

## МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACS numbers: 43.35.+d, 61.05.C-, 62.20.M-, 62.20.Qp, 62.65.+k, 68.37.Lp, 81.40.Np

### Структура і властивості сталі 20ГЛ після електроіскрового легування ніклем і молібденом та ультразвукового ударного оброблення

Г. І. Прокопенко, Б. М. Мордюк, П. Ю. Волосевич, С. П. Ворона,  
Т. В. Попова, Н. О. Піскун

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Акад. Вернадського, 36,  
03142 Київ, Україна*

Показано можливість підвищення механічних властивостей сталі 20ГЛ за рахунок електроіскрового легування (ЕІЛ) нікелевою або молібденовою електродами її поверхні та багаточинникового позитивного впливу фінішного ультразвукового ударного оброблення (УЗУО). Показано, що окремо застосоване УЗУО веде до зростання мікротвердості та підвищення втомної міцності сталі 20ГЛ на базі  $10^6$  циклів за умов амплітудних циклічних навантажень у межах 360–400 МПа. Поверхневий шар після ЕІЛ молібденом демонструє вдвічі вищу мікротвердість, ніж вихідний і легований ніклем зразки сталі 20ГЛ, що пов'язано з твердорозчинним зміцненням і багатофазністю модифікованого молібденом шару. Фінішне УЗУО модифікованих ЕІЛ шарів підвищує втомну довговічність сталі 20ГЛ, насамперед, за рахунок зниження шерсткості, формування залишкових макропружень стиснення та створення дрібних дислокаційних комірчастих структур. При цьому збільшення числа мікроструктурних концентраторів і зменшення їхньої потужності знижує ймовірність локалізації деформації та раннього зародження втомних тріщин.

**Ключові слова:** ультразвукове ударне оброблення, електроіскрове легування,

Corresponding author: Georgiy Ivanovych Prokopenko  
E-mail: prokop@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,  
Academician Vernadsky Blvd., Bldg. 36, UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: G. I. Prokopenko, B. M. Mordyuk, P. Yu. Volosevych, S. P. Vorona, T. V. Popova, and N. O. Piskun, Structure and Properties of the 20GL Steel After Electric-Spark Alloying with Nickel and Molybdenum and Ultrasonic Impact Treatment, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 2: 189–208 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.02.0189.

комірчаста структура, утворення фаз, мікротвердість, втомна довговічність.

The possibility for increasing the mechanical properties of the 20 GL steel by electric-spark alloying (ESA) using nickel or molybdenum electrodes and by the multifactor positive influence of surface finishing by means of ultrasonic impact treatment (UIT) is demonstrated. The separately applied UIT leads to increase in microhardness and fatigue strength of the 20 GL steel on the base of  $10^6$  cycles under amplitude of cyclic loads ranged within 360–400 MPa. The surface layer after ESA with molybdenum shows twice-higher microhardness than those of the original and nickel-alloyed steel samples that is due to the solid-solution hardening and multiphase state of the molybdenum-modified layer. The finishing UIT applied to the ESA-modified layers increases the fatigue durability of the 20 GL steel because of the roughness reduction (lowering the superficial stress raisers), the formation of residual compressive macrostresses, and the creation of dislocation-cell structures (increasing the number of microstructural stress raisers). Both factors lead to the reduction in probability of both the strain localization and the early nucleation of fatigue cracks.

**Key words:** ultrasonic impact treatment, electro-spark alloying, dislocation-cell structure, fatigue durability.

Показана возможность повышения механических свойств стали 20ГЛ за счёт электроискрового легирования (ЭИЛ) никелевым или молибденовым электродами её поверхности и многофакторного положительного влияния финишной ультразвуковой ударной обработки (УЗУО). Показано, что отдельно применённая УЗУО ведёт к росту микротвёрдости и повышению усталостной прочности стали 20ГЛ на базе  $10^6$  циклов в условиях амплитудных циклических нагрузок в пределах 360–400 МПа. Поверхностный слой после ЭИЛ молибденом демонстрирует микротвёрдость вдвое выше, чем исходный и легированный никелем образцы стали 20ГЛ, что связано с твёрдорастворным упрочнением и многофазностью модифицированного молибденом слоя. Финишная УЗУО модифицированных ЭИЛ слоёв повышает усталостную долговечность стали 20ГЛ, прежде всего, за счёт снижения шероховатости, формирования остаточных макронапряжений сжатия и создания мелких дислокационных ячеистых структур. При этом увеличение числа микроструктурных концентраторов и уменьшение их мощности снижает вероятность локализации деформации и раннего зарождения усталостных трещин.

**Ключевые слова:** ультразвуковая ударная обработка, электроискровое легирование, ячеистая структура, образование фаз, микротвёрдость, усталостная долговечность.

*(Отримано 6 липня 2016 р.; після доопрацювання — 24 січня 2017 р.)*

## 1. ВСТУП

Відомо, що методи поверхневої пластичної деформації (ППД) мають

комплексний позитивний вплив на структуру поверхневих шарів металевих матеріалів, що супроводжується підвищенням їх експлуатаційних характеристик [1]. Це в повній мірі стосується ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) металевих поверхонь [2, 3]. В даний час актуальними є дослідження, направлені на розробку методів поліпшення поведінки матеріалів в агресивних середовищах, експлуатація в яких пов'язана як з виникненням нових, так і розвитком існуючих поверхневих пошкоджень. Вони викликають пришвидшену деградацію властивостей за рахунок корозійної втоми [4]. Одним з найбільш розповсюджених способів подовження строку служби сталевих виробів є нанесення тонких корозійностійких покриттів [5, 6]. Однак легувальні елементи та методи їх нанесення також вносять різні особливості в поведінку матеріалу, пов'язані із зміною його хімічних, фізичних і механічних властивостей. Тому застосуванню модифікованих поверхонь у виробах повинні передувати всебічні дослідження з наступним відпрацюванням технологій одержання оптимальних службових характеристик.

Важливою задачею є з'ясування закономірностей структурних перетворень при насиченні поверхневих шарів легувальними елементами та дефектами різних масштабних рівнів і природи. В першу чергу, це пов'язано з концентраторами напружень різних походжень, типу і потужності [7, 8], які визначальним чином впливають на експлуатаційні характеристики виробів. Наприклад, використання електролітичних покриттів з хрому може викликати суттєве зниження втомних властивостей [9] через появу при нанесенні додаткової кількості дефектів типу пор і мікротріщин [10].

Для усунення зазначених недоліків використовують методи деформаційної модифікації поверхні, такі як дробоструминне оброблення, обкатування роликami та багато ін. [11] або УЗУО [12, 13], які зменшують шерсткість поверхні та змінюють мікроструктуру приповерхневих шарів, знижуючи потужність концентраторів напружень у них при збільшенні їх кількості та створюючи стискальні напруження, що загалом забезпечує підвищення ресурсу виробів.

Дана робота присвячена вивченню впливу електроіскрового легування (ЕІЛ) ніклем та молібденом і подальшого УЗУО на структуру приповерхневих шарів та механічні властивості зразків ливарної сталі 20ГЛ, яка широко застосовується в транспортному машинобудуванні. Вибір зазначених легувальних елементів обумовлений їх різною схильністю до утворення карбідів та інтерметалідних фаз з залізом, а також різними впливами на механізми пластичної деформації, зміцнення та корозійну стійкість.

## **2. МАТЕРІАЛ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ**

В якості вихідного матеріалу використана сталь 20ГЛ в нормалізо-

ваному стані. Склад і механічні характеристики цієї сталі наведено в табл. 1. Для втомних досліджень готувалися зразки ґантельної форми з робочою частиною у вигляді циліндра змінного перерізу з мінімальним діаметром 4 мм, довжиною робочої частини 15 мм і радіусом кривизни звуження 30 мм згідно з ГОСТ 25.502-79 (рис. 1, а), які піддавалися стандартному термообробленню (витримці при 900°C протягом 0,5 години з наступним охолодженням на повітрі).

ЕІЛ та УЗУО проводилися на токарному верстаті, в умовах обертання зразка при переміщенні діючого обладнання вздовж його осі. Механічні властивості вихідного стану сталі після ЕІЛ ніклевим і молібденовим електродами, а також після УЗУО вивчалися при проведенні випробувань на втому та мікротвердість. ЕІЛ проводили з використанням стандартної промислової установки «Елітрон 22А» [14]. Схему процесу легування показано на рис. 1, б. Зсув аноди, встановлені в супорті токарного верстата за умов ЕІЛ, здійснювався з поздовжньою подачею  $S = 0,1$  мм/об при швидкості обертання шпинделя  $N = 44$  об/хв.

Оброблення проводили за 2 проходи. Величина робочого струму становила 0,6–0,85 А, робоча частота ( $f_A$ ) і амплітуда ( $A$ ) вібрацій аноди були  $100 \pm 3$  Гц і 0,5–0,6 мм, а тривалість і енергія електричних імпульсів дорівнювала 200 мкс та 1,0 Дж відповідно. При періодичному вивільненні електричної енергії, накопиченої конденсатором 2, генеруються електроіскрові розряди 4 між двома електродами — катодом 1 (оброблюваним зразком) і анодом 3 з ніклю або молібдену технічної чистоти, які призначені для легування поверхні катоди. Обраний режим оброблення забезпечував товщину легуваного шару в межах 25–40 мкм.

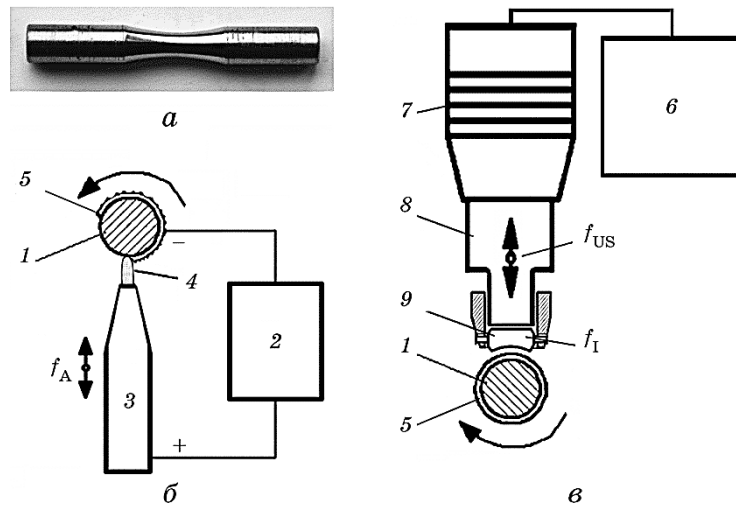
Для здійснення УЗУО ударний інструмент ультразвукової установки кріпився в супорті токарного верстата [12]. Швидкість обертання зразка при УЗУО становила  $N = 132$  об/хв., а поздовжня подача  $S = 0,1$  мм/об (рис. 1, в). При частоті коливань ультразвукового концентратора  $f_{US} \cong 18,7$  кГц бойок, розміщений між торцем концентратора і зразком, здійснює багаторазове ударне навантаження поверхонь з частотою 1–3 кГц [3]. Така схема ударного оброблення, забезпечуючи зниження шерсткості поверхні зразка, викликає

**ТАБЛИЦЯ 1.** Хімічний склад і механічні властивості сталі 20ГЛ.

**TABLE 1.** Chemical composition and mechanical properties of steel 20GL.

Mn, %	Si, %	S, %	P, %	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$E$ , ГПа	$\mu$	$\Delta$ , %	$\psi$ , %
1,2–1,6	0,2–0,4	$\leq 0,04$	$\leq 0,04$	275	540	205	0,28	18	25

$\sigma_T$  — межа плинності,  $\sigma_B$  — межа міцності,  $E$  — модуль пружності,  $\mu$  — коефіцієнт Пуассона,  $\delta$  — відносне видовження,  $\psi$  — відносне звуження.



**Рис. 1.** Зовнішній вигляд зразка (а) і схеми процесів ЕІЛ (б) і УЗУО (в): 1 — зразок, 2 — генератор імпульсів, 3 — анода з нікелю або молібдену, 4 — іскровий електричний розряд, 5 — модифікований поверхневий шар, 6 — ультразвуковий генератор, 7 — п'єзокерамічний перетворювач, 8 — ультразвуковий концентратор, 9 — бойок в ударній головці;  $f_A$ ,  $f_{US}$ ,  $f_I$  — частоти аноди, ультразвукового концентратора і ударів бойка.

**Fig. 1.** General view of specimen (a) and schemes of the ESA (b) and UIT (c) processes: 1—specimen, 2—pulse generator, 3—anode made of nickel or molybdenum, 4—electric spark discharge, 5—modified surface layer, 6—ultrasonic generator, 7—piezoceramic transducer, 8—ultrasonic horn, 9—pin in impact head;  $f_A$ ,  $f_{US}$ ,  $f_I$  are the frequencies of anode, ultrasonic horn and pin impacts, respectively.

структурні зміни та формування значних стискальних залишкових макронапружень в його поверхневому шарі [13], товщина якого залежить від кінетичної енергії удару, яка задається потужністю генератора і амплітудою коливань ультразвукового концентратора.

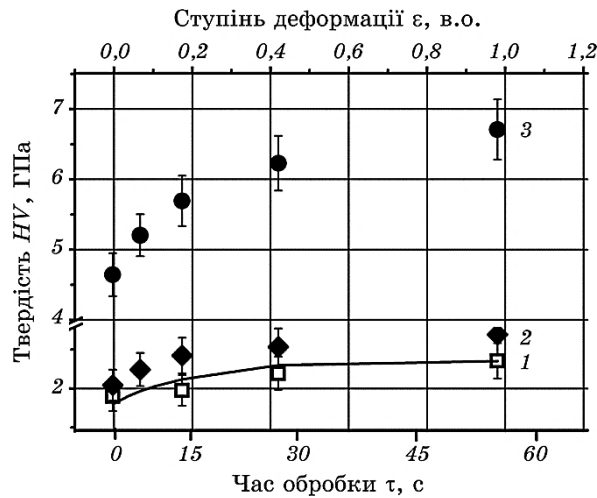
Характеристики опору втомі визначали за усередненими результатами випробувань, проведених на комплексі «INSTRON 8802» при віднульовому циклічному розтягуванні до обраних амплітудних значень напружень  $\sigma_A$ , які дорівнювали 365, 380 і 400 МПа, з частотою пульсацій 25 Гц на базі 106 циклів. Кожна партія зразків у вихідному стані і після різних поверхневих оброблянь (УЗУО, ЕІЛ + УЗУО) складалася з 5 штук. Мікротвердість вимірювали за допомогою приладу ПМТ-3 при навантаженні у 100 г на индентор Віккерса.

Рентгенівські структурна та фазова аналізи проводили по стандартній схемі  $\theta-2\theta$  на дифрактометрі ДРОН-3М з графітовим монохроматором в  $\text{CuK}_\alpha$ -випромінненні. Макронапруження ( $\sigma_R$ ), сформовані після ЕІЛ і УЗУО, оцінювали з використанням  $\sin^2\psi$ -методи.

Металографічні і електронно-мікроскопічні дослідження ієрархій структур зразків, а також поверхонь руйнування після випробувань на втому, проведені з використанням оптичної (Nehophot-32), трансмісійної (JEM-CX100) і сканівної (JSM 6490LV) електронної мікроскопії. Зразки для вивчення тонкої структури готувалися з обережністю для виключення додаткового механічного впливу на структуру з використанням методики односторонньої хімічної (початкова стадія) і завершальної електролітичної поліровки при напрузі в інтервалі 90–100 В із застосуванням фторопластового утримувача в охолоджуваному водою електроліті складу: 133 мл крижаної оцтової кислоти, 75 г хромового ангідриду та 10–20 мл дистильованої води.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТІВ

Залежності змін мікротвердості  $HV$  поверхні зразків сталі 20ГЛ в нормалізованому стані до і після ЕІЛ, а також УЗУО різної тривалості наведено на рис. 2. Аналіза результатів свідчить про те, що у порівнянні з вихідним станом мікротвердість зразків зростає як після ЕІЛ, так і з ростом часу УЗУО. Збільшення твердості внаслідок ЕІЛ залежить від властивостей відповідних легувальних елементів, а також фазового складу їх бінарних систем із залізом і вуглецем [15] (табл. 2). При УЗУО  $HV$  всіх зразків збільшується з поступовим виходом на полицю. Величина зміцнення, викликаного деформацією при УЗУО, також залежить від властивостей застосованих легувальних елементів, а саме, від їх кількості в твердому розчині та схильності до утворення карбідів і інших фаз із залізом. Якщо припустити, що поверхні модифікованих Ni або Mo зразків містять тільки їх шар, то доречним буде порівняти експериментально одержані дані після УЗУО (рис. 2) і табличні значення мікротвердості деформованих нікелю та молібдену (табл. 2). Таке співставлення свідчить про те, що мікротвердість поверхні, яка модифікована Ni, після УЗУО незначно перевищує значення деформованого нікелю технічної чистоти і всього на 25% більша за подібне зміцнення вихідного зразка. У той же час, у разі молібденового покриття реалізується значно більше зміцнення. Значення  $HV$  поверхневого шару в цьому випадку істотно вище табличного для деформованого молібдену (табл. 2). Це може бути пов'язано з формуванням FeNi та FeNi<sub>3</sub> ГЦК-фаз в збагаченому ніклем електроіскровому покритті, (рис. 3, а), з одного боку, та багатофазного стану в Fe–Mo-покритті (рис. 3, б), з іншого [16, 17]. Ґрунтуючись на даних рентгенівської фазової аналізи (рис. 3), можна зробити висновок, що в деформаційне зміцнення Fe–Mo-покриття роблять внесок фази, утворені при ЕІЛ. Таким чином, зміцнення в даному випадку може відбуватися із залученням різних механізмів, у тому числі твердорозчинного ( $\alpha$ -FeMo)



**Рис. 2.** Залежність зміни мікротвердості вихідного (1) і легованих ЕІЛ Ni (2) і Mo (3) зразків сталі 20ГЛ від часу наступного УЗУО.

**Fig. 2.** Dependences of changes in microhardness of initial specimen of steel 20GL (1) and specimens after electric-spark alloying (ESA) with Ni (2) and Mo (3) on the time of finishing UIT.

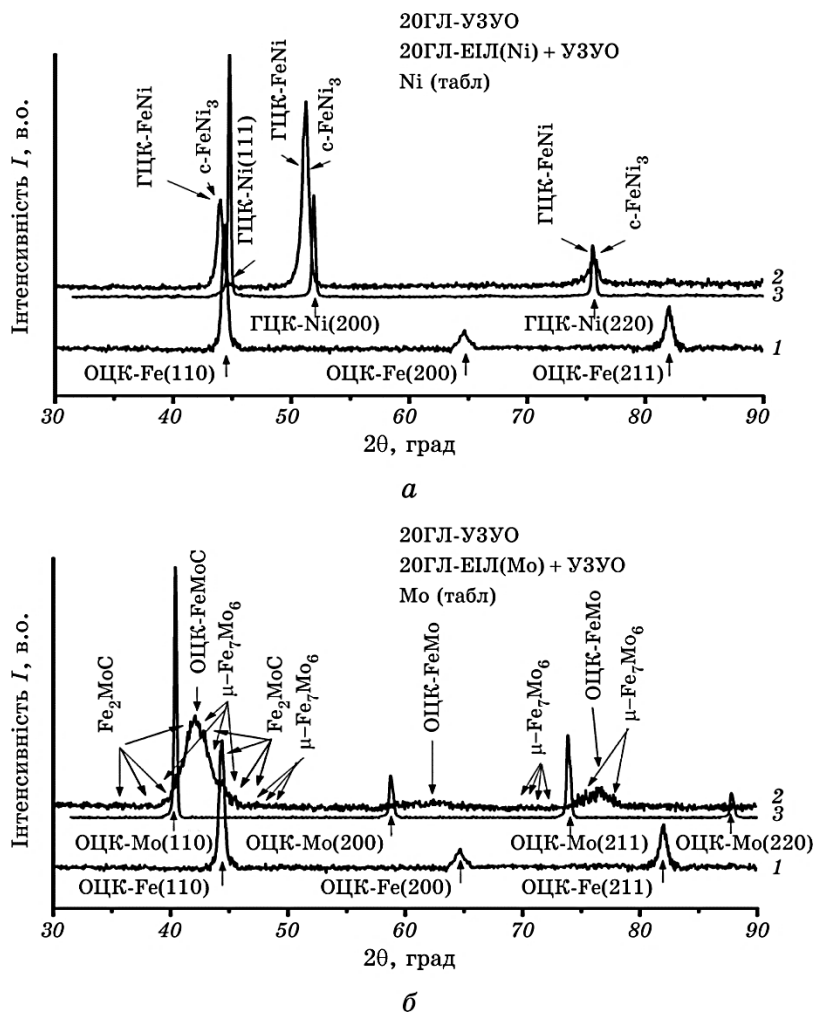
і дисперсійного (модель Орована), якщо в твердому розчині  $\alpha$ -FeMo знаходяться дисперсні виділення.

Аналіза розподілу мікротвердості по глибині поверхневих шарів після ЕІЛ + УЗУО свідчить про те, що її максимальні значення спостерігаються на глибині 10–20 мкм від поверхні, перевищуючи значення на поверхні на  $\cong 10\%$ . Це може бути пов'язано з релаксаційними процесами в тонкому поверхневому шарі. При відстані більш ніж 20 мкм від обробленої поверхні  $HV$  починає знижуватися і наближається до значень вихідного стану сталі 20ГЛ на глибині  $\cong 40$ –50 мкм (після ЕІЛ Mo) або  $\cong 70$ –80 мкм (після нанесення Ni). Різниця у тов-

**ТАБЛИЦЯ 2.** Властивості легувальних елементів, використаних при ЕІЛ [15].

**TABLE 2.** Properties of alloying elements used at ESA [15].

Матеріал аноди	Відпалений стан		Деформований стан ( $e = 0,5$ )		Основні фази Ni і Mo в бінарній системі з залізом
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$HV$ , ГПа	
Ni	247	333	590	1,9	$\gamma$ -FeNi, c-FeNi <sub>3</sub> [16]
Mo	449	560	670	2,5	$\alpha$ -FeMo, $\mu$ -FeMo, tr-FeMo, t-FeMo [17]



**Рис. 3.** Фрагменти  $\theta$ - $2\theta$ -рентгенограм зразків сталі 20ГЛ після УЗУО (1) та після ЕІЛ ніклем (а) і молібденем (б) з наступним УЗУО (2). Рентгенограми 3 відповідають відпаленим зразкам ніклю (а) і молібдену (б).

**Fig. 3.** Fragments of the  $\theta$ - $2\theta$  X-ray diffraction patterns for steel 20GL after UIT (1) and after ESA by nickel (a) and molybdenum (b) followed by UIT (2). Diffraction patterns 3 correspond to the annealed specimens of nickel (a) and molybdenum (b).

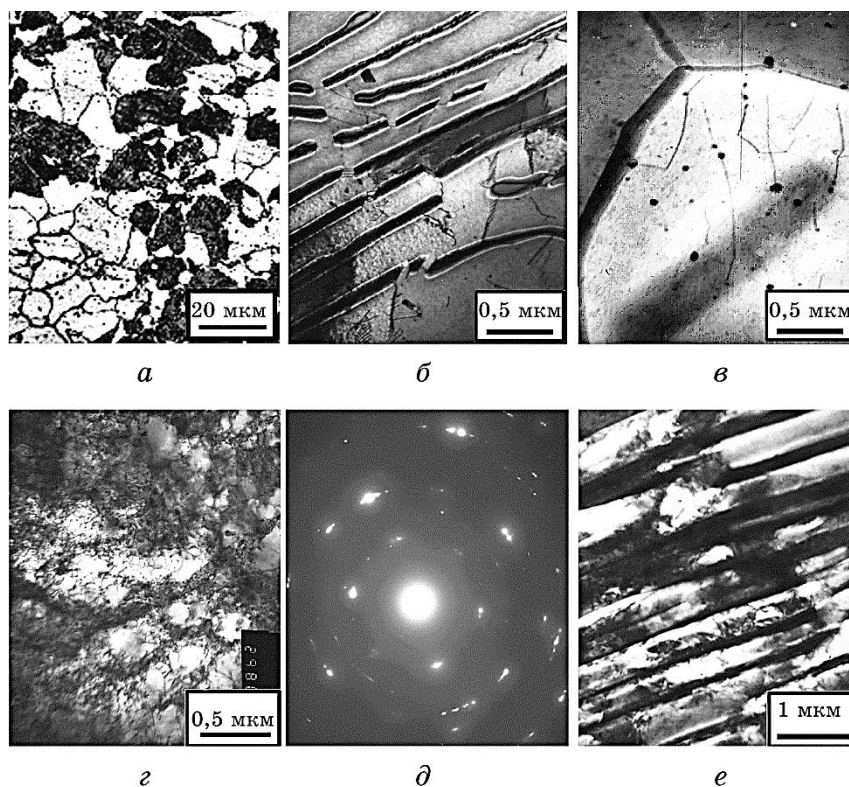
щині зміцнених шарів після УЗУО пов'язана з різною здатністю до деформації шарів, легованих за умов ЕІЛ Мо чи Ni, які після ЕІЛ мали майже однакову товщину ( $\approx 25$  мкм), але різну твердість (рис. 2).

У випадку легування сталі 20ГЛ ніклем в модифікованому шарі спостерігаються дві ГЦК-фази: твердий розчин  $\gamma$ -FeNi та пермалой



$\gamma'$ -FeNi<sub>3</sub> (рис. 3, а). У випадку модифікації молібденом на рентгенограмах виявлено широкі максимуми, які можуть бути утворені в результаті суперпозиції максимумів від набору різних фаз (рис. 3, б). У системі Fe–Mo можливе формування ОЦК-твердих розчинів Fe–Mo перемінного складу, що матимуть рентгенівські піки, розташовані у різних кутових положеннях у відповідності зі зміною параметра ґратниці твердого розчину, який лінійно зростає зі збільшенням вмісту молібдену [16], а також цілого ряду зміцнювальних фаз ( $\lambda$  (Fe<sub>2</sub>Mo),  $\mu$  (Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub>),  $R$  (Fe<sub>3</sub>Mo<sub>2</sub>),  $\sigma$  (FeMo) фаз і (Fe,Mo)<sub>3</sub>C карбідів) [18]. Доречно також проаналізувати результати детальних рентгенівських досліджень фазового складу швидко загартованих стрічок Fe–Mo, одержані в [17], оскільки умови їх одержання дещо подібні до умов утворення модифікованих шарів при ЕІЛ (швидке охолодження розплаву). Було встановлено, що при швидкому охолодженні в стрічках спостерігається суміш чотирьох фаз. Крім твердого розчину перемінного складу загартовані стрічки містили  $\pi$ - ( $\beta$ -Mo),  $\sigma$ - та  $\mu$ - (Fe<sub>7</sub>Mo<sub>6</sub>)-фази. На вільній поверхні стрічок, тобто в умовах наближених до умов утворення поверхневого шару, одержаного в нашому випадку, спостерігалася найбільша об'ємна частка  $\mu$ -фази (до 60%) та близько 10%  $\sigma$ - і  $\pi$ -фаз, а решту складала ОЦК-тверді розчини Fe–Mo [17]. Зареєстровані в нашій роботі рентгенівські максимуми у модифікованому шарі Fe–Mo після ЕІЛ (рис. 3, б), очевидно слід, в першу чергу, пов'язувати з ОЦК-твердим розчином Fe–Mo, оскільки інтенсивність піків додаткових фаз, положення яких вказані на відповідній дифрактограмі, знаходиться на рівні фону.

У вихідному стані після нормалізації сталь 20ГЛ має сформовану зернисту структуру з розміром зерен від 3 до 15 мкм, де можна відрізнити феритну (світлі зерна) та перлітну складові (рис. 4, а). Порівняльна аналіза результатів електронно-мікроскопічних досліджень внутрішньої структури приповерхневих шарів зразків вихідного стану до і після УЗУО показує, що їх феритна складова зазнає при деформації істотних змін (рис. 4, б). Вони пов'язані з утворенням добре сформованих комірчастих структур, середній розмір комірок яких лежить в межах 0,25–1 мкм. Аналіза електронограми (рис. 4, в) свідчить про незначні кутові азимутальні дезорієнтації між комірками ( $\cong 1,5$ – $5^\circ$ ). Необхідно відзначити, що межі комірок, а також окремі дислокації всередині них блоковані дисперсними виділеннями (20–40 нм) цементитного типу. Висококутові межі зерен феритної складової, які добре проявляються у вихідному стані сталі 20ГЛ (рис. 4, в), після УЗУО в поверхневому шарі визначаються набагато гірше і найчастіше мають вигляд дисклінацій (обірваних залишків вихідних меж зерен різної довжини), які поступово переходять у межі комірок. У той же час перлітна складова зазнає значно менших змін, які полягають у появі дислокаційних скуп-

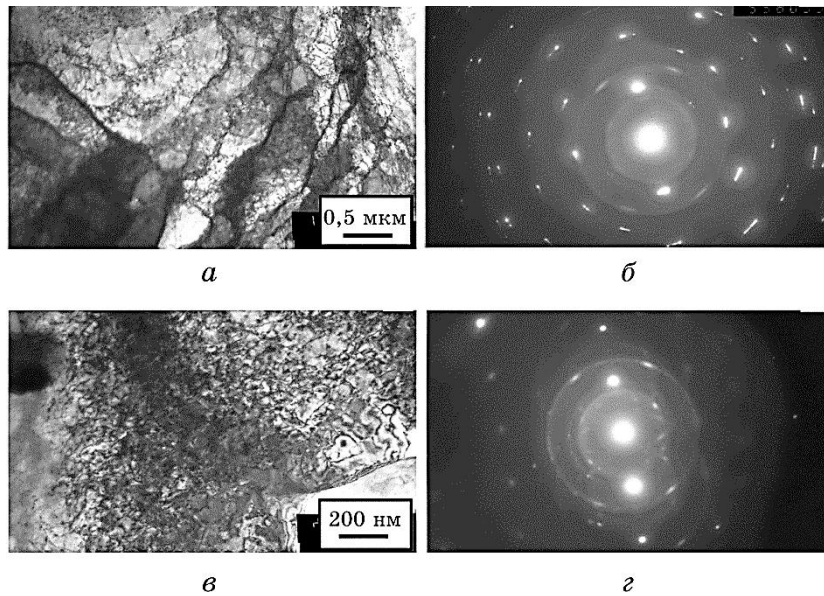


**Рис. 4.** Металографічне (а) й електронно-мікроскопічні (б–е) зображення структури перлітної (б, е) та феритної (в, з) складових у вихідному стані сталі 20ГЛ (в, з) та після її УЗУО (з, е), де (д) — електрондіфракційна картина від області, наведеної на (з).

**Fig. 4.** Optical (a) and transmission electron-microscopy (б–e) images of microstructure of pearlite (б, е) and ferritic (в, з) constituents in initial specimen of steel 20GL (в, з) and specimen after UIT (з, е), where (д) is electron-diffraction pattern obtained from the area shown in (з).

чень, що піддають фрагментації феритні прошарки перліту, а також у частковому розчиненні окремих областей цементитних пластин перліту (рис. 4, е).

Результати електронно-мікроскопічних досліджень структури поверхневого шару зразка сталі 20ГЛ після його ЕІЛ ніклем і подальшого УЗУО (час оброблення  $\tau = 30$  с, ступінь деформації  $e = 0,4$ ) наведено на рис. 5. Основними елементами мікроструктурного стану перехідної зони між модифікованим за допомогою ЕІЛ шаром і сталлю 20ГЛ є комірки розміром 0,5–3 мкм, азимутальна дезорієнтація між якими лежить в межах  $1,5\text{--}5^\circ$  (рис. 5, б). В тілі комірок спостерігається підвищена до  $10^9 \text{ см}^{-2}$  густина дислокацій. В окре-

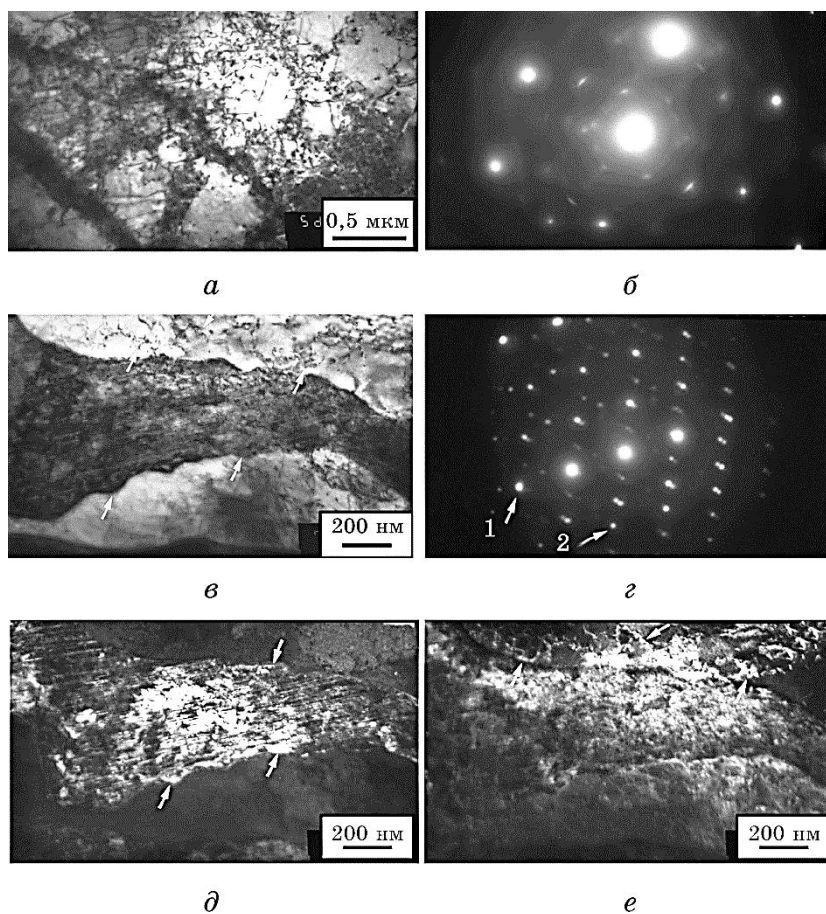


**Рис. 5.** Електронно-мікроскопічні зображення структури поверхневого шару зразка сталі 20ГЛ після ЕІЛ ніклем і наступного УЗУО (*а, в*), де (*б, г*) — електроннограми, одержані від ділянок, наведених на (*а, в*) відповідно.

**Fig. 5.** TEM images of microstructure of surface layer of 20GL steel specimen after ESA with nickel followed by UIT (*a, v*), where (*б, г*) are electron diffraction patterns obtained from the area shown in (*а*) and (*в*), respectively.

мих областях поверхневого шару присутні елементи структури з ГЦК-гратницею, що підтверджується не тільки розрахунками електроннограм (рис. 5, *б*), а й результатами рентгеноструктурної аналізи (рис. 3, *а*). Після наступного УЗУО густина дислокацій «лісу» зростає до  $5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (рис. 5, *в*). Дислокації є декорованими нанорозмірними виділеннями, що підтверджується наявністю відповідних рефлексів і кілець на електроннограмі (рис. 5, *г*).

Аналіза результатів електронно-мікроскопічних досліджень внутрішньої структури поверхневих шарів зразків після ЕІЛ молібденом і наступного УЗУО, наведених на рис. 6, свідчить про те, що, як і у випадку з Ni, в поверхневому шарі до глибини 25–30 мкм в феритній складовій формується комірчаста структура з розмірами 0,5–2,5 мкм (рис. 6, *а*). В той же час, в перліті подібні структури розвинуті в значно меншій мірі при дещо вищій густині дислокацій (рис. 6, *в*). Як в феритній, так і в перлітній складових мікроструктури часто спостерігаються скупчення дислокацій, заблокованих дисперсними (до 80 нм) карбідними виділеннями. Вони чітко проявляються на темнопільних зображеннях (вказано стрілками на рис. 6, *д, е*), одержаних в рефлексах позначених стрілками 1 і 2 на

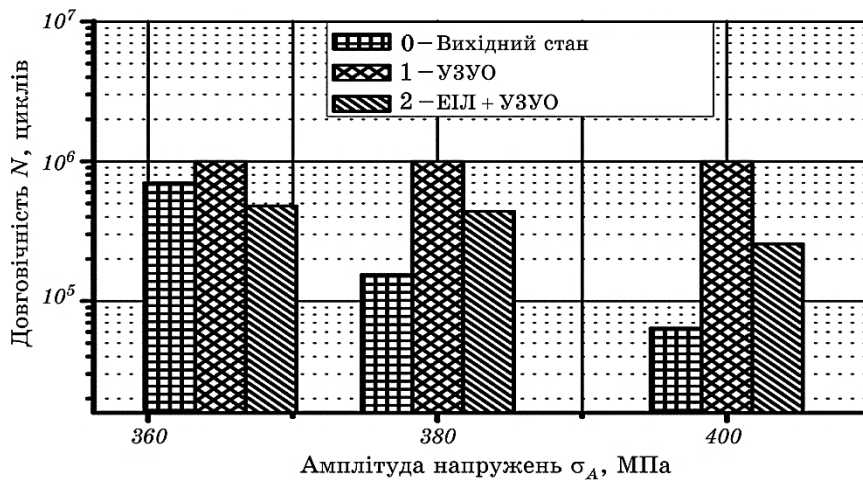


**Рис. 6.** Електронно-мікроскопічні світлопільні (*a, в*) і темнопільні (*д, е*) зображення структури поверхневого шару зразка сталі 20ГЛ після ЕІЛ молібденом і наступного УЗУО та електроннограмми (*б, з*) від ділянок, наведених на (*a, в*). Темнопільні зображення *д* і *е* одержано з рефлексів, відповідно позначених стрілками 1 і 2.

**Fig. 6.** TEM bright-field (*a, в*) and dark-field (*д, е*) images of microstructure of surface layer of 20GL steel specimen after ESA with molybdenum followed by UIT and electron diffraction patterns (*б, з*) obtained from the area shown in (*a, в*). Dark-field images (*д*) and (*е*) were obtained from the reflections indicated with arrows 1 and 2 in (*з*).

відповідній картині електронної дифракції (рис. 6, *з*). Проведені оцінки свідчать, що система більш слабких рефлексів на цій картині електронної дифракції може відповідати  $\mu$ -фазі ( $\text{Fe}_7\text{Mo}_6$ ) [19].

Результати втомних випробувань зразків сталі 20ГЛ у вихідному стані, після УЗУО нелегованих зразків та після ЕІЛ молібденом з



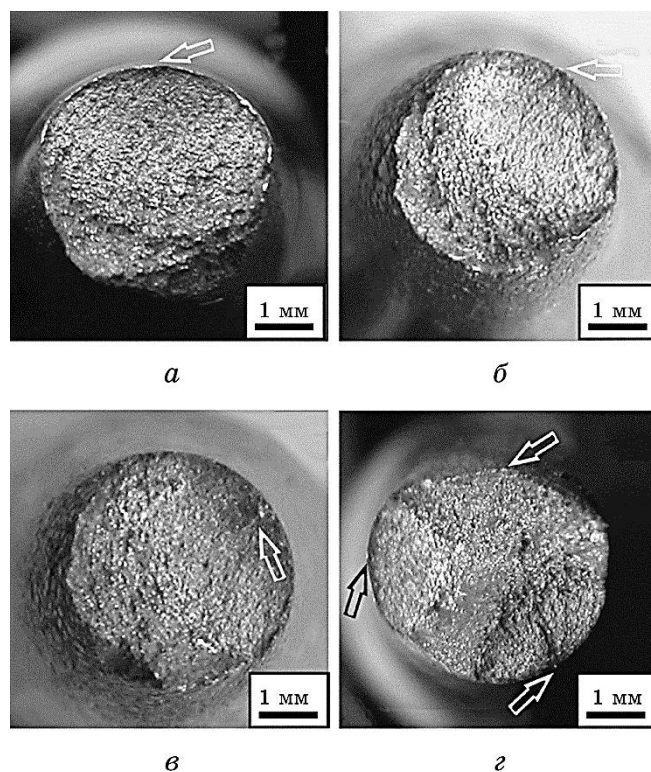
**Рис. 7.** Довговічність сталі 20ГЛ у вихідному стані (0), після УЗУО (1) та після ЕІЛ молібденом з наступною УЗУО (2).

**Fig. 7.** Fatigue life time of steel 20GL in initial state (0), after UIT (1), and after ESA (with Mo) followed by UIT (2).

подальшою УЗУО наведено на рис. 7. Вибір у якості покриття Мо був обумовлений тим, що ЕІЛ молібденовою катодою значно підвищує міцність поверхневого шару. Окрім цього, як показали попередні дослідження, ЕІЛ ніклем негативно впливає на втомну довговічність зварних з'єднань низьколегованих сталей [20]. Як видно з гістограми, довговічність у вихідному стані знижується із зростанням амплітуди циклічної деформації  $\sigma_A$ .

У порівнянні з вихідним станом зразки, оброблені тільки УЗУО, демонструють суттєво поліпшені втомні характеристики. Так, при амплітудних напруженнях в циклі  $\sigma_A$  на рівні 365, 380 і 400 МПа спостерігається зростання довговічності зразків до  $10^6$  циклів без наявності втомних руйнувань. Довговічність зразків, після ЕІЛ + УЗУО, дещо нижча в порівнянні з нелегованими зразками після УЗУО. Однак, при амплітудах напруження  $\sigma_A = 380$  МПа і  $\sigma_A = 400$  МПа має місце помітне зростання довговічності зразків після комплексного оброблення (ЕІЛ + УЗУО) порівняно із вихідними зразками. Деяке зниження довговічності при ЕІЛ + УЗУО можна пояснити дуже складним фазовим складом поверхні зразків сталі 20ГЛ при ЕІЛ молібденом, на що вказують результати рентгенівських досліджень (рис. 3, б). При цьому виникають крихкі інтерметалідні фази ( $\text{Fe}_7\text{Mo}_6$ ), що сприяють можливому зародженню втомних тріщин на межах фаз або на зародкових тріщинах всередині крихких частинок, що знижує втомну міцність.

Аналіза поверхонь руйнування (рис. 8, а-г) показала, що на зла-



**Рис. 8.** Поверхні руйнування після випробувань на втому ( $\sigma_A = 380$  МПа) зразків сталі 20ГЛ у вихідному стані (а), після ЕІЛ (Мо) (б) та після ЕІЛ (Мо) з наступним УЗУО (в), а також після УЗУО вихідного стану та випробувань при  $\sigma_A = 430$  МПа (г).

**Fig. 8.** Fracture surfaces after fatigue tests ( $\sigma_A = 380$  MPa) of specimens of steel 20GL in initial state (a), after ESA (Mo) (б), after ESA (Mo) followed by UIT (в), and after UIT of specimen in initial state and tests at  $\sigma_A = 430$  MPa (г).

мі спостерігаються локальні зони підвищеної дефектності, в яких починається утворення втомних тріщин. Їх зародження у вихідних і модифікованих ЕІЛ зразках відбувається практично на поверхні, де концентраторами напружень є дефекти шліфування (мікроскопічні риски), а також суттєве підвищення шерсткості після ЕІЛ з різноманітним фазовим складом, який може містити крихкі фази (рис. 8, а, б). Інша картина спостерігається в зразках, оброблених УЗУО, в яких відбувається збільшення розміру локальної зони підвищеної дефектності [7, 21]. Це сприяє зміщенню зони зародження тріщини вглиб зразка — ближче до його центральної частини (рис. 8, в), що й приводить до підвищення кількості циклів навантаження до руйнування.

Чисельні експерименти вказують на те, що внаслідок УЗУО в поверхневому шарі виникають стискальні напруження і знижується шерсткість поверхні [3], що є основними причинами росту опору втоми. Це створює умови для зникнення або зменшення концентраторів напружень, спроможних в умовах використаних амплітудних навантажень сприяти зародженню тріщини втоми. На рисунку 8, з показана поверхня руйнування вихідного зразка, підданого тільки УЗУО, який не зруйнувався після  $10^6$  циклів випробувань при  $\sigma_A = 365$  МПа і був знову випробуваний при амплітудному напруженні  $\sigma_A$ , підвищеному до 430 МПа.

Руйнування цього зразка відбулося після  $1,3 \cdot 10^5$  циклів навантаження. Видно, що при таких високих напруженнях характер руйнування змінюється з втомного, яке містить одне чітко виражене місце зародження та росту тріщини, на квазикрихке руйнування з виявленням на більш рельєфній поверхні декількох, незалежно діючих тріщин, утворених завдяки поверхневим концентраторам (рис. 8, з).

#### 4. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Відомо, що експлуатаційні характеристики конструкцій залежать від наявності, потужності та місця розташування концентраторів напружень різного походження. Умовно їх можна поділити на технологічні та структурні, що пов'язано, як з особливостями будови самої конструкції та її елементів, так і з ієрархіями мікроструктури матеріалу, з якого вони виготовлені. Найбільш небезпечними концентраторами є ті, що мають максимальну потужність і розташовані відповідно до епюр розподілу напружень в зонах їх максимальних значень. В переважній більшості випадків такими зонами є поверхні, ситуація вздовж яких може ускладнюватися при роботі конструкцій в агресивних середовищах, оскільки це може призводити до утворення нових поверхневих ушкоджень (концентраторів) або підсилювати наявні, погіршуючи службові характеристики конструкцій загалом [3, 4, 8]. Нещодавно було показано, що комбіноване оброблення ЕІЛ + УЗУО підвищує не тільки корозійну стійкість сталі 20ГЛ [22], а й її втомні характеристики [14]. Тобто, можна очікувати, що втомні характеристики сталі 20ГЛ після ЕІЛ будуть в основному залежати від властивостей і структури легovanого та деформованого при УЗУО поверхневого шару, а також зчеплення між ним і основним металом, яке при ЕІЛ є дуже високим, на відміну від інших покриттів. Аналіза одержаних результатів разом з літературними даними дозволяє дійти висновку про багатофакторний вплив проведених комплексних оброблянь на властивості зразків, які визначаються поведінкою виникаючих в них локальних концентраторів і швидкістю зростання напружень в їх вершинах

під впливом зовнішніх циклічних навантажень.

Серед складових, що впливають на втому матеріалів з корозійними покриттями, є величини та знаки залишкових макронапружень, які формуються за рахунок інтенсивної пластичної деформації при УЗУО. В даній роботі у поверхневих шарах сталевих зразків після УЗУО зареєстровані залишкові макронапруження стиснення близького рівня ( $-200$  МПа після УЗУО,  $-210$  МПа після ЕІЛ (Ni) + УЗУО та  $-240$  МПа після ЕІЛ (Mo) + УЗУО). Ці поверхневі макронапруження ( $\pm\Delta\sigma_s$ ) на мікрорівні не можуть за визначенням перевищувати межу пружності матеріалу і є одною із постійних складових в загальній сумі, що визначає сумарні діючі напруження ( $\sigma_k$ ) в вершинах кожного з концентраторів після відповідних оброблянь. Друга складова ( $\pm\Delta\sigma_m$ ) та вся сума ( $\sigma_k$ ) залежать від величини та швидкості зміни докладеної макроскопічної сили при випробуваннях. Таким чином, сумарне напруження

$$\sigma_k = (\pm\Delta\sigma_s) + (\pm\Delta\sigma_m) \quad (1)$$

є відповідальним за визначення величини, знаку та швидкості зростання напружень в вершинах всіх діючих концентраторів, кількість яких, згідно з [23], змінюється за параболічним законом по відношенню до швидкості деформації.

Величини та швидкості змін напружень, що діють у вершинах концентраторів, відповідають не тільки за кількість діючих механізмів релаксації, а й за чисельність та стан елементарних носіїв пластичної деформації (вакансій і дислокацій, комірок, в тому числі і при змінах виду примежових проковзувань та руйнуваннях). Кількість носіїв, як і кількість концентраторів, змінюється за параболічним законом в залежності від швидкості зростання напружень ( $V_{sr}$ ) [14, 23]. При цьому слід зауважити, що кожний з механізмів релаксації та їх колективна дія пов'язані тільки з певними інтервалами швидкостей деформації і величин напружень. Зростання напружень зі швидкістю деформації розглядалося в моделю [23] з урахуванням особливостей змін мікроструктури, де показано, що величина  $V_{sr}$  в вершині одного концентратора прямо пропорційна моменту  $F_i$  макроскопічної сили  $F$ , спрямованої на його розкриття і обернено пропорційна кількості ( $N$ ) концентраторів та їх гостроті ( $r$ ):

$$V_{sr} = f(F_i/N) = FL\Omega/(Nr), \quad (2)$$

де  $F_i = FL\Omega/r$  — момент сили  $F$ ,  $L$  — довжина концентратора напружень,  $\Omega$  — коефіцієнт, що враховує орієнтацію макроскопічної сили  $F$  по відношенню до напрямків розташування концентратора та дії в його вершині механізмів релаксації.



В нашому випадку як подрібнення зерен, так і формування дислокаційної комірчастої структури (рис. 4, *г*, рис. 5, *а*, рис. 6, *а*) природно зменшує діючі напруження у вершинах структурних концентраторів за рахунок не тільки збільшення кількості, а й відповідного зменшення їх потужності. Ці зміни ансамблю концентраторів мають супроводжуватися збільшенням докладених макроскопічних зусиль для досягнення умов запуску діючих механізмів релаксації в вершинах більшого числа концентраторів. Це стосується будь-яких зовнішніх навантажень чи механічних випробувань, в тому числі і різноманітних випробувань на втому. Очевидним проявом описаних процесів є зростання значень мікротвердості за умов появи в матеріалі розвинутої дефектної структури або подрібненого зерна, які забезпечують зростання кількості менш потужних мікроструктурних концентраторів напружень.

З цієї точки зору у нашому дослідженні найбільш цікавим є випадок легування поверхневого шару молібденом, коли відбувається його суттєве зміцнення в процесі УЗУО. Зростання мікротвердості (рис. 2) вказує і на пропорційне збільшення межі плинності. Тому було доречно з'ясувати вплив такого зміцнення після ЕІЛ Мо з наступним УЗУО на втомну довговічність зразків. Крім того, механічні характеристики істотно зростають завдяки легуванню молібденом у порівнянні з вихідними і легованими ніклем зразками. Можливості та внесок деформаційного зміцнення, в тому числі і при наявності різноманітного фазового складу в модифікованому молібденом шарі, в умовах формування певних структур контролюється однаковими механізмами пластичної релаксації. Вони починають працювати при досягненні в кожному випадку відповідних рівнів напружень в вершинах концентраторів. Суттєвих змін загальних закономірностей формування деформаційних структур в усіх розглянутих випадках в умовах збереження типу кристалічної ґратниці очікувати не слід, що підтверджується експериментальними даними.

Таким чином, відповідно до вище зазначених міркувань втомна довговічність вихідних зразків сталі 20ГЛ може бути змінена шляхом цілеспрямованого впливу, як на механічні властивості, так і на кількість та потужність технологічних і структурних концентраторів, розташованих на поверхні та у поверхневих шарах. Цей вплив має призвести до зниження величин і швидкостей зростання напружень в вершинах всього набору концентраторів в умовах зменшення їхньої потужності при значному збільшенні загальної кількості за рахунок подрібнення елементів структури.

Одержані в роботі результати свідчать про те, що за допомогою УЗУО вдається досягти обох ефектів: збільшити в приповерхневих шарах загальну кількість структурних концентраторів малої потужності за рахунок появи нових елементів структури в вигляді коміркових меж, а також зменшити кількість та потужність тих тех-

нологічних і структурних концентраторів, котрі знаходилися в поверхневих шарах зразків у вихідному стані. Процес появи більшої кількості структурних концентраторів малої потужності за наявності дрібних зерен і формування деформаційних субструктур відбувається на фоні зростання макроскопічного значення  $\sigma_t$  та супроводжується значним ускладненням процесу утворення комірчастих структур в середині дрібних зерен, що підтверджується експериментально.

## 5. ВИСНОВКИ

Показано можливість підвищення механічних властивостей сталі 20ГЛ, зокрема втомної міцності, за рахунок електроіскрового легування ніклевим або молібденовим електродами її поверхні та багаточинникового позитивного впливу фінішного ультразвукового ударного оброблення.

Встановлено, що окремо застосоване УЗУО веде до зростання мікротвердості та суттєвого підвищення втомної міцності сталі 20ГЛ на базі  $10^6$  циклів за умов циклічних навантажень в межах діючих амплітуд навантажень 360–400 МПа.

З'ясовано, що за допомогою ЕІЛ сталі 20ГЛ вдається сформувати модифіковані шари з підвищеною твердістю, що обумовлено їх фазовим складом, та відповідними механізмами зміцнення, які залежать від використаного легувального елемента. Поверхневий шар після ЕІЛ молібденом демонструє вдвічі вищу мікротвердість, ніж вихідний і легований ніклем зразки сталі 20ГЛ, що пов'язано з твердорозчинним зміцненням і багатофазністю модифікованого молібденом шару. Втомна довговічність легованих молібденом зразків після УЗУО помітно зростає в діапазоні амплітуд 380–400 МПа у порівнянні з вихідним станом.

Фінішне УЗУО модифікованих ЕІЛ шарів на сталі 20ГЛ, окрім зниження шерсткості поверхні, яка сприяє заліковуванню або значному зменшенню найбільш небезпечних поверхневих технологічних концентраторів, забезпечує в приповерхневих шарах формування залишкових макронапружень стиснення та утворення дислокаційних комірчастих структур, що збільшує загальну кількість мікроструктурних концентраторів, зменшує ймовірність локалізації деформації та раннього зародження втомних тріщин.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. М. А. Балтер, *Упрочнение деталей машин* (Москва: Машиностроение: 1978).
2. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vibrations*, **308**: 855 (2007).
3. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Ultrasonic Impact Treatment—an Effec-*

- tive Method for Nanostructuring the Surface Layers of Metallic Materials*. In: *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Weinheim: Wiley-VCH: 2015), p. 417.
4. I. M. Андрейко, В. В. Кулик, О. П. Остап, *Фіз.-хім. механіка матеріалів*, **47**, № 5: 35 (2011).
  5. G. Contreras, C. Fajardo, J. A. Berríos, A. Pertuz, J. Chitty, H. Hintermann, and E. S. Puchi, *Thin Solid Films*, **355–356**: 480 (1999).
  6. N. Michailidis, F. Stergioudi, G. Maliaris, and A. Tsouknidas, *Surf. Coat. Technol.*, **259**: 456 (2014).
  7. Т. Ю. Яковлева, *Локальная пластическая деформация и усталость металлов* (Киев: Наукова думка: 2003).
  8. M. El May, T. Palin-Luc, N. Saintier, and O. Devos, *Int. J. Fatigue*, **47**: 330 (2013).
  9. M. Korzynski, A. Pacana, and J. Cwanek, *Surf. Coat. Technol.*, **203**: 1670 (2009).
  10. R. G. Bonora, H. J. C. Voorwald, M. O. H. Cioffi, G. S. Junior, and L. F. V. Santos, *Procedia Eng.*, **2**: 1617 (2010).
  11. Г. Б. Лурье, Я. И. Штейнберг, *Упрочняюще-отделочная обработка рабочих поверхностей деталей машин поверхностным пластическим деформированием* (Москва: Машиностроение: 1971).
  12. В. Н. Мордюк and Г. И. Прокопенко, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
  13. D. A. Lesyk, S. Martinez, V. V. Dzhemelinskiy, A. Lamikiz, B. N. Mordyuk, and G. I. Prokopenko, *Surf. Coat. Technol.*, **278**: 108 (2015).
  14. В. Н. Мордюк, Г. И. Прокопенко, Р. Ю. Волоевич, Л. Е. Матокхныук, А. В. Буалонovich, and Т. В. Порова, *Mater. Sci. Eng. A*, **659**: 119 (2016).
  15. Л. В. Тихонов, В. А. Кононенко, Г. И. Прокопенко, В. А. Рафаловский, *Механические свойства металлов и сплавов: Справочник* (Киев: Наукова думка: 1986).
  16. *Binary Alloy Phase Diagrams* (Eds. Т. В. Massalski, Н. Okamoto, Р. R. Subramanian, and L. Каспрзак) (Materials Park, OH: ASM International: 1990).
  17. Т. А. Velikanova, М. V. Karpets, V. V. Kuprin, and М. А. Turchanin, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **49**, Nos. 1–2: 86 (2010).
  18. V. B. Rajkumar and К. С. Hari Kumar, *J. Alloys Compd.*, **611**: 303 (2014).
  19. P. Galimberti, S. Lay, and A. Antoni-Zdziobek, *Intermetallics*, **22**: 33 (2012).
  20. Г. И. Прокопенко, Б. Н. Мордюк, В. В. Кныш, С. А. Соловей, Т. В. Попова, *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, № 3: 34 (2014).
  21. В. Ф. Терентьев, *Усталость металлических материалов* (Москва: Наука: 2003).
  22. Г. Прокопенко, Б. Мордюк, В. Мазанко, О. Карасевська, Т. Попова, *Вісник Тернопільського національного технічного університету*, № 3 (71): 170 (2013).
  23. П. Ю. Волоевич, *Успехи физики металлов*, **12**: 367 (2011).

## REFERENCES

1. М. А. Balter, *Упрочнение Деталей Mashin* [Strengthening of Machine Details] (Moscow: Mashinostroenie: 1978) (in Russian).
2. В. Н. Мордюк and Г. И. Прокопенко, *J. Sound Vibrations*, **308**: 855 (2007).
3. В. Н. Мордюк and Г. И. Прокопенко, *Ultrasonic Impact Treatment—an*

*Effective Method for Nanostructuring the Surface Layers of Metallic Materials*. In: *Handbook of Mechanical Nanostructuring* (Weinheim: Wiley-VCH: 2015), p. 417.

4. I. M. Andreiko, V. V. Kulyk, and O. P. Ostash, *Mater. Sci.*, **47**: 608 (2012).
5. G. Contreras, C. Fajardo, J. A. Berríos, A. Pertuz, J. Chitty, H. Hintermann, and E. S. Puchi, *Thin Solid Films*, **355–356**: 480 (1999).
6. N. Michailidis, F. Stergioudi, G. Maliaris, and A. Tsouknidas, *Surf. Coat. Technol.*, **259**: 456 (2014).
7. Т. Ю. Яковлева, *Lokal'naya Plasticheskaya Deformatsiya i Ustalost' Metallov* [Local Plastic Deformation and Fatigue of Metals] (Kiev: Naukova Dumka: 2003) (in Russian).
8. M. El May, T. Palin-Luc, N. Saintier, and O. Devos, *Int. J. Fatigue*, **47**: 330 (2013).
9. M. Korzynski, A. Pacana, and J. Cwanek, *Surf. Coat. Technol.*, **203**: 1670 (2009).
10. R. G. Bonora, H. J. C. Voorwald, M. O. H. Cioffi, G. S. Junior, and L. F. V. Santos, *Procedia Eng.*, **2**: 1617 (2010).
11. G. B. Lurie and Ya. I. Shteinberg, *Uprochnyayushche-Otdelochnaya Obrabotka Rabochikh Poverkhnostey Detaley Mashin Poverkhnostnym Plasticheskim Deformirovaniem* (Moscow: Mashinostroenie: 1971) (in Russian).
12. B. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, **437**: 396 (2006).
13. D. A. Lesyk, S. Martinez, V. V. Dzhemelinskiy, A. Lamikiz, B. N. Mordyuk, and G. I. Prokopenko, *Surf. Coat. Technol.*, **278**: 108 (2015).
14. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, P. Yu. Volosevich, L. E. Matokhnyuk, A. V. Byalonovich, and T. V. Popova, *Mater. Sci. Eng. A*, **659**: 119 (2016).
15. L. V. Tikhonov, V. A. Kononenko, G. I. Prokopenko, and V. A. Rafalovsky, *Mekhanicheskie Svoystva Metallov i Splavov: Spravochnik* [Mechanical Properties of Metals and Alloys: Handbook] (Kiev: Naukova Dumka: 1986) (in Russian).
16. *Binary Alloy Phase Diagrams* (Eds. T. B. Massalski, H. Okamoto, P. R. Subramanian, and L. Kacprzak) (Materials Park, OH: ASM International: 1990).
17. T. A. Velikanova, M. V. Karpets, V. V. Kuprin, and M. A. Turchanin, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, **49**, Nos. 1–2: 86 (2010).
18. V. B. Rajkumar and K. C. Hari Kumar, *J. Alloys Compd.*, **611**: 303 (2014).
19. P. Galimberti, S. Lay, and A. Antoni-Zdziobek, *Intermetallics*, **22**: 33 (2012).
20. G. I. Prokopenko, B. N. Mordyuk, V. V. Knysh, S. A. Solovey, and T. V. Popova, *Tekhnicheskaya Diagnostika i Nerazrushayushchiy Kontrol*, No. 3: 34 (2014) (in Russian).
21. V. F. Terentiev, *Ustalost' Metallicheskih Materialov* [Fatigue of Metallic Materials] (Moscow: Nauka: 2003) (in Russian).
22. G. Prokopenko, B. Mordyuk, V. Mazanko, O. Karasevska, and T. Popova, *Visnyk Ternopil'skogo Natsional'nogo Tekhnichnogo Universytetu*, No. 3: 170 (2013) (in Ukrainian).
23. P. Yu. Volosevych, *Uspehi Fiziki Metallov*, **12**: 367 (2011) (in Russian).