel after MPT (1) and MPT+R (2).

Така комбінована зміцнювальна обробка МІО+Р спричиняє наявність залишкових напружень в поверхневих шарах сталі (рис. 3). Глибина залягання залишкових напружень стиску є дещо більша (~ 200 μm), як товщина зміцненого поверхневого шару (~ 150 μm). Сама МІО формує у поверхневому шарі НКС та залишкові напруження стиску, тоді як одночасна дія МІО+Р – збільшує величину та глибину залягання цих залишкових напружень (рис. 3).

Дана поверхнева обробка, що забезпечує такий розподіл залишкових напружень стиску в поверхневому шарі, ефективно підвищує втому та корозійну втому валкових сталей (рис. 4). Зокрема, за глибини зміцненого НКС шару 130 μm на сталі 50ХН границя витривалості на повітрі підвищується із 310 до 480 МПа, а в корозивному середовищі - із 100 до 315 МПа.

На сталі 60Х2М, за глибини зміцненого шару 150 μm , границя витривалості на повітрі підвищується із 325 до 440 МПа, а в корозивному середовищі - із 120 до 310 МПа. Отже, обробка МІО+Р дає можливість досягти того ж рівня корозійної втоми, що у зразків на повітрі у вихідному стані, а саме, вона повністю нівелює негативний ефект корозивного середовища.

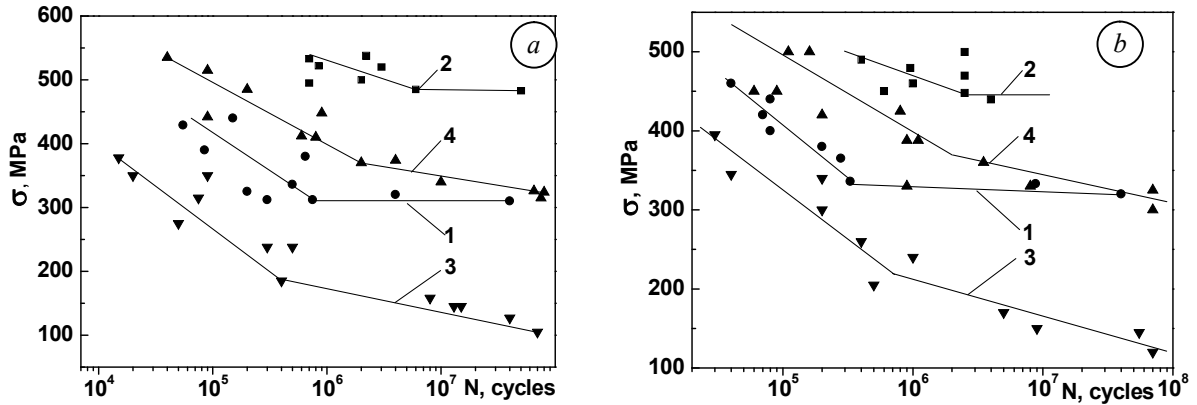


Рис. 4. Криві втоми та корозійної втоми сталей 50ХН (а) та 60Х2М (b) на повітрі (1, 2) та в корозивному середовищі (3, 4) після МІО+Р (1, 3) та у вихідному стані (2, 4).

Fig. 4. Fatigue curves and corrosion fatigue curves of 50KhN (a) and 60Kh2M (b) roll steels in air (1, 2) and in the corrosion medium (3, 4) after MPT+R (1, 3) and in as-received state (2, 4).

Фрактограми зламів зразків з поверхневою НКС (рис. 5 b) в зоні втомного руйнування суттєво відрізняється від зламу у вихідному стані (рис. 5 a). Зразок із поверхневою НКС характеризується структурою із мікроборізками з характерними фестончатыми утвореннями. У межах цих утворень, у фронтально розміщених ділянках інтенсивної зсувної деформації, дуже слабо помітні сліди циклічного деформування (впадини) порівняно зі структурою у вихідному стані. Глибина цих впадин на зразку із НКС значно менша, що свідчить про їх вищу в'язкість. Основна частина поверхні зламу з поверхневою НКС характеризується ямковою будовою, що утворюються внаслідок зародження і коалесценції мікропустот у вершинах тріщин.

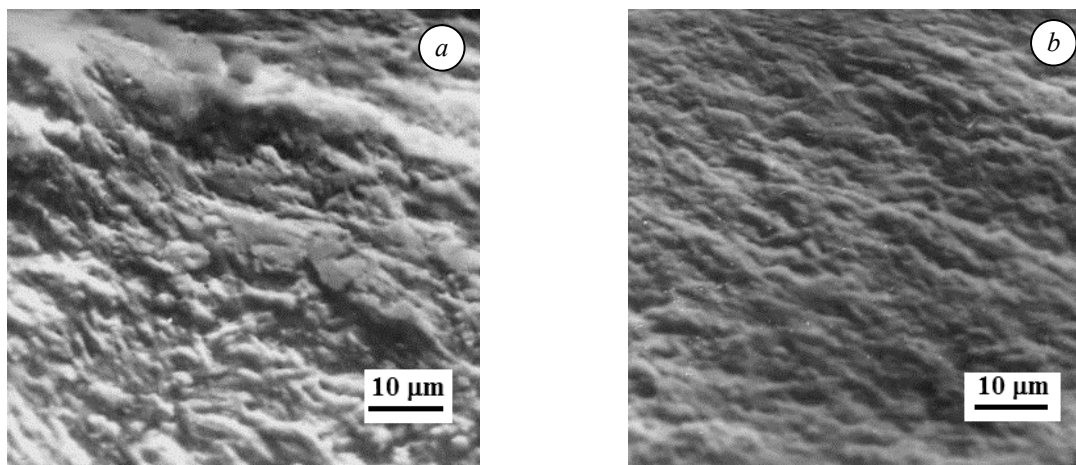


Рис. 5. Фрактографічні зображення зон втомного руйнування зразків із сталі 50ХН у вихідному стані (а) та після МІО (b).

Fig. 5. Fractographic images of the fatigue damage zones of 50KhN steel specimens in as-received state (a) and after MPT (b).

НКС шари послаблюють взаємодію поверхні з корозивним середовищем [8]. Цей фактор, а також сприятливий розподіл залишкових напружень у поверхневому шарі, призведуть до підвищення втомної та корозійно-втомної міцності валкових сталей. У праці [6] показано підвищення контактної втоми та зносотривкості сталі 60X2M із поверхневою НКС. У цій праці показано, що використання МІО+Р для формування поверхневої НКС на валкових сталях 50XH та 60X2M підвищує їх опір втомному та корозійно-втомному руйнуванню. Отже, МІО може підвищувати працездатність валків, що знижуватиме їх собівартість та підвищить конкурентоздатність металургійної продукції.

ВИСНОВКИ

Досліджено втому та корозійну втому валкових сталей 50XH та 60X2M у вихідному стані та з поверхневою НКС сформованою МІО. Показано підвищення границі втоми та корозійної втоми сталей у 3% водному розчині NaCl. Таке підвищення досягнуто за рахунок поверхневої НКС, сформованих у поверхневих шарах, залишкових напружень стиску та сприятливого перерозподілу легувальних елементів.

ЛІТЕРАТУРА

1. 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.
2. Кирилів В.І. Поверхнєве насичення сталей вуглецем під час механоімпульсної обробки // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 1999. – № 6. – С. 88–91.
3. Кирилів В.І. Підвищення зносотривкості середньовуглецевої сталі нанодиспергуванням поверхневих шарів // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2012. – № 1. – С. 111–114.
4. Nykyforchyn H., Kyryliv V., Maksymiv O. Wear resistance of steels with surface nanocrystalline structure generated by mechanical-pulse treatment // *Nanoscale Research Letters*. – 2017. – **12**. – P. 1–5.
5. Nykyforchyn H., Kyryliv V., Maksymiv O. Effect of nanostructuring for structural steels on their wear hydrogen embrittlement resistance // *Solid State Phenomena*. – 2015. – **225**. – P. 65–70.
6. Контактна втома сталі 20XH3A з поверхневою наноструктурою / В.І. Кирилів, Б.П. Чайковський, О.В. Максимів, А.В. Шалько // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2015. – № 6. – С. 75–79.
7. Воднева проникність поверхневих нанокристалічних структур на сталі / Г.М. Никифорчин, Е. Лунарьська, В.І. Кирилів, О.В. Максимів // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2014. – № 5. – С. 67–72.
8. Formation of surface corrosion-resistant nanocrystalline structures on steel / H. Nykyforchyn, V. Kyryliv, O. Maksymiv, Z. Slobodyan, O. Tsyruynyk // *Nanoscale Research Letters*. – 2016. – **11**. – P. 1–6.
9. Роботоздатність валкової сталі 60X2M з поверхневою наноструктурою / В.І. Кирилів, Б. П. Чайковський, О. В. Максимів, А. В. Шалько, П.Я. Сидор // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2016. – № 6. – С.93–97.
10. Каличак Т.Н., Кырылив В.И., Фенчин С.В. Механоимпульсное упрочнение длинномерных деталей типа штоков гидроцилиндров // *Физ.-хим. механика материалов*. – 1989. – **25**, № 1. – С. 106–108.
11. Akselrud L.G., Gryn' Yu.M., Zavaliy P.Yu. et al. Use of the CSD program package for structure determination from data // *Abstr. of the European Powder Diffraction Conf. (Enschede, Netherlands, 1992)* // *Material Science*. – 1993. – **41**. – P. 133–140.
12. 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.
13. Бережницкая М.Ф., Грицишин П.М. Формирование остаточных напряжений в поверхностных слоях комплексной обработкой (на токарном станке) // *Физ.-хим. механика материалов*. – 1989. – **25**, № 1. – С. 104–105.
14. Механизм распада цементита при пластической деформации стали / В.Г. Гаврилюк, Д.С. Герцрикен, Ю.А. Полушкин, В.М. Фальченко. // *Физика металлов и металловедение*. 1981. – **51**, № 1. – С. 147–152.
15. Гликман К.Э., Брувер Р.Э. Равновесная сегрегация на границах зерен и интеркристаллитная хладноломкость твердых растворов // *Металлофизика*. – 1972. – 43, Вып. 42. – С. 42–63.