

## METALLIC SURFACES AND FILMS

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Ff, 81.65.-b, 83.10.-y, 83.10.Tv

### Модифікація поверхневих шарів неіржавійної криці 40X13 комбінацією термічного й ультразвукового ударного впливу

А. П. Бурмак\*, М. О. Васильєв\*\*, В. І. Закієв\*\*\*, М. М. Ворон\*\*\*\*,  
С. М. Волошко\*

\**Національний технічний університет України*  
*«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»,*  
*просп. Перемоги, 37,*  
*03056 Київ, Україна*

\*\**Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,*  
*бульв. Академіка Вернадського, 36,*  
*03142 Київ, Україна*

\*\*\**Національний авіаційний університет,*  
*просп. Любомира Гузара, 1,*  
*03058 Київ, Україна*

\*\*\*\**Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України,*  
*бульв. Академіка Вернадського, 34/1,*  
*03142 Київ, Україна*

Досліджено вплив ультразвукового ударного оброблення (УЗУО) на мікротвердість, шерсткість та структурно-фазовий стан поверхні неіржавійної криці 40X13. Ультразвукове ударне оброблення проводилось у інертному середовищі за однакових умов — амплітуда торця концентратора

Corresponding author: Andriy Petrovych Burmak  
E-mail: abyrmak@gmail.com

\**National Technical University of Ukraine ‘Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute’,*  
*37 Peremohy Ave., UA-03056 Kyiv, Ukraine*

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

\*\*\**National Aviation University,*  
*1 Lyubomyr Huzar Ave., UA-03058 Kyiv, Ukraine*

\*\*\*\**Physico-Technological Institute of Metals and Alloys, N.A.S. of Ukraine,*  
*34/1 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: A. P. Burmak, M. O. Vasylyev, V. I. Zakiev, M. M. Voron, and S. M. Voloshko, Modification of Surface Layers of Stainless Steel AISI 420 by a Combination of Thermal and Ultrasonic Impact Influence, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **44**, No. 6: 751–769 (2022) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.44.06.0751](https://doi.org/10.15407/mfint.44.06.0751)

складала 25 мкм, тривалість оброблення — 50 с. Використовувались зразки криці 40X13 після пом'якшувального термічного оброблення за температури відпалу 800°C (вихідний стан), після додаткового гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі та після додаткового гартування від температури 980°C з наступним відпалом за температури 250°C упродовж години. Встановлено, що після УЗУО відбувається суттєве зменшення шерсткості модифікованої поверхні та підвищення мікротвердості для усіх випадків порівняно із вихідним станом. З врахуванням даних рентгеноструктурної аналізи обговорюються основні чинники деформаційного зміцнення поверхневих шарів неіржавійної криці 40X13 за різних комбінацій термічного та ультразвукового ударного впливу.

**Ключові слова:** неіржавійна криця, морфологія поверхні, мікротвердість, деформація, напруження, ультразвукове ударне оброблення, термічний вплив.

The influence of ultrasonic impact treatment (UIT) on the microhardness, roughness and structural-phase state of the stainless steel AISI 420 surface is studied. Ultrasonic impact treatment is performed in an inert environment under the same conditions—the amplitude of the hub end was 25  $\mu\text{m}$ , the duration of treatment—50 s. Samples of AISI 420 steel are used after softening heat treatment at annealing temperature of 800°C (initial state), after additional hardening from 980°C with oil cooling and after additional hardening from 980°C with subsequent annealing at 250°C for one hour. As established, that after UIT there is a significant decrease in the roughness of the modified surface and increase in microhardness for all cases compared to the initial state. Taking into account the data of x-ray diffraction analysis the main factors of stainless steel AISI 420 surface layers deformation hardening under different combinations of thermal and ultrasonic impact are discussed.

**Key words:** stainless steel, surface morphology, microhardness, deformation, stress, ultrasonic impact treatment, heat treatment.

*(Отримано 31 березня 2022 р.; остаточн. варіант — 27 квітня 2022 р.)*

## 1. ВСТУП

Криця 40X13 відноситься до неіржавійних, корозійностійких криць мартенситного класу і є поширеним матеріалом у різних галузях машинобудування. Дана криця має задовільне співвідношення характеристик міцності та пластичності, хорошу корозійну стійкість в атмосфері повітря, у воді та в ряді кислот і використовується для виготовлення більшості сучасних деталей машин, елементів конструкцій та технологічного інструменту. Як правило, такі вироби працюють в умовах циклічних навантажень, під впливом окисних процесів, а також абразивних частинок [1]. При цьому максимальні пошкодження та інтенсивне зношування локалізовані у поверхневому робочому шарі деталі. У зв'язку з цим особливої акту-

альности набувають завдання поверхневого зміцнення за рахунок зміни властивостей та механізму зношування тільки робочого шару.

Опір руйнуванню під впливом циклічної деформації є однією з найважливіших механічних характеристик конструкційних матеріалів [2]. Оскільки втомна тріщина зароджується як правило в поверхневих шарах, то модифікація поверхні є перспективним засобом збільшення витривалості таких матеріалів [3–5]. Численні дослідження впливу інтенсивної пластичної деформації на втому конструкційних матеріалів свідчать про те, що формування зміцненого шару уповільнює кінетику зародження та поширення втомних тріщин і суттєво підвищує циклічну довговічність [6]. Іншим негативним фактором є накопичення напружень розтягу в поверхневих шарах та в зоні зварних з'єднань. Залишкові напруження розтягу можуть зрештою привести до процесів руйнування в зварних конструкціях, включаючи крихке руйнування, втому, корозійне розтріскування під напругою і розтріскування від повторного нагрівання [7].

Тому оптимізація поверхневої структури має значення для поліпшення терміну служби металевих матеріалів. При цьому великий інтерес представляють нові технології оброблення металевих поверхонь, засновані на створенні нанокристалічної структури в поверхневих шарах [8]. Зазвичай інтенсивна пластична деформація (ІПД) здійснюється за умов високого тиску з великою гідростатичною компонентою, що перешкоджає руйнуванню зразка. Найбільш поширеними в даний час способами створення гігантських величин деформації масивних металевих матеріалів є кручення під тиском в камері Бріджмена, рівно-каналне кутове пресування, гвинтова екструзія та акумульована прокатка. Однак ці методи не мають технологічної перспективи та використовуються в основному для дослідження експериментальних зразків.

Найбільш високими технологічними можливостями володіє метода ІПД заснована на використанні ультразвукових коливань [9]. Ультразвукове ударне оброблення є ефективною методою зниження величини залишкових розтягувальних напружень в деталях, конструкціях та зварних з'єднаннях. В процесі УЗУО ультразвукові коливання з низькою амплітудою та високою частотою через бойки безперервно впливають на поверхню металу, що обумовлює пластичну деформацію поверхневого шару, зменшення розміру зерна, деформацію кристалічної ґратниці. Крім того, в процесі УЗУО шкідливі залишкові напруження розтягу ефективно усуваються і в поверхневому шарі формуються стискальні напруження, які сприяють підвищенню мікротвердості, стійкості до корозії та втомної міцності [7–10].

Сучасні погляди на еволюцію мікроструктури конструкційних та інструментальних вуглецевих криць під час інтенсивної пластичної

деформації поверхні представлені в огляді [11]. Зазначимо кілька вдалих прикладів модифікації поверхні криць. Так в роботі [7] показано ефективність застосування ультразвукового ударного оброблення для зниження величини розтягувальних напружень в зварних з'єднаннях труб з неіржавійної криці 316L. УЗУО проведена ударною головкою з 4 бойками. Визначення рівня залишкових напружень проведено методом  $\sin^2\psi$  на рентгенівському дифрактометрі. Застосування УЗУО дозволило знизити рівень напружень в зварному з'єднанні з  $\sim 200$  МПа до  $\sim 600$  МПа. Глибина модифікованого шару досягала при цьому 4 мм.

В роботі [12] поверхню зразків неіржавійної криці SUS301 зміцнено методом УЗУО з використанням кульок. Це уможливило зменшити шерсткість вихідної поверхні з 0,708 мкм до 0,024 мкм та підвищити мікротвердість з 269,52 HV до 415,38 HV. Авторами [13] УЗУО застосовано для зміцнення поверхні неіржавійної криці 316. В процесі УЗУО значення  $R_a$  і  $R_z$  зменшується з 4,04 мкм і 25,7 мкм у вихідному стані до 0,578 мкм і 4,4 мкм, відповідно. Мікротвердість поверхні зростає з 2,4 ГПа до 4,5 ГПа. Величина залишкових напружень в поверхневому шарі зменшується з  $\sim 180$  МПа до  $\sim 700$  МПа.

Мікротвердість та структурно-фазовий стан аустенітної криці 12X18H10T після інтенсивної пластичної деформації за допомогою УЗУО впродовж різного часу та у різних середовищах досліджено в роботі [14]. Встановлено, що після УЗУО на повітрі та в аргоні спостерігається формування нетипових комірчастих структур з розміром комірок 200–700 нм, що забезпечує величину мікротвердості на рівні  $\sim 4$  ГПа.

У дослідженні [15] показано ефективність застосування УЗУО для підвищення мікротвердості та ступеня деформації неіржавійної криці AISI 321. В процесі оброблення в інертному середовищі мікротвердість зростає з 1,8 ГПа у вихідному стані до 4,7 ГПа після 250 с оброблення. Товщина зміцненого шару становить 150–250 мкм в залежності від тривалості оброблення.

Метою даної роботи є дослідження еволюції мікротвердості, морфології поверхні, залишкових макронапружень, ступеню деформації, структурно-фазового складу неіржавійної криці 40X13 після різних комбінацій термічного та ультразвукового ударного впливу.

## 2. МАТЕРІАЛ І ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА МЕТОДИКА

В якості матеріалу для дослідження обрано неіржавійну криця 40X13 наступного хемічного складу (% ваг.): Fe  $\sim 84\%$ ; Cr  $\sim 12\text{--}14\%$ ; C  $\sim 0,35\text{--}0,44\%$ ; Si  $\sim 0,6\%$ ; Mn  $\sim 0,6\%$ ; Ni  $\sim 0,6\%$ ; S  $\sim 0,025\%$ . Зразки для дослідження виготовлялися з гарячекатаних прутків і

піддавалися пом'якшувальному термічному обробленню у вигляді відпалу за температури 800°C (вихідний стан). Після такого відпалу криця має зернисту структуру, що складається із суміші феритної матриці, зернистого перліту з великими та дрібними частинками карбіду  $(\text{Cr, Fe})_{23}\text{C}_6$  [16]. При цьому спостерігається чергування крупнозернистого та дрібнозернистого фериту. У великих (до 10 мкм) феритних зернах поліедричної форми карбідні виділення, розміром приблизно 200 нм, розташовуються, як правило, поблизу або за межами зерен. Карбіди більшого розміру 1,5 мкм розташовуються за межами зерен. Також наявна невелика кількість карбідів усередині дрібних зерен фериту.

Також досліджувалися зразки криці 40X13 після додаткового гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі та після гартування від температури 980°C з наступним відпалом за температури 250°C упродовж години (табл. 1, режими 1, 3, 5).

Автори [17] показали, що на відміну від зернистої структури криці 40X13 після пом'якшувального відпалу, внаслідок загартування криця набуває високої твердості завдяки утворенню мартенситу з незначною кількістю карбідів, що не розчинилися, і залишкового аустеніту. У матриці мартенсит має переважно голчасту форму, проте зустрічається також мартенсит у вигляді пластин шириною менше 200 нм. Нерозчинені карбіди мають переважно форму глобулів, максимальний розмір яких не перевищує 500 нм. Поряд із великими частинками карбідів спостерігаються також дуже дрі-

**ТАБЛИЦЯ 1.** Режими термічного та комбінованого оброблення.

**TABLE 1.** Conditions of heat and combined treatment.

№	Умови оброблення	Позначення
1	Пом'якшувальне термічне оброблення за температури відпалу 800°C — вихідний стан	ТО-1
2	Пом'якшувальне термічне оброблення за температури відпалу 800°C та УЗУО в інертному середовищі ( $\tau = 50$ с, $A = 25$ мкм)	ТО-1 + УЗУО
3	Гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі	ТО-2
4	Гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі та наступним УЗУО в інертному середовищі ( $\tau = 50$ с, $A = 25$ мкм)	ТО-2 + УЗУО
5	Гартування від температури 980°C з наступним відпалом за температури 250°C упродовж години	ТО-3
6	Гартування від температури 980°C з наступним відпалом за температури 250°C упродовж години та УЗУО в інертному середовищі ( $\tau = 50$ с, $A = 25$ мкм)	ТО-3 + УЗУО

бні частинки, що мають витягнуту форму. У стані відпущеного мартенситу нанорозмірні частинки карбїду розміром до 40 нм розподіляються по межах мартенситних пластин [18]. Такі частинки розміром до 10 нм виявлені також по дислокаціях всередині мартенситних кристалів.

Ультразвукове ударне оброблення проводилось у інертному середовищі для запобігання окисненню [19] на приладі УЗГ-300 за методикою [20, 21]. Для УЗУО використовувались зразки у вигляді циліндрів діаметром 10 мм і висотою 5 мм ( $\pm 0,1$  мм). Амплітуда торця концентратора складала  $A = 25$  мкм, тривалість оброблення — 50 с. В процесі навантаження зразок одержував  $10^4$ – $10^5$  ударів. Для УЗУО використовувались зразки після пом'якшувального термічного оброблення за температури відпалу  $800^\circ\text{C}$ , після додаткового гартування від температури  $980^\circ\text{C}$  з охолодженням в маслі та після гартування від температури  $980^\circ\text{C}$  з наступним відпалом за температури  $250^\circ\text{C}$  упродовж години (табл. 1, комбіновані режими 2, 4, 6).

Вимірювання мікротвердості поверхні зразків проводилось на приладі ПМТ-3 за методом Віккерса із навантаженням 100 г.

Крім того, фізико-механічні властивості поверхні зразків досліджувались методом інструментального індентування з використанням універсального мікро/нано твердоміра «Micron-Gamma» [22–24]. Корекція експериментальних діаграм індентування здійснювалась згідно методики, що описана у роботі [25]. Аналіза і оброблення зареєстрованих діаграм індентування для визначення твердості  $H_{\text{IT}}$  й контактного модулю пружності  $E$  проводились за методикою, що детально викладена у [26].

Для оцінки морфології поверхневих шарів криці використовували інтерференційний профілометр «Micron-Alpha» [27]. Прилад уможлиблює безконтактною методом реєструвати тривимірну топографію поверхні з нанометровою роздільною здатністю. Розміри поля сканування становили  $210 \times 150$  мкм.

Рентгеноструктурна фазова аналіза проведена з використанням дифрактометру Rigaku Ultima IV, з графітовим монохроматором, у мідному випромінюванні ( $\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,15418$  нм) з використанням схеми фокусування за Бреґгом–Брентано. Умови проведення досліджень: інтервал кутів  $2\theta = 20^\circ$ – $120^\circ$ , крок зйомки —  $0,04^\circ$ , час вимірювання в точці — 2 с; тривалість зйомки одного зразка — 90 хв.

Аналіза одержаних рентгенівських спектрів та проведення кількісної та якісної фазової аналізи здійснено з використанням програмного забезпечення PDXL, міжнародної бази даних дифракції ICDD (PDF-2) та відкритої бази кристалографічних даних COD. Розрахунок розміру областей когерентного розсіяння (ОКР) та ступеня деформації кристалічної ґратниці проведено за методом Холдера–Ваґнера. Кількісна фазова аналіза проведена методом RIR (Reference Intensity Ratio), яка полягає у порівнянні відношення

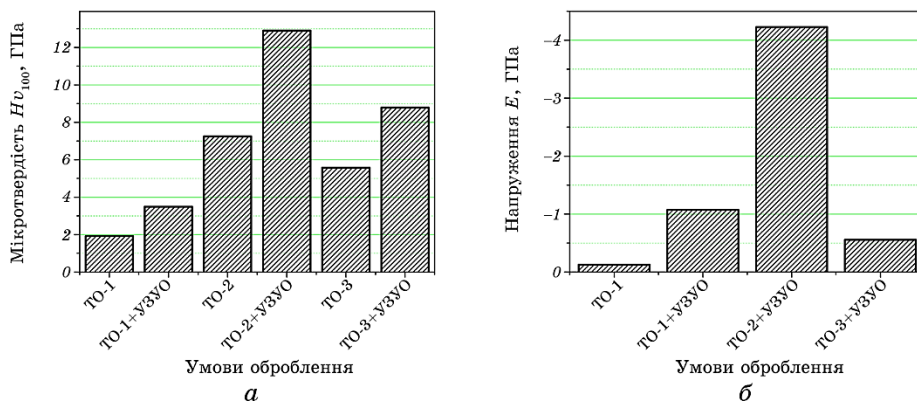
інтенсивностей найбільш сильних рефлексів фази і корунду в їх суміші з масовими частками.

Визначення величини напружень 1-го роду проведено методом  $\sin^2\psi$  з використанням дифрактометру Rigaku Ultima IV. Для аналізу використано дифракційний максимум (211), значеннях кутів  $\psi = 0, -10, -20, -30, -38$ . Оброблення одержаних спектрів проведено з використанням програмного забезпечення Rigaku. Для розрахунку величини напружень 1-го роду використано значення модуля Юнга  $E = 214$  ГПа та коефіцієнта Пуассона  $\mu = 0,3$ .

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рисунку 1, а наведено мікротвердість неіржавійної криці 40X13 після різних режимів термічного та комбінованого оброблення визначену за методом Віккерса. У вихідному стані мікротвердість становить 2 ГПа (ТО-1), після гартування зростає до 7,2 ГПа (ТО-2), а після гартування з відпалом зменшується до 5,8 ГПа (ТО-3). Після комбінованого оброблення максимальне зростання мікротвердості до 13 ГПа фіксується для зразка, який зазнав гартування з наступним УЗУО (ТО-2 + УЗУО).

Саме для цього випадку фіксується і максимальний рівень залишкових напружень понад 4 ГПа (рис. 1, б). Під час застосування усіх видів комбінованого оброблення напруження в поверхневому шарі зростають порівняно з вихідним станом. Можна зробити ви-



**Рис. 1.** Зміна мікротвердості (а) та залишкових напружень (б) зразків з неіржавійної криці 40X13 після різних режимів термічного оброблення та УЗУО в інертному середовищі упродовж 50 с.

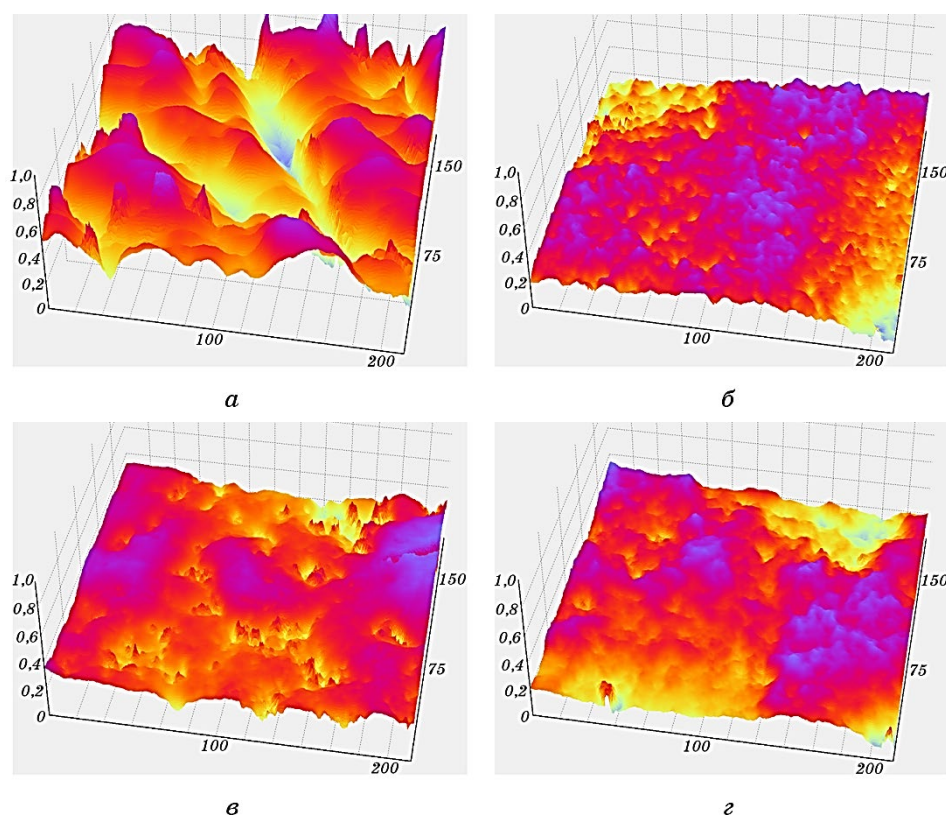
**Fig. 1.** Change of microhardness (a) and residual stresses (b) of AISI 420 samples after different modes of heat treatment and UIT in an inert environment for 50 s.

сненок, що формування стискувальних напружень в поверхневому шарі є одним з важливих факторів зміцнення за даних умов оброблення. Відомо, що саме напруження стиснення дають змогу підвищити тріщиностійкість та втомну міцність матеріалів після УЗУО.

На рисунку 2 представлені результати щодо тривимірного рельєфу поверхні криці 40Х13 у вихідному стані, після УЗУО в аргоні, після гартування та УЗУО в аргоні, після гартування з відпалом та УЗУО в аргоні.

Для кількісної оцінки рельєфу сформованих поверхонь використовували параметри шерсткості  $R_a$  та  $R_z$ . Розрахунок параметрів шерсткості проводили за п'ятьма паралельно розташованими базовими лініями в межах зареєстрованих ділянок. Усереднені значення визначених параметрів наведені в табл. 2.

Як можна бачити з наведених результатів, за всіх умов обробки



**Рис. 2.** Тривимірні топографії поверхні зразків неіржавійної криці 40Х13: *a* — ТО-1; *б* — ТО-1 + УЗУО; *в* — ТО-2 + УЗУО; *г* — ТО-3 + УЗУО.

**Fig. 2.** Three-dimensional topographies of the surface of AISI 420 stainless steel samples: *a*—HT-1; *б*—HT-1 + UIT; *в*—HT-2 + UIT; *г*—HT-3 + UIT.



відбувається зменшення шерсткості поверхні порівняно з вихідним станом, що може підвищити довговічність. В процесі УЗУО за рахунок пластичної деформації вихідних макронерівностей, набутих в результаті токарного оброблення, формується поверхня, що має виступи та западини незначної висоти, тобто спостерігається достатньо рівномірний рельєф деформованого поверхневого шару. У вихідному стані шерсткість становить  $R_a = 0,093$  мкм,  $R_z = 0,267$  мкм. Після УЗУО в інертному середовищі за тривалості оброблення 50 с ці параметри досягають мінімальних значень —  $R_a = 0,023$  мкм та  $R_z = 0,065$  мкм.

Після гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі та наступним УЗУО в інертному середовищі формується дещо інший характер поверхневого рельєфу криці. Так, на поверхні спостерігаються западини глибиною 0,1–0,2 мкм. Западини можуть суттєво впливати на втомну міцність деталей чи готових виробів, оскільки вони є концентраторами напружень, а коефіцієнт концентрації напружень залежить від радіусу западини та висоти нерівностей поверхні. Усереднені значення параметрів шерсткості при цьому становлять —  $R_a = 0,032$  мкм та  $R_z = 0,096$  мкм.

Якщо після гартування від температури 980°C застосувати відпал за температури 250°C упродовж години, а після цього провести УЗУО в аргоні, то нерівності поверхні згладжуються і параметри  $R_a$  та  $R_z$  приблизно відповідають тим значенням, що спостерігаються після УЗУО вихідного зразка. Така оптимізація рельєфу поверхне-

**ТАБЛИЦЯ 2.** Параметри шерсткості поверхні криці 40X13 у вихідному стані та після різних комбінацій термічного та ультразвукового ударного впливу.

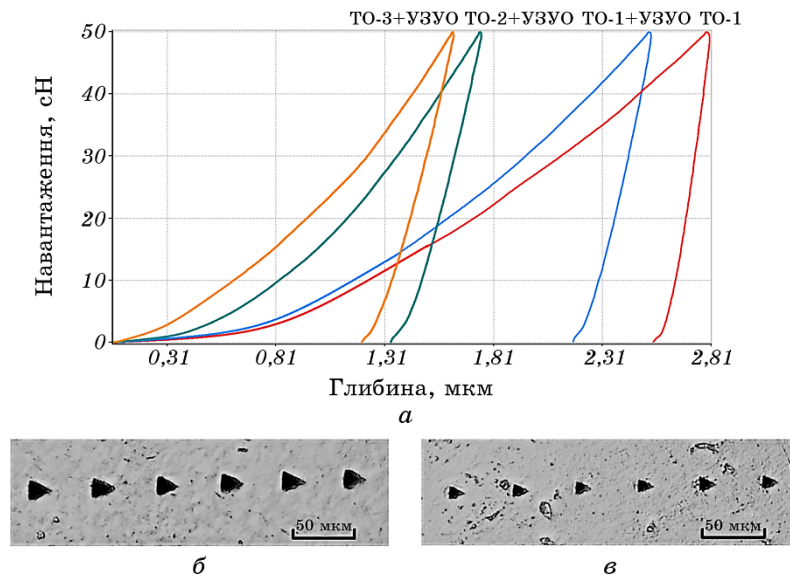
**TABLE 2.** Surface roughness parameters of AISI 420 stainless steel in the initial state and after various combinations of thermal and ultrasonic impact treatment.

Режими оброблення	$R_a$ , мкм	$R_z$ , мкм
Пом'якшувальне термічне оброблення за температури відпалу 800°C — вихідний стан	0,093	0,267
Пом'якшувальне термічне оброблення за температури відпалу 800°C та УЗУО в інертному середовищі ( $\tau = 50$ с, $A = 25$ мкм)	0,023	0,065
Гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі та наступним УЗУО в інертному середовищі ( $\tau = 50$ с, $A = 25$ мкм)	0,032	0,096
Гартування від температури 980°C з наступним відпалом за температури 250°C упродовж години та УЗУО в інертному середовищі ( $\tau = 50$ с, $A = 25$ мкм)	0,023	0,058

вих шарів та зменшення параметрів шерсткості поверхні може підвищити довговічність та втомну міцність виробів [28].

На рисунку 3, *а* наведені зареєстровані діаграми індування зразків неіржавійної криці 40Х13 у вихідному стані та після різних режимів термічного оброблення з наступним УЗУО. Для прикладу представлені також мікрофотографії відбитків індентора Берковича (рис. 3, *б, в*) на поверхні вихідного зразка після УЗУО та зразка після гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі з наступним УЗУО. Випробування проводились з навантаженням 50 сН зі швидкістю навантаження 5 сН/с не менше шести разів для кожного зразка з кроком між відбитками 50 мкм.

В таблиці 3 наведено механічні характеристики за результатами індування з використанням індентора Берковича (середні значення твердості  $H_{IT}$ , контактного модулю пружності  $E$  та розбіжність значень у %) зразків неіржавійної криці 40Х13 у вихідному стані, після УЗУО в інертному середовищі та після різних режимів термічного оброблення з наступним УЗУО. Середні значення визна-



**Рис. 3.** Типові діаграми індування зразків неіржавійної криці 40Х13 у вихідному стані та після різних режимів комбінованого оброблення (*а*); мікрофотографії відбитків індентора на поверхні криці у вихідному стані, після УЗУО (*б*) та після гартування в маслі та УЗУО (*в*).

**Fig. 3.** Typical indentation diagrams of AISI 420 stainless steel samples in the initial state and after different modes of combined processing (*a*); photomicrographs of indenter impressions on the steel surface in the initial state, after UIT (*b*) and after hardening in oil and UIT (*c*).

**ТАБЛИЦЯ 3.** Механічні характеристики за результатами інструментального індентування.**TABLE 3.** Mechanical characteristics based on the results of instrumental indentation.

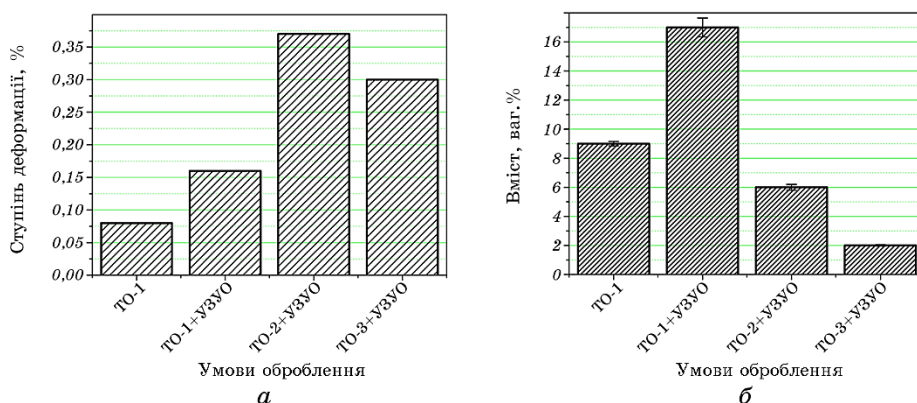
Режими оброблення	$H_{IT}$ , ГПа	$H_{IT}$ , %	$E$ , ГПа	$E$ , %
ТО-1 (вихідний стан)	2,878	3,2	195	4,3
ТО-1 + УЗУО	3,754	7,3	190	4%
ТО-2	7,5	6,9	185	5,7%
ТО-2 + УЗУО	10,722	6,5	187	7,2%
ТО-3	6,2	5,2	198	4,7
ТО-3 + УЗУО	8,6	6,4	197	6,8%

чалися за результатами щонайменше 6-ти вимірювань в областях з найменшою шерсткістю поверхні.

Експериментальні результати свідчать, що УЗУО обумовлює зміцнення поверхневих шарів зразків неіржавійної криці як у вихідному стані, так і після різних видів термічного оброблення. При цьому, УЗУО не впливає на значення модулю пружності, які залишаються майже незмінними і лише незначно зменшуються на 8–10 ГПа для загартованого зразка (ТО-2, ТО-2 + УЗУО). Середнє значення твердості  $H_{IT}$  зростає 1,3 рази після УЗУО зразка у вихідному стані (ТО-1 + УЗУО). За умови УЗУО тих зразків, які пройшли попереднє термічне оброблення значення твердості  $H_{IT}$  зростають приблизно в 1,34–1,42 рази (ТО-2 + УЗУО, ТО-3 + УЗУО). Порівняно із вихідним станом (ТО-1) найбільший ефект зміцнення в 3,7 разів спостерігається після УЗУО загартованого зразка (ТО-2 + УЗУО).

Таким чином дослідження зразків неіржавійної криці 40X13 методом інструментального індентування підтверджують ефект зміцнення поверхневих шарів внаслідок УЗУО. Одержані дані задовільно узгоджуються із тими, що визначені за методом Віккерса (рис. 1). Також слід відзначити, що УЗУО в інертному середовищі суттєво не впливає на модуль пружності неіржавійної криці.

Розрахована за даними рентгеноструктурної аналізи ступінь деформації кристалічної ґратниці  $\alpha$ -Fe добре корелює із значеннями мікротвердості і зростає з 0,08% у вихідному стані до 0,4% після комбінації гартування з УЗУО (рис. 4, а). Після гартування з наступним відпадом та УЗУО це значення є дещо меншим — 0,3%. Тому значне збільшення мікротвердості після УЗУО криці, яка піддається гартуванню, може обумовлюватись суттєвою деформацією кристалічної ґратниці  $\alpha$ -Fe. Домінуючим фактором зміцнення під час УЗУО в інертному середовищі зразка у вихідному стані є збільшення вмісту карбідних фаз  $Fe_3C$ ,  $Cr_{23}C_6$  з 9% ваг. до 17% ваг.



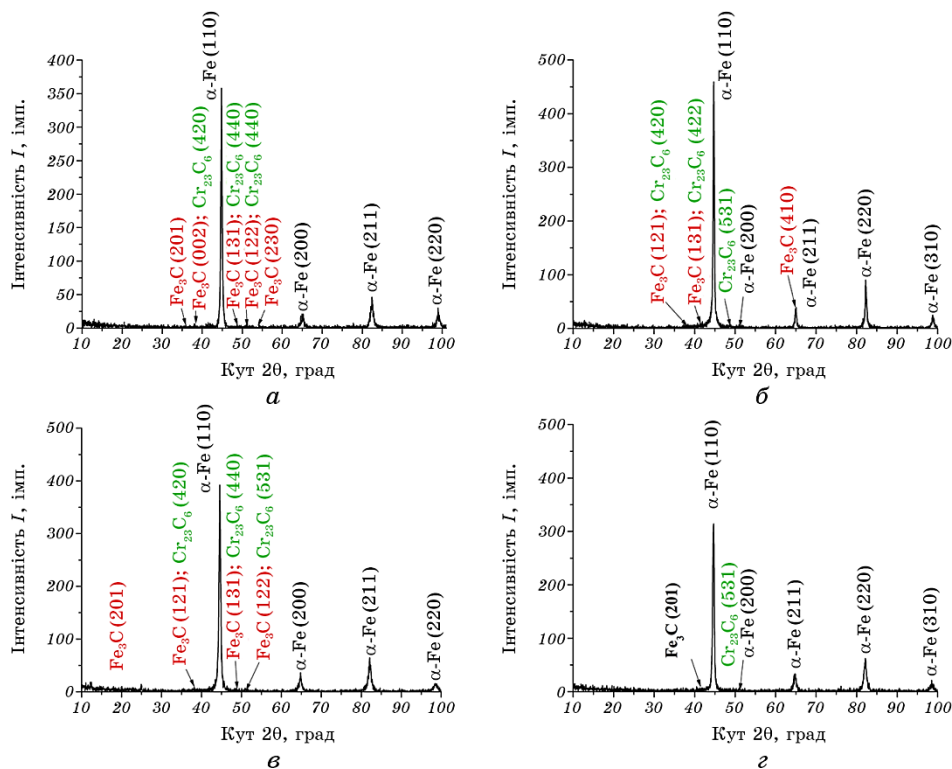
**Рис. 4.** Ступінь деформації кристалічної ґратниці (а) та вміст карбідних фаз  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (б) в неіржавійній криці 40Х13 після різних режимів термічного оброблення та УЗУО в інертному середовищі ( $\tau = 50$  с,  $A = 25$  мкм).

**Fig. 4.** The lattice strain (a) and the content of carbide phases  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (b) in AISI 420 stainless steel after different modes of heat treatment and UIT in an inert environment ( $\tau = 50$  s,  $A = 25$   $\mu\text{m}$ ).

після 50 с такого оброблення. Після застосування додаткового термічного оброблення вихідного зразка та наступного УЗУО такого ефекту не спостерігається — кількість карбідних фаз зменшується.

Аналіза дифрактограм (рис. 5, 6) показує збільшення параметра кристалічної ґратниці  $\alpha$ -фази від  $a = 0,2864$  нм до  $a = 0,2870$  нм у поверхневому інтенсивно деформованому шарі після УЗУО вихідного зразка. Спостережуване збільшення фізичного розширення дифракційних ліній від матричної  $\alpha$ -фази скоріш за все обумовлюється великою кількістю дефектів (високою густиною дислокацій) та деформаційною фрагментацією субзеренної структури (зменшенням областей когерентного розсіювання). Розмір ОКР  $\alpha$ -фази у поверхневому шарі криці 40Х13 після УЗУО зменшується з 496 нм (вихідний стан) до 298 нм, а розмір ОКР-фази  $\text{Fe}_3\text{C}$  — з 426 нм до 124 нм. Формування загартованого мартенситу обумовлює зміну вмісту вуглецю та суттєву деформацію ґратниці. Після УЗУО в аргоні загартованої криці період ґратниці  $\alpha$ -Fe збільшується до 0,2878 нм, а розмір ОКР зменшується до 203 нм.

Після гартування та відпалу з наступним УЗУО поверхневий шар складається з подрібненого відпущеного мартенситу. У цьому модифікованому шарі основною є  $\alpha$ -фаза Fe, кількість якої складає 98% (у вихідному стані 91%, а після УЗУО вихідного зразка — 83%). При цьому кількість карбідних фаз  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  зменшується до 2% (у вихідному стані — 9%, після УЗУО — 17%). Розмір ОКР  $\alpha$ -Fe складає 216 нм, а розмір ОКР-фази  $\text{Fe}_3\text{C}$  — 215 нм. Відзначається

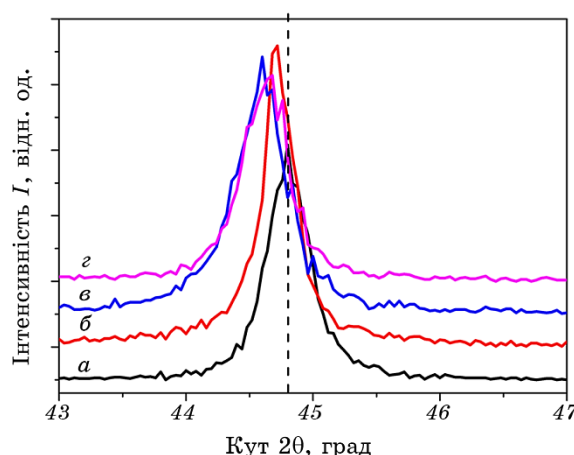


**Рис. 5.** Дифрактограми зразків неіржавійної криці 40X13: *а* — вихідний стан; *б* — після УЗУО в аргоні; *в* — після гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі та УЗУО в аргоні; *г* — після гартування від температури 980°C з наступним відпалом за температури 250°C упродовж години та УЗУО в аргоні ( $\tau = 50$  с,  $A = 25$  мкм).

**Fig. 5.** XRD patterns of AISI 420 stainless steel samples: *a*—initial state; *б*—after UIT in argon; *в*—after hardening from a temperature of 980°C with cooling in oil and UIT in argon; *г*—after quenching from a temperature of 980°C, followed by annealing at room temperature 250°C for an hour and UIT in argon ( $\tau = 50$  s,  $A = 25$   $\mu\text{m}$ ).

незначне збільшення параметра ґратниці  $\alpha$ -Fe до 0,2879 нм порівняно із загартованим станом та зменшення інтенсивності рефлексів карбіду. Останній ефект можна пояснити частковим розчиненням карбіду з проникненням атомів Карбону та Хрому до ґратниці  $\alpha$ -фази. Цьому сприяє також виникнення стискувальних напруг у поверхневому шарі після УЗУО [29].

Як випливає з літературних даних, основною фізичною причиною підвищення міцності низьколегованих криць з різною концентрацією вуглецю у процесі ІПД є формування наноструктури для



**Рис. 6.** Зміна положення дифракційного максимуму (110)  $\alpha$ -Fe: *a* — вихідний стан зразка неіржавійної криці 40X13; *б* — після УЗУО в аргоні; *в* — після гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі та УЗУО в аргоні; *г* — після гартування від температури 980°C з наступним відпадом за температури 250°C упродовж години та УЗУО в аргоні.

**Fig. 6.** Changing the position of the diffraction maximum (110)  $\alpha$ -Fe: *a* — initial state; *б* — after UIT in argon; *в* — after hardening from a temperature of 980°C with cooling in oil and UIT in argon; *г* — after quenching from a temperature of 980°C, followed by annealing at room temperature 250°C for an hour and UIT in argon ( $\tau = 50$  s,  $A = 25$   $\mu$ m).

всіх фазових складових [30]. Це, по-перше, деформаційне руйнування вихідних зерен перліту, і, по-друге, утворення атмосфер Коттрелла навколо дислокацій високої густини та сегрегація атомів Карбону на субмежах після часткового руйнування та подрібнення карбідів. Дислокації у сильно деформованих зернах фериту на два порядки більше, ніж у вихідних зернах. Відомо, що дислокації сприяють розчиненню атомів Карбону у сусідніх прошарках фериту. Це пов'язано з тим, що енергія зв'язку між атомами С та Fe в цементиті нижча, ніж енергія взаємодії між атомом С та дислокацією. Отже, дислокації, що рухаються, можуть захоплювати атоми Карбону зі зменшенням розміру цементиту в процесі пластичної деформації з подальшим перетворенням його на ферит.

Наявність безлічі диспергованих частинок цементиту, які значно полегшують зародження дислокацій у фериті під час деформації, сприяє подрібненню зерен фериту. Накопичене багаторазове ковзання поступово подрібнює цементит до нанорозмірних частинок [31]. У зв'язку з цим можна припустити, що інтенсивна деформація поверхні легованої криці 40X13 обумовлює формування суб- і нанокристалічної структури в зернах фериту, перліту і мартенситних

кристалах, подрібнення карбідних фаз, а також суттєве підвищення густини дислокацій. Всі ці фактори обумовлюють синергетичний ефект суттєвого збільшення мікротвердості поверхневого шару для всіх структурних станів дослідженої криці.

Більш докладні структурні дослідження будуть представлені у наступній роботі.

#### 4. ВИСНОВКИ

Зразки неіржавійної криці 40X13 у різних станах після пом'якшувального термічного оброблення за температури відпалу 800°C (стан поставки), після додаткового гартування від температури 980°C з охолодженням в маслі та після додаткового гартування від температури 980°C з наступним відпалом за температури 250°C упродовж години піддавались впливу ультразвукового ударного оброблення в інертному середовищі (амплітуда торця концентратора складала 25 мкм, тривалість оброблення — 50 с).

Для усіх комбінацій термічного та ультразвукового ударного впливу спостерігається суттєве зменшення шерсткості модифікованої поверхні та підвищення мікротвердості порівняно із вихідним станом. Максимальне зростання мікротвердості до 13 ГПа фіксується для зразка, який зазнав гартування з наступним УЗУО. Саме для цього випадку фіксується і максимальний рівень залишкових напружень — понад 4 ГПа. З результатами вимірювань мікротвердості за Віккерсом якісно корелюють дані інструментального індентування.

За даними рентгеноструктурної аналізи визначено зміни параметру ґратниці та вмісту різних фаз, ступеню деформації кристалічної ґратниці, значень залишкових напружень стиснення та розмір ОКР. Синергетичний ефект суттєвого збільшення мікротвердості поверхневого шару в результаті УЗУО для всіх досліджених структурних станів криці 40X13 пов'язується із формуванням суб- і нанокристалічної структури в зернах фериту, перліту і мартенситних кристалах, подрібненням карбідних фаз, а також підвищенням густини дислокацій.

#### ПОДЯКА

Роботу виконано в рамках держбюджетної теми КПП ім. Ігоря Сікорського № 2405ф (0121U109752) «Структурно-фазові механізми керування комплексом поверхневих властивостей конструкційних і функціональних сплавів комбінованими тепловими, йонними та деформаційними впливами».

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. A. D. Koval, V. G. Efremenko, M. N. Brykov, M. I. Andrushchenko, R. A. Kulikovskii, and A. V. Efremenko, *J. Friction Wear*, **33**: 153 (2012).
2. В. А. Кукареко, *Обработка металлов. Материаловедение*, № 3 (68): 99 (2015).
3. M. Klesnil and P. Lukác, *Fatigue of Metallic Materials. Materials Science. 2nd Rev. Ed.* (Amsterdam: Elsevier Science Publ.: 1992), vol. 71.
4. В. М. Финкель, *Физические основы торможения разрушения* (Москва: Металлургия: 1977).
5. D. L. Davidson and J. Lankford, *International Materials Reviews*, **37**: 45 (1992).
6. А. В. Белый, В. А. Кукареко, А. Патеюк, *Инженерия поверхностей конструкционных материалов концентрированными потоками ионов азота* (Минск: Белорусская наука: 2007).
7. Chuan Liu, Changhua Lin, Weihua Liu, Shuang Wang, Yuefeng Chen, Jianfei Wang, and Jianxin Wang, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **192**: 104420 (2021).
8. E. S. Statnikov, O. V. Korolkov, and V. N. Vityazev, *Ultrasonics*, **44**, Suppl. 1: e533 (2007).
9. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 1780 (2021).
10. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 9: 1269 (2015).
11. М. О. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and D. A. Lesyk, *Progress in Physics of Metals*, **22**, No. 4: 562 (2021).
12. Liang Li, Miru Kim, Seungjun Lee, Taegyu Kim, Jaebeom Lee, and Deugwoo Lee, *Surface Coatings Technol.*, **330**: 204 (2017).
13. G. Q. Wang, M. K. Lei, and D. M. Guo, *Procedia CIRP*, **45**: 323 (2016).
14. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, Н. В. Франчік, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 7: 905 (2017).
15. М. А. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surface Coatings Technol.*, **343**: 57 (2018).
16. Ю. О. Геллер, А. Г. Рахштадт, *Материаловедение* (Москва: Металлургия: 1989).
17. Г. В. Шляхова, С. А. Баранникова, Л. Б. Зуев, *Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки*, **21**, № 3: 1447 (2016).
18. В. А. Клименов, Ж. Г. Ковалевская, О. Б. Перевалова, Ю. Ф. Иванов, В. А. Кукареко, *ФММ*, **102**: 621 (2006).
19. М. О. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Usp. Fiz. Met.*, **17**: 209 (2016).
20. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металлофиз. новейшие технол.*, **42**, № 3: 381 (2020) (in Ukrainian).
21. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, А. П. Бурмак, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 1: 49 (2017).
22. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, and Y. Kokoieva, *Ceramics International*, **47**, Iss. 21: 29638 (2021).



23. I. Zakiev and E. Aznakayev, *JALA—Journal Association for Laboratory Automation*, **7**, No. 5: 44 (2002).
24. M. Storchak, I. Zakiev, V. Zakiev, and A. Manokhin, *Measurement*, **191**: 110745 (2022).
25. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength Mater.*, **41**: 147 (2009).
26. М. О. Васильєв, Б. М. Мордюк, С. М. Волошко, В. І. Закієв, А. П. Бурмак, Д. В. Пефті, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, № 11: 1499 (2019).
27. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, I. Zakiev, and E. Gursky, *Proc. SPIE 5959, Medical Imaging (Congress on Optics and Optoelectronics) (23 September 2005)* (Poland, Warsaw: 2005), vol. 595916.
28. V. O. Dzyura, P. O. Maruschak, I. M. Zakiev, and A. P. Sorochak, *International IJE Transactions B: Applications*, **30**, No. 8: 1170 (2017).
29. Y. Samih, G. Marcos, N. Stein, N. Allain, E. Fleury, C. Dong, and T. Grosdidier, *Surface Coatings Technol.*, **259**: 737 (2014).
30. V. N. Gridnev and V. G. Gavriljuk, *Phys. Met.*, **4**: 74 (1982).
31. V. G. Gavriljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **345**: 81 (2003).

## REFERENCES

1. A. D. Koval, V. G. Efremenko, M. N. Brykov, M. I. Andrushchenko, R. A. Kulikovskii, A. V. Efremenko, *J. Friction Wear*, **33**: 153 (2012).
2. V. A. Kukareko, *Obrabotka Metallov. Materialovedenie*, No. 3 (68): 99 (2015) (in Russian).
3. M. Klesnil and P. Lukác, *Fatigue of Metallic Materials. Materials Science. 2nd Rev. Ed.* (Amsterdam: Elsevier Science Publ.: 1992), vol. 71.
4. V. M. Finkel', *Fizicheskie Osnovy Tormozheniya Razrusheniya* (Moscow: Metallurgiya: 1977) (in Russian).
5. D. L. Davidson and J. Lankford, *International Materials Reviews*, **37**: 45 (1992).
6. A. V. Byeli, V. A. Kukareko, and A. Pateyuk, *Inzheneriya Poverkhnostey Konstruktsionnykh Materialov Kontsentrirrovannymi Potokami Ionov Azota* [A Surface Engineering Structural Materials with Concentrated Streams of Nitrogen Ions] (Minsk: Belorusskaya Nauka: 2007) (in Russian).
7. Chuan Liu, Changhua Lin, Weihua Liu, Shuang Wang, Yuefeng Chen, Jianfei Wang, and Jianxin Wang, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **192**: 104420 (2021).
8. E. S. Statnikov, O. V. Korolkov, and V. N. Vityazev, *Ultrasonics*, **44**, Suppl. 1: e533 (2007).
9. B. N. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and V. V. Mohylko, *J. Mater. Eng. Perform.*, **30**: 1780 (2021).
10. M. O. Vasyliiev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 9: 1269 (2015) (in Ukrainian).
11. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, and D. A. Lesyk, *Progress in Physics of Metals*, **22**, No. 4: 562 (2021).
12. Liang Li, Miru Kim, Seungjun Lee, Taegyu Kim, Jaebeom Lee, and Deugwoo Lee, *Surface Coatings Technol.*, **330**: 204 (2017).

13. G. Q. Wang, M. K. Lei, and D. M. Guo, *Procedia CIRP*, **45**: 323 (2016).
14. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sydorenko, S. M. Voloshko, A. P. Burmak, and N. V. Franchik, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 7: 905 (2017) (in Ukrainian).
15. M. A. Vasylyev, B. N. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Surface Coatings Technol.*, **343**: 57 (2018).
16. Yu. O. Geller and A. G. Rahshtadt, *Materialovedenie* (Moscow: Metallurgiya: 1989) (in Russian).
17. G. V. Shlyahova, S. A. Barannikova, and L. B. Zuev, *Vestnik Tambovskogo Universiteta. Seriya Estestvennye i Tekhnicheskie Nauki*, **21**, No. 3: 1447 (2016) (in Russian).
18. V. A. Klimenov, Zh. G. Kovalevskaya, O. B. Perevalova, Yu. F. Ivanov, and V. A. Kukareko, *FMM*, **102**: 621 (2006) (in Russian).
19. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and T. Ishikawa, *Usp. Fiz. Met.*, **17**: 209 (2016).
20. M. A. Vasylyev, B. N. Morduk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**: No. 3: 381 (2020) (in Ukrainian).
21. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, and A. P. Burmak, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 49 (2017) (in Ukrainian).
22. I. Zakiev, M. Storchak, G. A. Gogotsi, V. Zakiev, and Y. Kokoieva, *Ceramics International*, **47**, Iss. 21: 29638 (2021).
23. I. Zakiev and E. Aznakayev, *JALA—Journal Association for Laboratory Automation*, **7**, No. 5: 44 (2002).
24. M. Storchak, I. Zakiev, V. Zakiev, and A. Manokhin, *Measurement*, **191**: 110745 (2022).
25. S. A. Firstov, S. R. Ignatovich, and I. M. Zakiev, *Strength Mater.*, **41**: 147 (2009).
26. M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, V. I. Zakiyev, A. P. Burmak, and D. V. Pefti, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 11: 1499 (2019) (in Ukrainian).
27. V. Zakiev, A. Markovsky, E. Aznakayev, I. Zakiev, and E. Gursky, *Proc. SPIE 5959, Medical Imaging (Congress on Optics and Optoelectronics) (23 September 2005)* (Poland, Warsaw: 2005), vol. 595916.
28. V. O. Dzyura, P. O. Maruschak, I. M. Zakiev, and A. P. Soroachak, *International IJE Transactions B: Applications*, **30**, No. 8: 1170 (2017).
29. Y. Samih, G. Marcos, N. Stein, N. Allain, E. Fleury, C. Dong, and T. Grosdidier, *Surface Coatings Technol.*, **259**: 737 (2014).
30. V. N. Gridnev and V. G. Gavriljuk, *Phys. Met.*, **4**: 74 (1982).
31. V. G. Gavriljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, **345**: 81 (2003).