

3. Молдован Г.А., Вишнеvский А.В., Заводовский В.К., Олейниченко В.И. (1975) Выплавка шихтовых слитков способом ЭШП из высоколегированной стали. Проблемы специальной электрометаллургии, 1, 45-47.

4. Кочкин С.В. (2015) Разработка технологии переработки металлической стружки методом электрошлакового переплава. Современные научные исследования и инновации, 6, Ч. 1 [Электронный ресурс]. URL: <http://web.snauka.ru/issues/2015/06/53989>.

5. Веретільник О.В., Біктагіров Ф.К., Шаповалов В.О. та інш. (2020) Технології переробки металеві стружки. Сучасна електрометалургія, №2, 31-38.

Волошко С.М., Бурмак А.П., Франчік Н.В., Могилко В.В.
(КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)

**ВПЛИВ КОМБІНОВАНОГО ТЕРМІЧНОГО ТА УЛЬТРАЗВУКОВОГО
УДАРНОГО ВПЛИВУ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СКЛАД СТАЛІ 40X13**

E-mail: abyrmak@gmail.com

Формування модифікованих поверхневих шарів металевих матеріалів методами інтенсивної пластичної деформації (ІПД) є актуальним і широко досліджуваним напрямом інженерії поверхні, оскільки руйнування матеріалів суттєво залежить від шорсткості та механічних властивостей поверхні.

Сталь 40X13 відноситься до нержавіючих, корозійностійких сталей мартенситного класу. Дана сталь є поширеним матеріалом у різних галузях машинобудування. Її використовують для виготовлення більшості сучасних деталей машин, елементів конструкцій та технологічного інструменту. Такі виробництва 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 актуальності набувають завдання поверхневого зміцнення за рахунок зміни властивостей та механізму зношування тільки робочого шару.

Тому метою роботи було дослідження мікротвердості та фазового складу нержавіючої сталі 40X13 після термічного та ультразвукового ударного впливу.

В якості матеріалу для дослідження обрано нержавіючу сталь 40X13, хімічний склад (ваг. %) якої наведений в табл. 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад сталі

Зразок	Масова частка елемента, %						
	Fe	Cr	C	домішки			
				Si	Mn	Ni	S
40X13	84	12-14	0,35-0,44	0,6	0,6	0,6	0,025

Зразки для дослідження виготовлялися з гарячекатаних прутків і піддавалися пом'якшувальній термічній обробці у вигляді відпалу за температури 800 °С (вихідний стан). Також досліджувалися зразки сталі 40X13 після додаткового гартування від температури 980 °С з охолодженням в маслі та після гартування від температури 980 °С з наступним відпалом за температури 250 °С упродовж години (табл. 2 – режими 1, 3, 5).

Ультразвукова ударна обробка проводилась на приладі УЗГ–300 за методикою [2] у інертному середовищі.

Таблиця 2 – Режими термічної та комбінованої обробки

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

Для проведення 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 обробки – 50 с. В процесі навантаження зразок отримував 10^4 – 10^5 ударів. Використовувались зразки після пом'якшувальної термічної обробки за температури відпалу 800°C , 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. 2 – комбіновані режими 2, 4, 6).

Вимірювання мікротвердості поверхні зразків проводилось на приладі ПМТ-3 за методом Вікерса із навантаженням 100 г. Рентгеноструктурний фазовий аналіз проведено з використанням дифрактометра Rigaku Ultima IV, з графітовим монохроматором, у мідному випромінюванні ($\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 0,15418$ нм) з використанням схеми фокусування за Бреггом-Брентано. Умови проведення досліджень: інтервал кутів $2\Theta = 20^\circ$ - 120° , крок зйомки – $0,04^\circ$, час витримки в точці – 2 с; тривалість зйомки одного зразка – 90 хв.

Мікротвердість нержавіючої сталі 40X13 після різних режимів термічної та комбінованої обробки представлено на рис. 1, а. У вихідному стані мікротвердість для режиму (ТО-1) становить 2 ГПа, після гартування (ТО-2) зростає до 7,2 ГПа, а після гартування з відпалом (ТО-3) зменшується до 5,8 ГПа. Після комбінованої обробки максимальне зростання мікротвердості до 13 ГПа фіксується для зразка, який зазнав гартування з наступною УЗУО (ТО-2+УЗУО). Для цього випадку фіксується і максимальний рівень залишкових напружень – понад 4 ГПа (рис. 1, б).

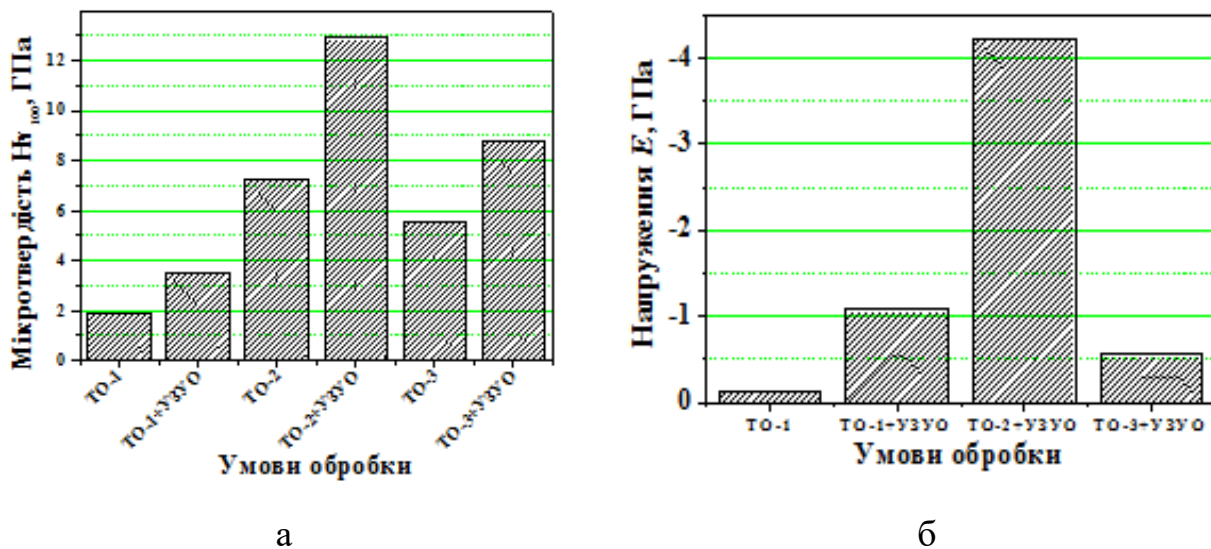


Рис. 1. Зміна мікротвердості (а) та залишкових напружень (б) зразків з нержавіючої сталі 40X13 після різних режимів термічної обробки та УЗУО в інертному середовищі упродовж 50 с

Напруження в поверхневому шарі зростають під час застосування усіх видів комбінованої обробки порівняно з вихідним станом. Формування стискаючих напружень в поверхневому шарі є одним з важливих факторів зміцнення за даних умов обробки. Відомо, що саме напруження стиснення дозволяють підвищити тріщиностійкість та втомну міцність матеріалів після УЗУО. Розрахована за даними рентгеноструктурного аналізу ступінь деформації кристалічної ґратки α -Fe добре корелює із значеннями мікротвердості і зростає з 0,08% у вихідному стані до 0,4% після комбінації гартування з УЗУО (рис. 2, а). Після гартування з наступним відпалом та УЗУО це значення є дещо меншим – 0,3%, тому значне збільшення мікротвердості після УЗУО сталі, яка піддається гартуванню, може обумовлюватись суттєвою деформацією кристалічної ґратки α -Fe.

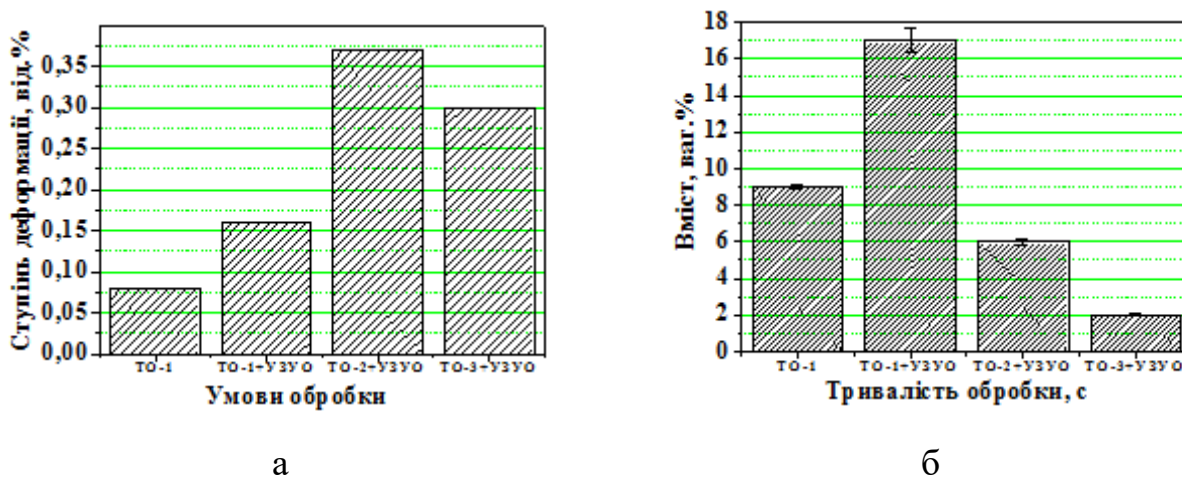


Рис. 2. Ступінь деформації кристалічної ґратки (а) та вміст карбідних фаз $Fe_3C, Cr_{23}C_6$ (б) в нержавіючій сталі 40X13 після різних режимів термічної обробки та УЗО в інертному середовищі ($\tau=50$ с, $A=25$ мкм)

Зміцнення під час УЗО в інертному середовищі зразка у вихідному стані пов'язане зі збільшення вмісту карбідних фаз $Fe_3C, Cr_{23}C_6$ з 9 ваг.% до 17 ваг.% після 50 с такої обробки. Після застосування додаткової обробки вихідного зразка та наступної УЗО такого ефекту не спостерігається – кількість карбідних фаз зменшується.

Рентгеноструктурним аналізом (рис. 3) виявлено збільшення параметру кристалічної решітки α -фази від $a=0,2864$ нм до $a=0,2870$ нм у поверхневому інтенсивно деформованому шарі після УЗО вихідного зразка. Формування загартованого мартенситу обумовлює зміну вмісту вуглецю та суттєву деформацію ґратки.

Після УЗО в аргоні загартованої сталі період ґратки α -Fe збільшується до 0,2878 нм, а розмір ОКР зменшується до 203 нм. Після гартування та відпалу з наступною УЗО поверхневий шар складається з подрібненого відпущеного мартенситу. У цьому модифікованому шарі основною є α -фаза Fe, кількість якої складає 98% (у вихідному стані 91%, а після УЗО вихідного зразка – 83%). При цьому кількість карбідних фаз $Fe_3C, Cr_{23}C_6$ зменшується до 2% (у вихідному стані – 9%, після УЗО – 17%). Розмір ОКР α -Fe складає 216 нм, а розмір ОКР фази Fe_3C – 215 нм.

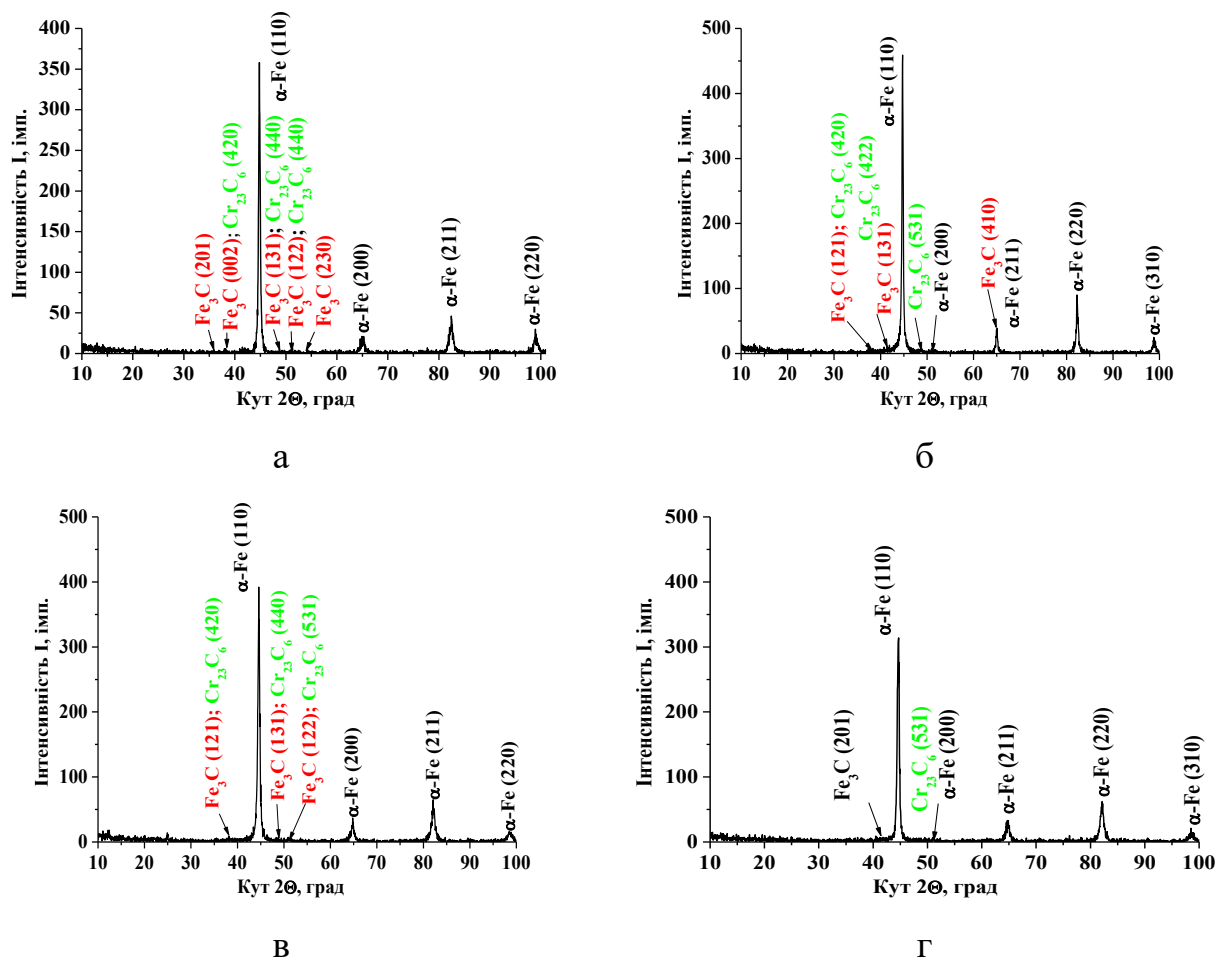


Рис. 3. Дифрактограми зразків нержавіючої сталі 40X13: а – вихідний стан; б – після УЗУО в аргоні; в – після гартування від температури 980 °С з охолодженням в маслі та УЗУО в аргоні; г – після гартування від температури 980 °С з наступним відпалом за температури 250 °С упродовж години та УЗУО в аргоні ($\tau=50$ с, $A=25$ мкм)

Відзначається незначне збільшення параметра ґратки $\alpha\text{-Fe}$ до 0,2879 нм порівняно із загартованим станом та зменшення інтенсивності рефлексів карбїду. Це можна пояснити частковим розчиненням карбїду з проникненням атомів вуглецю та хрому до решітки α -фази. Цьому сприяє також виникнення стискаючих напруг у поверхневому шарі після УЗУО [3].

З літературних джерел відомо, що причиною підвищення міцності низьколегованих сталей з різною концентрацією вуглецю у процесі ПД є формування наноструктури для всіх фазових складових [4]. Це по-перше, деформаційне руйнування вихідних зерен перліту, і по-друге, утворення атмосфер

Коттрелла навколо дислокацій високої щільності та сегрегація атомів вуглецю на субмежах після часткового руйнування та подрібнення карбідів. Дислокацій у сильно деформованих зернах фериту на два порядки більше, ніж у вихідних зернах. Відомо, що дислокації сприяють розчиненню атомів вуглецю 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 вуглецю 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 [5]. Отже, можна припустити, що ПД поверхні легованої сталі 40X13 обумовлює формування суб- і нанокристалічної структури в зернах фериту, перліту і мартенситних кристалах, подрібнення карбідних фаз, а також суттєве підвищення щільності дислокацій. Всі ці фактори обумовлюють збільшення мікротвердості поверхневого шару для всіх структурних станів дослідженої сталі.

Література:

1. A. D. Koval, V. G. Efremenko, M. N. Brykov, M. I. Andrushchenko, R. A. Kulikovskii, A. V. Efremenko, *Journal of Friction and Wear*, 33: 153 (2012).
<https://doi.org/10.3103/S1068366612020079>
2. M. O. Vasylyev, S. I. Sidorenko, S. M. Voloshko, T. Ishikawa, *Usp. Fiz. Met.*, 17: 209 (2016).
3. Y. Samih, G. Marcos, N. Stein, N. Allain, E. Fleury, C. Dong, T. Grosdidier, *Surface and Coatings Technology*, 259: 737 (2014).
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.09.065>
4. V. N. Gridnev and V. G. Gavrilyuk, *Phys. Met.*, 4: 74 (1982).
5. V. G. Gavrilyuk, *Mater. Sci. Eng. A*, 345: 81 (2003).