

УДК: 621.791.75(204.1):537.636:620.187.3

## ВПЛИВ ЗОВНІШНЬОГО ЕЛЕКТРОМАГНЕТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРУ З'ЄДНАНЬ ПІД ЧАС ЗВАРЮВАННЯ ПІД ВОДОЮ

О. М. БЕРДНІКОВА, С. Ю. МАКСИМОВ, О. О. ПРИЛИПКО,  
Т. О. АЛЕКСЕЄНКО, Є. В. ПОЛОВЕЦЬКИЙ, І. І. АЛЕКСЕЄНКО

*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ*

Досліджено вплив зовнішнього електромагнетного поля під час зварювання під водою на мікроструктуру металу зварних з'єднань низьколегованої сталі. З використанням світлової та трансмісійної електронної мікроскопії вивчено мікроструктуру, фазовий склад і особливості дислокаційної структури металу зварних з'єднань, отриманих без та із застосуванням електромагнетного поля. Проаналізовано вплив структурних чинників на дислокаційному рівні на локальні внутрішні напруження, які визначають зони локалізації деформації в структурах верхнього та нижнього бейніту в металі зварних з'єднань. Встановлено умови одержання якісних зварних з'єднань під час зварювання низьколегованих сталей під водою, які забезпечують їх тріщиностійкість.

**Ключові слова:** *підводне зварювання, магнетне поле, зварні з'єднання, зона термічного впливу, мікроструктура, фазовий склад, дислокації, локальні внутрішні напруження.*

The influence of the external electromagnetic field during underwater welding on the metal microstructure of low-alloy steel welds is investigated. Using light and transmission electron microscopy, the microstructure, phase composition and the features of the dislocation structure in the metal of welded joints obtained without application and with the use of electromagnetic field are studied. At the dislocation level, the influence of structural factors on local internal stresses, which determine the localization zones of deformation in the structures of upper and lower bainite in the metal welded joints, is analyzed. The conditions for obtaining high-quality welded joints during underwater welding of low-alloy steels, which ensures their crack resistance, are established.

**Keywords:** *underwater welding, magnetic field, welded joints, heat-affected zone, microstructure, phase composition, dislocations, local internal stresses.*

**Вступ.** За мокрого зварювання під водою навколишнє середовище впливає неоднозначно на механічні властивості металу зварних з'єднань. З одного боку, у результаті прискореного охолодження міцність зварних з'єднань зростає, а з іншого, знижується їх пластичність [1, 2]. Усунути цей недолік можна металургійним способом, а саме легуванням металу швів для одержання необхідної мікроструктури. Так, введення до складу електродних матеріалів нікелю та мікролегування металу шва титаном і бором сприяє формуванню структури голчастого фериту, яка забезпечує одночасне підвищення як міцності металу шва, так і відносного видовження та кута згину [3–5].

Альтернативою металургійному підходу є створення умов примусової дегазації зварувальної ванни та збільшення часу її існування перемішуванням. Враховуючи складність використання будь-яких механічних пристроїв, реалізація

такого підходу можлива завдяки застосуванню зовнішнього електромагнетного впливу (ЗЕВ), який сприяє зниженню хімічної мікронеоднорідності та пористості, рівномірному розподілу легувальних елементів і формуванню дрібнокристалічної структури [6]. Виконані раніше експерименти показали суттєве зниження розмірів пор і їх рівномірніше розташування в об'ємі металу зварних швів, зменшення параметра кристалічної ґратки [7]. Позитивну дію ЗЕВ на гомогенізацію структури підтверджують дюрOMETричні виміри. Дисперсія значень мікротвердості зменшується і за індукції зовнішнього електромагнетного поля 15 мТ майже відсутня. Мікротвердість знижується як у металі шва, так і в металі зони термічного впливу (ЗТВ) [8]. В результаті підвищується пластичність та ударна в'язкість металу швів [9]. Однак механізм впливу магнетного поля на структурні перетворення в металі зварних швів та ЗТВ мало вивчений.

Мета роботи – дослідити дію ЗЕВ на мікроструктуру, фазовий склад, дислокаційну структуру металу зварних з'єднань низьколегованої сталі під час зварювання під водою.

**Матеріал та методики.** Зварювали низьколеговану сталь 09Г2С у лабораторному басейні на глибині 1 м самозахисним порошковим дротом ППС-АН1 Ø 1,6 мм. Режими зварювання: струм  $I = 180...200$  А, напруга на дузі  $U = 30...31$  В, швидкість зварювання  $v = 2,2$  мм/с (8 м/х). Отримали два варіанти зразків з наплавленням на пластину товщиною 12 мм: варіант № 1 – без застосування ЗЕВ; № 2 – зі застосуванням. Зовнішній електромагнетний вплив здійснювали індуктором, розміщеним на тримачі механізму, який подавав порошковий дріт співвісно з ним. Живлячись змінним струмом промислової частоти, індуктор створював поздовжнє змінне магнетне поле, яке пронизувало зварювальну ванну рідкого металу. Магнетна індукція в зоні зварювальної ванни становила 15 мТ.

Для дослідження впливу зовнішнього електромагнетного поля на структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань низьколегованої сталі під час зварювання під водою використали комплексний підхід. Він полягає у вивченні змін структурно-фазового стану на різних структурних рівнях (методами світлової, растрової та трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ)). Вірогідність результатів, одержаних за використання цього комплексного підходу, показано раніше [10–13], і вони стосуються як зварювання, так й інших технологій обробки матеріалів [14–19].

Досліджували структуру методами оптичної металографії (мікроскопи Neophot-32 і Versamet-2, Японія) і ТЕМ (мікроскоп JEM-200СХ фірми JEOL, Японія). Твердість вимірювали на твердомірі М-400 (фірми Лесо, США).

**Результати та їх обговорення. Мікроструктура.** Під час металографічних досліджень вивчали структури фериту (Ф) та бейніту (Б), розміри зерен або пакетів ( $D$ ), кристалітів ( $l \times h$ , де  $h$  – ширина кристалітів;  $l$  – їх довжина), неметалевих включень ( $d$ ), а також мікротвердість ( $HV$ ). Дослідили основний метал, зварні шви, ЗТВ на ділянках перегріву (великого зерна – I ЗТВ), перекристалізації (II), неповної перекристалізації (III), рекристалізації (IV ЗТВ).

Структура наплавленого металу варіанта № 1 феритна з розміром кристалітів  $l = 50...150 \times 200...800$  мкм (рис. 1а) при  $HV(\Phi) = 1760...1810$  МПа. Наплавлений метал містить неметалеві включення силікатного типу різних розмірів: переважно великих з  $d = 10...60$  мкм (рис. 2а) та дрібних –  $d = 3...5$  мкм. За переходу в ЗТВ формується Б-структура з  $D = 10...40$  мкм;  $D = 10...20$  мкм і  $D = 8...14$  мкм при  $HV = 3220...3830$  МПа;  $HV = 3660...4010$  МПа й  $HV = 3220...3660$  МПа відповідно у I–III ЗТВ (рис. 1б, с, d). В IV ЗТВ формується Ф-Б-структура з  $D = 5...8$  мкм і  $HV = 2210...2850$  МПа (рис. 1е). Структура основного металу феритно-перлітна при  $D = 5...10$  мкм і  $HV = 1650...1990$  МПа (рис. 1ф).

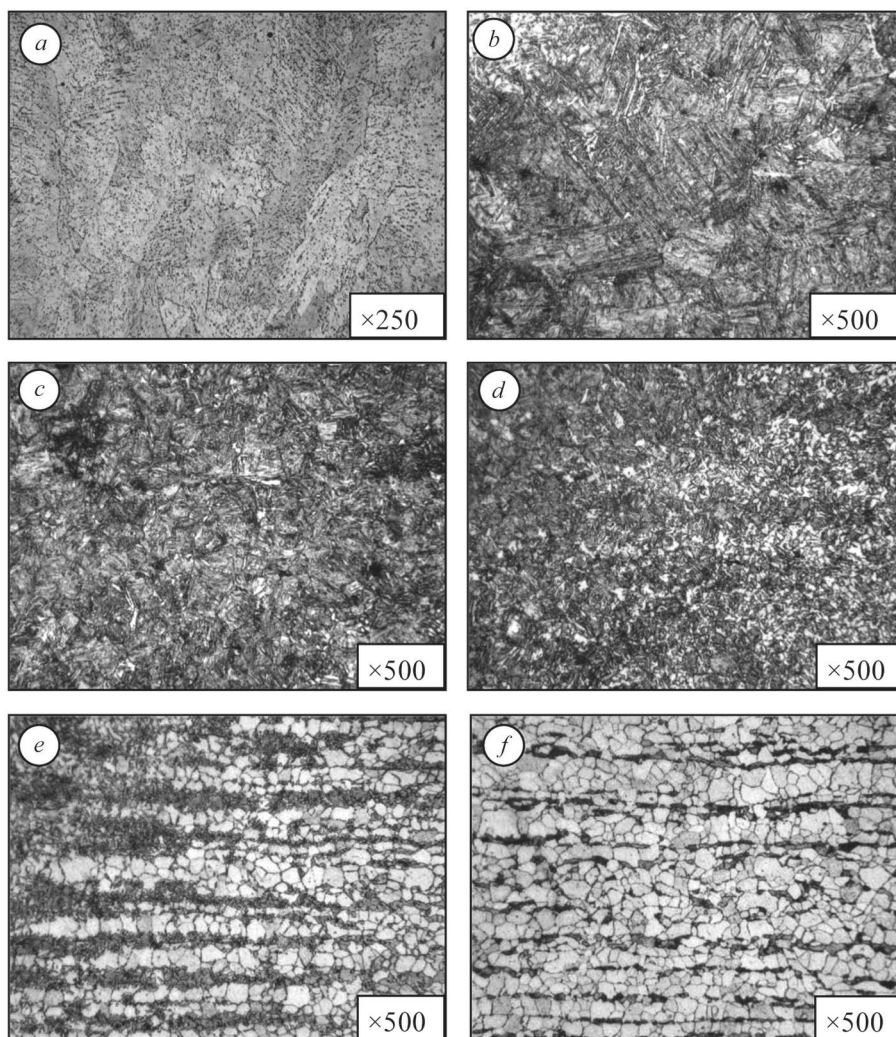


Рис. 1. Мікроструктура металу шва (а) та ЗТВ: I (b); II (c); III (d); IV (e) зварного з'єднання варіанта № 1 та основного металу (f).

Fig. 1. Microstructure of weld metal (a) and heat-affected zone (HAZ): I (b); II (c); III (d); IV (e) welded joint of variant № 1 and base metal (f).

Дослідивши зразок варіанта № 2, побачили, що розмір кристалітів Ф-структури наплавленого металу  $30...80 \times 100...500 \mu\text{m}$  при  $HV = 1700...1870 \text{ MPa}$ . Силікатні неметалеві включення в наплавленому металі розміром до  $d = 10 \mu\text{m}$  (рис. 2b). У металі ЗТВ варіанта № 2 формується Б-структура з  $D = 10...30 \mu\text{m}$ ;  $D = 10...15 \mu\text{m}$  і  $D = 8...12 \mu\text{m}$  при  $HV = 3360...3830 \text{ MPa}$ ;  $HV = 3660...3510 \text{ MPa}$  і  $HV = 3220...3510 \text{ MPa}$  відповідно I–III ЗТВ (рис. 3a, b, c). У IV ЗТВ формується Ф-Б-структура з  $D = 5...8 \mu\text{m}$  та  $HV = 1700...2450 \text{ MPa}$  (рис. 3d).

У варіанті № 2 порівняно з № 1 у центрі шва ширина кристалітів зменшується практично у 2 рази. Поблизу лінії сплавлення (метал шва), а також у I ЗТВ відбувається подрібнення зеренної та пакетної структури в 1,3–1,4 рази. При цьому в металі ЗТВ варіанта № 2 спостерігали зниження мікротвердості. Така структура забезпечує рівномірний рівень міцності і пластичності вздовж лінії сплавлення [10–13].

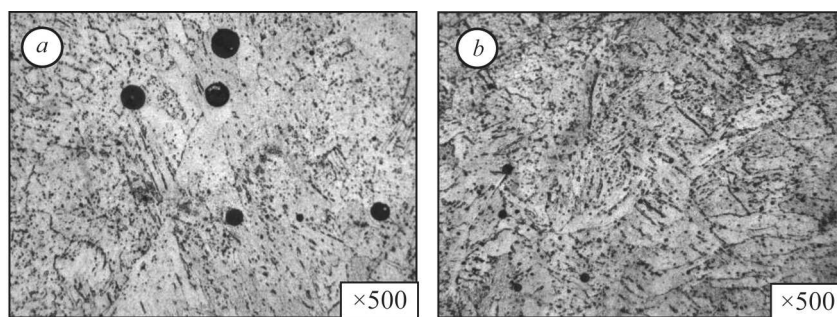


Рис. 2. Неметалеві включення в металі шва зразка варіантів № 1 (а) і № 2 (b).

Fig. 2. Non-metallic inclusions in the weld metal of the sample of variants № 1 (a) and № 2 (b).

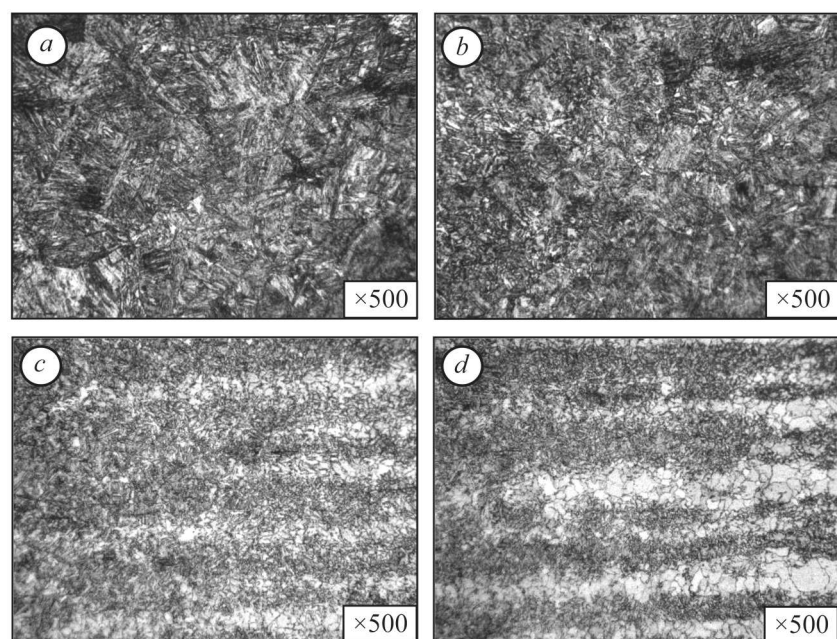


Рис. 3. Мікроструктура металу зварного з'єднання варіанта № 2: I ЗТВ (а); II (b); III (c); IV (d).

Fig. 3. Microstructure of the welded joint metal of variant № 2: I HAZ (a); II (b); III (c); IV (d).

**Дислокаційна структура.** Методом ТЕМ дослідили параметри тонкої структури металу I ЗТВ – густину дислокацій ( $\rho$ ) у структурних складових бейніту верхнього ( $B_U$ ) та нижнього ( $B_L$ ), характер і параметри субструктури, яка формується (табл. 1). Дослідивши варіант № 1, визначили (рис. 4а–f) розмір рейкових структур ( $h_{\text{rail}}$  – ширина рейок)  $h_{\text{rail}}(B_U) = 0,2 \dots 0,4 \mu\text{m}$  (рис. 4а, b) та  $h_{\text{rail}}(B_U) = 0,5 \dots 1,0 \mu\text{m}$  (рис. 4с, d). У внутрішніх об'ємах структури  $B_U$  густина дислокацій нерівномірна, змінюється від  $\rho = (2 \dots 4) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$  до  $(5 \dots 6) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ . При цьому вздовж меж  $B_U$  утворюються дислокаційні скупчення з високою густиною  $\rho = (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ . Такі зони локалізованої деформації шириною  $\delta_\epsilon = 0,15 \dots 0,25 \mu\text{m}$  характерні для грубопластинчастої структури  $B_U$ , яка формується на ділянці великого зерна (рис. 4b, c).

Таблиця 1. Параметри тонкої структури металу ЗТВ зварних з'єднань

Параметри	№ варіанта з'єднання			
	1		2	
	Структура			
	$B_L$	$B_U$	$B_L$	$B_U$
$h_{\text{tail}}, \mu\text{m}$	0,1...0,4	0,2...1,0	0,1...0,4	0,2...0,8
$\rho$ (min), $\text{cm}^{-2}$	$(1...2) \cdot 10^{10}$	$(2...4) \cdot 10^{10}$	$(1...2) \cdot 10^{10}$	$(1,8...2,4) \cdot 10^{10}$
$\rho$ (max), $\text{cm}^{-2}$	$(3...4) \cdot 10^{10}$	$(4,5...6) \cdot 10^{10}$	$3 \cdot 10^{10}$	$3 \cdot 10^{10}$
$\delta_\varepsilon, \mu\text{m}$	–	0,15...0,25	–	0,15...0,2
$\rho$ ( $\delta_\varepsilon$ ), $\text{cm}^{-2}$	–	$(8...9) \cdot 10^{10}$	–	–

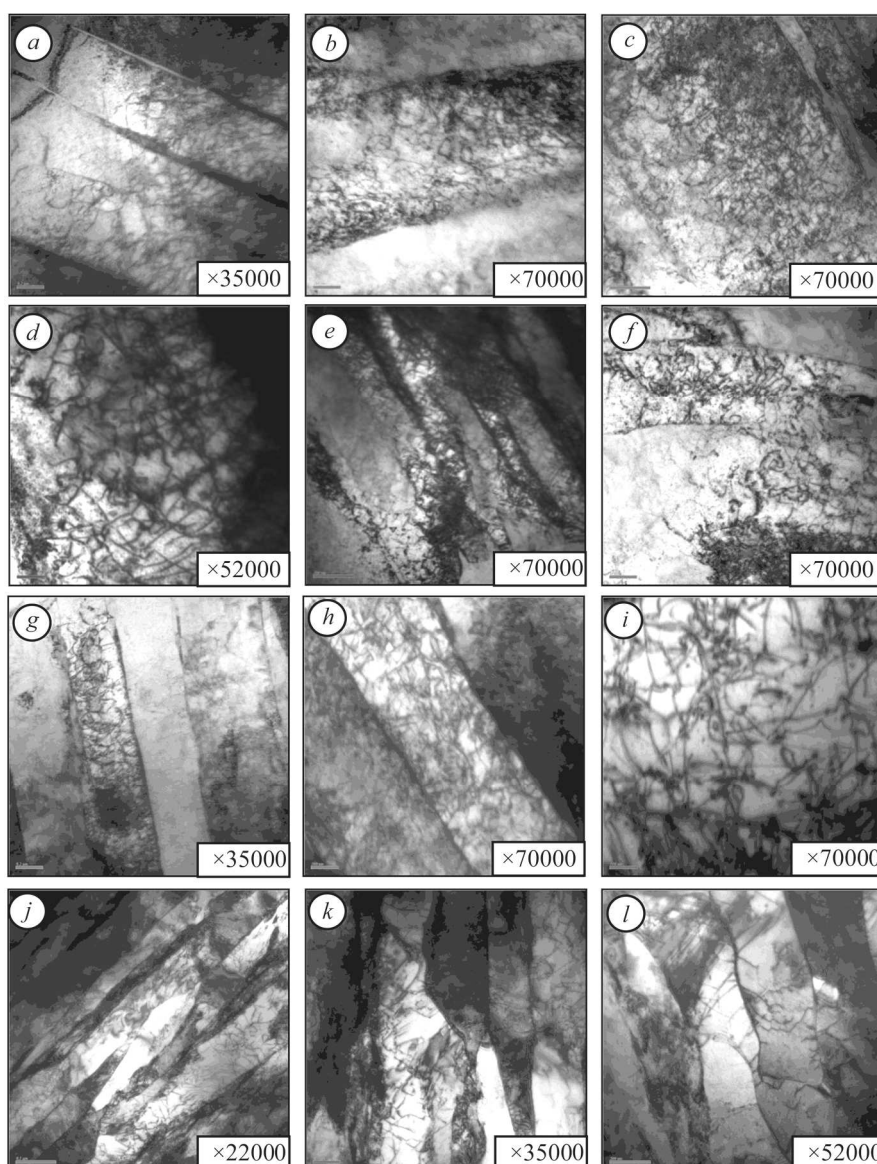


Рис. 4. Тонка структура  $B_U$  (a–d, g–i) та  $B_L$  (e, f, j–l) металу ЗТВ зразків варіантів № 1 (a–f) і № 2 (g–l).

Fig. 4. Fine structure of the  $B_U$  (a–d, g–i) and  $B_L$  (e, f, j–l) HAZ metals of the samples of variants № 1 (a–f) and № 2 (g–l).

Структура  $B_L$  дисперсніша при  $h_{\text{rail}}(B_L) = 0,1 \dots 0,4 \text{ }\mu\text{m}$  (рис. 4e, f). Розподіл дислокацій має менш градієнтний характер і змінюється від  $\rho = (1 \dots 2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $(3 \dots 4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Таким чином, показано, що параметри тонкої структури бейнітних складових різні.  $B_U$  має грубопластинчасту структуру за помітного підвищення густини дислокацій і градієнтному їх розподілі як в об'ємі, так і на межах.

Дослідження методом ТЕМ структури металу І ЗТВ зразка варіанта № 2 (рис. 4g–l) показали, що  $h_{\text{rail}}(B_U) = 0,2 \dots 0,8 \text{ }\mu\text{m}$  (рис. 4g–i) та  $h_{\text{rail}}(B_L) = 0,1 \dots 0,4 \text{ }\mu\text{m}$  (рис. 4j–l). При цьому вздовж меж структури  $B_U$  відсутні зони з підвищеною густиною дислокацій. Їх розподіл рівномірний при  $\rho = (1 \dots 3) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (табл. 1).

Зіставленням особливостей тонкої структури досліджуваних зразків встановлено, що в металі варіанта № 1 найбільші градієнти за розмірами рейкових структур  $B_U$ , а також за густиною дислокацій, що може призводити до нерівномірних механічних властивостей металу, підвищення локальних внутрішніх напружень і, відповідно, зниження його тріщиностійкості. У металі варіанта № 2 спостерігаємо диспергування структури за загального зниження густини і рівномірного розподілу дислокацій в об'ємі структурних складників.

**Локальні внутрішні напруження.** Наступний етап – визначити розподіл локальних внутрішніх напружень ( $\tau_{\text{loc}}$ ) в структурі зварних з'єднань. Ця задача має ключове значення, оскільки руйнування, формування осередків зародження тріщин починається безпосередньо з утворення концентраторів внутрішніх напружень [10–13, 16]. Розподіл та рівень локальних внутрішніх напружень і деформацій можна визначити на основі розподілу дислокацій, використовуючи ТЕМ (табл. 2).

Експериментальні дослідження дислокаційної структури зразків варіантів № 1 і № 2 дали змогу аналітично оцінити локальні внутрішні напруження в зонах їх концентраторів – місцях локалізації деформації, тобто скупчень дислокацій [16]. Рівень локальних внутрішніх напружень ( $\tau_{\text{loc}}$ ) оцінювали за залежністю  $\tau_{\text{loc}} = G \cdot b \cdot h \cdot \rho / [\pi(1 - \nu)]$ , де  $G$  – модуль зсуву;  $b$  – вектор Бюргерса;  $h$  – товщина фольги ( $0,2 \pm 0,02 \text{ }\mu\text{m}$ );  $\nu$  – коефіцієнт Пуассона;  $\rho$  – густина дислокацій.

**Таблиця 2. Локальні внутрішні напруження ( $\tau_{\text{loc}}$ ) у металі зварних з'єднань у структурних складниках  $B_L$  та  $B_U$**

Напруження	№ варіанта з'єднання			
	1		2	
	Структура			
	$B_L$	$B_U$	$B_L$	$B_U$
$\tau_{\text{loc}} (\text{min}), \text{ МПа}$	185...370	370...554	333...444	185...370
$\tau_{\text{loc}} (\text{max}), \text{ МПа}$	554...924	833...1109	554	554
$\tau_{\text{loc}} (\delta_{\epsilon}), \text{ МПа}$	–	1294...1665	–	–

У металі ЗТВ зварного з'єднання варіанта № 1 спостерігаємо найбільші градієнти локальних внутрішніх напружень за загального їх підвищення, що обумовлено нерівномірним розподілом дислокацій та підвищенням їх густини як в об'ємі, так і на межах ( $\rho = (8 \dots 9) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) структурних складників  $B_U$ . Це призводить до максимального рівня внутрішніх напружень  $\tau_{\text{loc}} = 1294 \dots 1665 \text{ МПа}$ , що відповідає  $(0,15 \dots 0,2) \cdot \tau_T$ , де  $\tau_T$  – теоретична міцність, та формування їх градієнтів (рис. 5a).

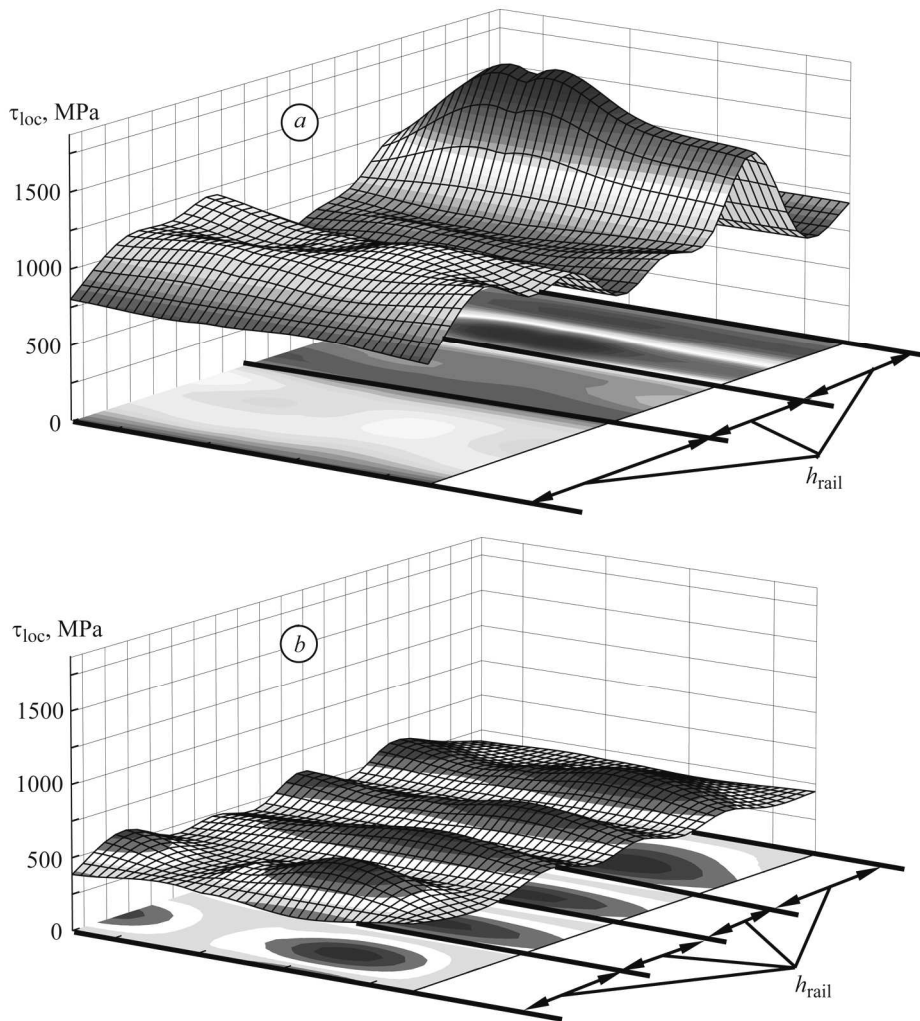


Рис. 5. Локальні внутрішні напруження у металі ЗТВ зварних з'єднань варіантів № 1 (а) та № 2 (b).

Fig. 5. Local inner stresses in the HAZ metal of welded joints of variants № 1 (a) and № 2 (b).

У металі ЗТВ зварного з'єднання варіанта № 2 спостерігаємо рівномірний розподіл дислокацій в об'ємі структурних складників, що не призводить до градієнтів внутрішніх напружень за відносно низького їх рівня  $\tau_{loc} = 185 \dots 554$  МПа (рис. 5b), що відповідає значенням  $(0,02 \dots 0,07) \cdot \tau_T$ . Це, відповідно, забезпечуватиме високу тріщиностійкість зварних з'єднань [10–13].

Таким чином, встановлено, що зовнішня електромагнетна дія забезпечує подрібнення зеренної структури фериту і пакетної структури  $B_L$  та  $B_U$ , рівномірний розподіл дислокацій у внутрішніх об'ємах бейнітних складників, відсутність зон локалізованої деформації на межах рейкових структур, зниження рівня локальних внутрішніх напружень.

#### ВИСНОВКИ

Без зовнішнього електромагнетного впливу і з його застосуванням наплавлений метал зварного шва має феритну структуру за наявності неметалевих включень. У зоні термічного впливу формується структура нижнього та верхнього бейніту, яка відрізняється за мікротвердістю, розмірами пакетної та рейкової

структури, густиною дислокацій. Без ЗЕВ структура верхнього бейніту грубопластинчата за загального підвищення густини дислокацій і нерівномірного їх розподілу. За зовнішньої електромагнетної дії в металі шва подрібнюється структура та зменшуються розміри неметалевих включень під час їх диспергування; в металі ЗТВ спостерігаємо диспергування структури за загального зниження густини дислокацій та рівномірного їх розподілу у внутрішніх об'ємах структурних складників, що забезпечує зниження рівня локальних внутрішніх напружень. Найприйнятніша структура металу зварних з'єднань під час зварювання під водою формується в умовах ЗЕВ, що забезпечує високий рівень механічних властивостей та тріщиностійкість зварних з'єднань.

1. *Alajmi E. F. and Alqenaie A. A.* Underwater welding techniques // *Int. J. of Engng Research and Application.* – 2017. – 7, № 2. – P. 14–17.
2. *Verma K. and Garg H. K.* Underwater welding-recent trends and future scope // *Int. J. on Emerging Technol.* – 2012. – 3, № 2. – P. 115–120.
3. *Effects of Mo, Ti and B on microstructure and mechanical properties of underwater wet welding joints / D. Liu, N. Guo, C. Xu, H. Li, K. Yang, and J. Feng // J. of Mater. Eng. and Performance.* – 2017. – 26, № 5. – P. 2350–2358.
4. *Максимов С. Ю., Кражановский Д. Н.* Содержание игольчатого феррита в металле швов при подводной сварке // *Автоматическая сварка.* – 2006. – № 1. – С. 62–64.
5. *Грецкий Ю. Я., Максимов С. Ю.* Влияние никеля на структуру и свойства швов при подводной сварке порошковой проволокой // *Автоматическая сварка.* – 1995. – № 8. – С. 56–57.
6. *Сварка с электромагнитным перемешиванием / В. П. Черныш, В. Д. Кузнецов, А. Н. Брисман, Г. М. Шеленков.* – К.: Техніка, 1983. – 128 с.
7. *Рыжов Р. Н., Максимов С. Ю., Прилипко Е. А.* Влияние внешних электромагнитных воздействий на пористость швов при подводной мокрой сварке // *Вестник НТУУ “КПИ”.* – 2006. – № 48. – С. 226–229.
8. *Подводная сварка в переменном магнитном поле / Н. В. Зайцева, С. М. Захаров, С. Ю. Максимов, Е. А. Прилипко // Металлофизика и новейшие технологии.* – 2009. – № 11. – С. 1589–15966.
9. *Применение внешних электромагнитных влияний для улучшения механических свойств швов при мокрой подводной сварке / Р. Н. Рыжов, В. И. Кожухарь, С. Ю. Максимов, Е. А. Прилипко // Автоматическая сварка.* – 2004. – № 11. – С. 53–54.
10. *Effect of the structure on the mechanical properties and cracking resistance of welded joints of low-alloyed high-strength steels / O. Berdnikova, V. Pozniakov, A. Bernatskyi, T. Alekseyenko, and V. Sydorets // Procedia Structural Integrity.* – 2019. – 16. – P. 89–96. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.07.026>
11. *Crack resistance of 14KhGN2MDAFB high-strength steel joints manufactured by laser welding / L. Markashova, O. Berdnikova, A. Bernatskyi, V. Sydorets, and O. Bushma // IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science.* – 2019. – 224, № 1. – P. 012013. DOI:10.1088/1755-1315/224/1/012013
12. *Physical and mechanical properties of high-strength steel joints produced by laser welding / L. Markashova, O. Berdnikova, A. Bernatskyi, M. Iurzenko, and V. Sydorets // 2017 IEEE Int. Young Scientists Forum on Applied Physics and Engineering (Lviv, Ukraine, October 17–20, 2017).* – Lviv: IEEE, 2017. – P. 88–91. DOI: 10.1109/YSF.2017.8126596
13. *Nanostructures in Welded Joints and Their Interconnection with Operation Properties / L. Markashova, O. Berdnikova, T. Alekseyenko, A. Bernatskyi, and V. Sydorets // Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings. Lecture Notes in Mechanical Engineering.* – Singapore: Springer, 2019. – P. 119–128. DOI:10.1007/978-981-13-6133-3\_12
14. *The effect of technological features of laser welding of titanium-aluminium structures on the microstructure formation of welded joints / V. D. Shelyagin, A. V. Bernatskyi, O. M. Berdnikova, V. M. Sydorets, O. V. Siora, and S. G. Gryhorenko // Металлофизика и новейшие технологии.* – 2020. – 42, № 3. – P. 345–361. DOI: 10.15407/mfint.42.03.0345.
15. *Структура та механічні властивості зони термічного впливу відновлених залізничних коліс / О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, Л. І. Маркашова, О. П. Осташ, В. В. Ку-*



- лик, Т. О. Алексєнко, О. С. Шишкевич // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – **51**, № 4. – С. 114–119.  
(*Structural and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels / O. A. Haivorons'kyi, V. D. Poznyakov, L. I. Markashova, O. P. Ostash, V. V. Kulyk, T. A. Alekseenko, and O. S. Shyshkevych // Materials Science. – 2016. – 51, № 4. – P. 563–569. DOI: 10.1007/s11003-016-9876-6*)
16. Оцінка міцності і тріщиностійкості металу залізничних коліс після тривалої експлуатації / Л. І. Маркашова, В. Д. Позняков, О. А. Гайворонський, О. М. Берднікова, Т. О. Алексєнко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – **47**, № 6. – С. 73–79.  
(*Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, A. A. Gaivoronskii, E. N. Berdnikova, and T. A. Alekseenko // Materials Science. – 2012. – 47, № 6. – P. 799–806.*)
17. Balitskii A. I., Vytyvtskyi V. I., and Ivaskevich L. M. The low-cycle fatigue of corrosion-resistance steels in high pressure hydrogen // *Procedia Eng.* (10<sup>th</sup> Int. Fatigue Congress, Fatigue-2010; Prague, Czech republic, 6–11 June 2010, 80816). – 2010. – **2**, № 1. – P. 2367–2371.
18. Вплив режиму термічної обробки і асиметрії циклу навантаження на циклічну тріщиностійкість колісних сталей / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик, О. І. Бабаченко, В. В. Віра // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – **45**, № 2. – С. 63–70.  
(*Influence of the mode of thermal treatment and load ratio on the cyclic crack-growth resistance of wheel steels / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, V. V. Kulyk, O. I. Babachenko, and V. V. Vira // Materials Science. – 2009. – 45, № 2. – P. 211–219.*)
19. Вплив режимів термообробки на витривалість пружин зі сталі 65Г / О. П. Осташ, Р. В. Чепіль, Л. І. Маркашова, В. І. Грибовська, В. В. Кулик, О. М. Берднікова // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – **53**, № 5. – С. 94–99.  
(*Influence of the modes of heat treatment on the durability of springs made of 65G steel / O. P. Ostash, R. V. Chepil', L. I. Markashova, V. I. Hrybovs'ka, V. V. Kulyk, and O. M. Berdnikova // Materials Science. – 2018. – 53, № 5. – P. 684–690. DOI: 10.1007/s11003-018-0124-0*)

Одержано 13.04.2020