

<https://doi.org/DOI:10.30857/1813-6796.2020.3.15>

УДК 620.194.22:  
620.193.73

НИРКОВА Л. І.<sup>1</sup>, ОСАДЧУК С. О.<sup>1</sup>, БОРИСЕНКО Ю. В.<sup>2</sup>,  
РУДНИЦЬКА-БОЦМАН М. О.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України

<sup>2</sup>Київський національний університет технологій та дизайну

## ВПЛИВ РЕЖИМУ ТЕРМООБРОБЛЕННЯ НА ОСОБЛИВОСТІ ЛОКАЛЬНОЇ КОРОЗІЇ НЕРЖАВІЮЧОЇ СТАЛІ 08X18H10 У ВОДНОМУ СЕРЕДОВИЩІ

**Мета.** Встановлення впливу термічного оброблення на опірність корозійному розтріскуванню нержавіючої сталі аустенітного класу 08X18H10 у водному середовищі та особливості локальної корозії.

**Методика.** Застосовували стандартні методики: випробування стійкості проти пітингової, міжкристалітної корозії та корозійного розтріскування, метод спектрального аналізу, оптична металографія.

**Результати.** Вивчено вплив двох режимів термооброблення на чутливість нержавіючої сталі 08X18H10 аустенітного класу до локальних видів корозії: корозійного розтріскування, пітингової, міжкристалітної. Встановлено, що при термічному обробленні в інтервалі температур від 860 до 970 °С в деякій мірі підвищується опірність корозійному розтріскуванню порівняно зі зразками у вихідному стані, але відбувається утворення карбідів хрому по границях аустенітних зерен, що спричиняє міжкристалітну корозію та знижує пітингостійкість. Підвищення температури термічного оброблення до (910-1080) °С забезпечує задовільну опірність корозійному розтріскуванню, не викликає міжкристалітної корозії та не погіршує тривкість проти пітингової корозії. Оскільки тривкість виробу в цілому буде визначатися стійкістю проти того виду локального руйнування, до якого виявляється найменша стійкість, термооброблення за температур (910-1080) °С визначено раціональним.

**Наукова новизна.** За результатами комплексного дослідження отримані дані щодо впливу режимів термооброблення на стійкість нержавіючої сталі аустенітного класу 08X18H10 проти локальних видів корозії: корозійного розтріскування, пітингової та міжкристалітної корозії. Встановлено, що стійкість виробів зі сталі 08X18H10 у водному середовищі в цілому буде визначатися опірністю проти того виду локального руйнування, до якого сталь найменш стійка.

**Практична значимість.** За результатами досліджень обґрунтовано режим термічного оброблення гофрованої труби з нержавіючої сталі аустенітного класу 08X18H10, застосування якого забезпечує задовільну опірність корозійному розтріскуванню у воді та не погіршує стійкість проти міжкристалітної та пітингової корозії.

**Ключові слова:** нержавіюча сталь 08X18H10, пітингова корозія, міжкристалітна корозія, корозійне розтріскування, оптична мікроскопія.

**Вступ.** Нержавіюча сталь – високолегований сплав з вмістом хрому більше 10%, що в умовах окиснення (киснем повітря або киснем, розчиненим у воді), сприяє утворенню тонкого, але стабільного шару [1]. Згідно з ГОСТ 5632 [1] корозійностійкими (нержавіючими) є сталі та сплави, які є стійкими проти електрохімічної та хімічної корозії (атмосферної, ґрунтової, лужної, кислотної, сольової), міжкристалітної корозії, корозії під напруженням тощо.

Для водогінних труб холодного та гарячого водопостачання найчастіше використовують сталі аустенітного класу, що містять більше 16% хрому та 6% нікелю (часто менше 18% хрому та 8% нікелю). Нікель сприяє утворенню мікроструктури аустеніту (гранецентрована кубічна кристалічна ґратка), що забезпечує цій сталі механічну стійкість, високу пластичність, зварюваність. Аустенітні сталі є корозійностійкими. Додавання

молібдену (до 6%) додатково підвищує стійкість проти пітингової корозії, особливо у водних середовищах, що містять хлориди.

Стійкість проти корозії виробів з нержавіючої сталі у воді забезпечується завдяки присутності на їх поверхні дуже тонкого пасивного шару. Нержавіючі сталі у водних системах, загалом, стійкі, хоча існують певні умови, за яких вони можуть зазнавати корозійних уражень [2]. Швидкість рівномірної корозії нержавіючих сталей у системах розподілу та зберігання води незначна через їх пасивний стан. Імовірність міжкристалітної корозії є низькою в цій системі [2].

У деяких випадках, пасивний шар на нержавіючих сталях може бути локально зруйнований, що призведе до локалізації корозійного процесу. Внаслідок складної взаємодії різних чинників, перебіг корозійного процесу носить імовірнісний характер. Нержавіючі сталі схильні до таких видів корозії: пітингової, щілинної, корозії від напруження тощо.

*Пітингова корозія* – локальне руйнування металів у вигляді окремих точкових уражень є одним з найбільш небезпечних видів корозії, яка характерна для хромонікелевих сталей, що експлуатуються у водних середовищах [3].

Внаслідок складної взаємодії різних чинників, перебіг корозійного процесу носить *імовірнісний* характер [2]. Пітингова корозія може виникати лише в тому випадку, якщо окислювально-відновний потенціал води є більш позитивним, ніж потенціал пітингоутворення. Потенціал ініціації пітингу залежить від параметрів, що відносяться, як до матеріалу, так і до складу води [2]. Пітингова корозія відбувається, якщо пасивна плівка пошкоджена внаслідок хімічного або механічного впливу, за наявності в мікроструктурі неметалевих включень, викликаних механічним обробленням. В розвитку процесу пітингової корозії виділяють 3 стадії: зародження пітингів, взаємодія між ними і злиття пітингів [3].

Стійкість нержавіючої сталі проти пітингової корозії можна оцінити за індексом пітингостійкості – PREN (pitting resistance equivalent) згідно з рівнянням [4] (для сталей аустенітного класу  $k = 30$ ):

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + k \times \%N$$

За результатами накопиченого досвіду відомо, що сталь є стійкою до пітингової корозії в морській воді, якщо індекс пітингостійкості більше 35, в гарячій та застійній морській воді, якщо індекс PREN > 40, стійкість проти щілинної корозії забезпечується при індексі пітингостійкості більше 45 [4].

Явно вираженого впливу структурного чинника на пітингостійкість не встановлено [9]. Прийнято вважати, що аустенітна структура більш стійка проти пітингової корозії, на що вказують факти зниження пітингостійкості при появі в аустенітній структурі  $\delta$ -фериту (при термічному обробленні) і мартенситу (при деформації). Однак, зниження стійкості пов'язане з локальною зміною хімічного складу аустеніту і появою фази іншого, ніж аустеніт, складу – ферит, мартенсит, внаслідок чого пітингоутворення йде, переважно, на границі зерен аустеніт-ферит та неметалевих включеннях. Вважають, що хімічний склад сильніше впливає на пітингостійкість, ніж структурний чинник [7].

*Міжкристалітна корозія* – корозія, що поширюється границями кристалітів (ДСТУ 3830) [5].

Термічне оброблення феритних або аустенітних нержавіючих сталей призводить до того, що місця контакту окремих кристалів (так звані границі зерен) стають особливо

чутливими до локальної корозії, що призводить до катастрофічного зменшення механічної міцності виробів. Оброблення певної тривалості при певній температурі, внаслідок чого сплав набуває чутливості до міжкристалітної корозії (МКК), називається провокуючим термічним обробленням або сенсibilізацією. Режими такого оброблення для феритних і аустенітних сталей сильно розрізняються. Достатньо додати до сплаву, що містить 18 % Cr, лише (2,5-3) % Ni, щоб змінилася температура сенсibilізації [6].

Для аустенітних сплавів інтервал сенсibilізуючих температур становить (400-850) °C. Ступінь схильності до МКК після такого нагріву залежить від часу нагрівання. Кілька хвилин нагрівання за температур близько 750 °C еквівалентні декільком годинам при більш низьких (або ще вищих) температурах [7]. До МКК призводять повільне охолодження сплаву з проходженням області сенсibilізуючих температур, а також тривалі зварювальні роботи. При швидкому охолодженні цього не відбувається. Отже, аустенітні нержавіючі сталі потрібно загартувати за високих температур. Ступінь сенсibilізації для даної температури і часу сильно залежить від вмісту в сплаві вуглецю. Нержавіюча сталь 18-8, що містить 0,1 % вуглецю або більше, може бути помітно сенсibilізована при нагріванні протягом 5 хвилин при 600 °C. Водночас аналогічне термічне оброблення подібної сталі, що містить 0,06 % вуглецю, впливає менше, а при вмісті вуглецю 0,03 % сталь не піддається помітному руйнуванню при витримуванні в помірно агресивних водних середовищах. Чим вищий вміст нікелю в сплаві, тим менше часу потрібно для сенсibilізації за даної температури. Легування сталей молібденом збільшує цей час [7].

За наявності прикладеного або залишкового розтягуючого напруження нержавіючі сталі в деяких середовищах можуть піддаватися *корозійному розтріскуванню*. Небезпеку представляють розтягуючі напруження: чим вище їх рівень, тим менше час до руйнування. Хоча при малих напруженнях час до руйнування може бути більшим, практично не існує мінімального напруження, нижче якого не відбувається розтріскування при тривалому контакті з корозивним середовищем.

Для аустенітних сталей основну небезпеку представляють гідроксид- і хлорид-іони. Киплячі концентровані розчини хлоридів, наприклад, FeCl<sub>2</sub> або MgCl<sub>2</sub>, які при гідролізі дають слабокислі розчини, за кілька годин можуть викликати розтріскування напружених виробів великого перетину зі сталі 08X18H10. Наявність розчиненого кисню в цих середовищах не є необхідним для того, щоб відбувалося розтріскування, однак, його присутність прискорює руйнування. Пітинг не є обов'язковою умовою для ініціації тріщин. У розчинах NaCl і аналогічних нейтральних розчинах розтріскування спостерігається тільки в присутності розчиненого кисню [7], причому кількість Cl<sup>-</sup>, необхідна для ініціювання розтріскування, може бути дуже малою. Пітинг у хлоридвмісних розчинах утворюється в присутності кисню, тому наявність кисню є необхідною умовою для протікання корозійного розтріскування. Вплив кисню проявляється також у тому, що тільки в його присутності потенціал корозії зміщується в бік більш позитивних значень, ніж критичний потенціал корозійного розтріскування.

У лужних розчинах розтріскування відбувається при відносно високих концентраціях OH<sup>-</sup>, тому в лужній котловій воді звичайно не спостерігають розтріскування сталі 08X18H10. Однак воно може відбуватися над ватерлінією в зонах розбризкування, де концентрація лугів

збільшується внаслідок випаровування води. У таких випадках руйнування може перебігати навіть за відсутності в лугу розчиненого кисню [7].

Наведені дані одержали різноманітні пояснення, однак вони переконливо доводять, що сталь у зазначених випадках руйнується в результаті або водневого розтріскування, або корозійного розтріскування. За наявності в сталі високих напружень, вона може розтріскуватися у воді. Очевидно, у цьому випадку вода безпосередньо адсорбується на поверхні й зменшує міцність металевих зв'язків у ступеню, достатньої для зародження тріщин (адсорбційне розтріскування).

**Постановка завдання.** Оскільки вироби з гофрованої сталі 08X18H10 схильні до корозійного розтріскування у воді внаслідок присутності у них напружень, викликаних процедурою гофрування, представляється доцільним вивчити способи підвищення опірності корозійному розтріскуванню, що практично реалізуються. Відомо, що термооброблення сприяє зниженню напружень в металі, але з іншого боку, воно може підвищувати схильність до міжкристалітної корозії та погіршувати п'ятигостійкість. Тому необхідно дослідити вплив режиму термооброблення на комплекс корозійних властивостей нержавіючої сталі 08X18H10, від якого залежить безвідмовна робота виробів з неї.

**Методика експериментів.** Дослідження проводили на зразках, вирізаних з гофрованої труби з нержавіючої сталі 08X18H10 розміром 143 мм × 0,9 мм. Зразки піддавали термічному обробленню (ТО) за режимами, наведеними в табл. 1.

Таблиця 1

Режими термообробки досліджуваних зразків

Маркування зразків	Умовний номер режиму ТО	Режим термооброблення		
		Швидкість руху труби, м/хв	Температура, °C	
			На початку ТО	У кінці ТО
1 (без ТО)	-	-	-	-
2	1	1	860	970
3	2	1,1	910	1080

Хімічний склад сталі у вихідному стані та після термообробки контролювали методом спектрального аналізу на фотоелектричному спектрометрі ДФС-15. Результати порівнювали з хімічним складом сталі 08X18H10, табл. 2.

Таблиця 2

Хімічний склад досліджуваних зразків

Маркування зразків, марка сталі згідно з [1]	Масова частка елементів, %					
	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
1	0,47	1,1	18,4	8,5	0,25	0,17
2	0,47	1,6	18,2	8,5	0,32	0,30
3	0,54	1,3	18,9	9,4	0,30	0,30
08X18H10	0,8	2,0	17,0-19,0	9,0-11,0	0,50	≤ 0,30

Встановлено, що досліджені зразки за вмістом основних легуючих елементів – хрому (від 17,0 % до 19,0 %) і нікелю (9,0-11,0) % ідентичні сталі 08X18H10. Залишковий вміст

інших елементів, який не нормується (мідь, молібден), не перевищує нормовані значення.

Випробування стійкості проти корозійного розтріскування виконували відповідно до [8]. Метод випробувань полягає у витримуванні зразків у розчині 42 %  $MgCl_2$  при температурі кипіння (155 °С) до утворення першої корозійної тріщини. Огляд зразків виконували через 5 годин після початку випробувань, далі – один раз на тиждень.

Випробування стійкості проти міжкристалітної корозії (МКК) проводили згідно з ГОСТ 6032 (метод АМУ) [9]. Зразки витримували у киплячому водному розчині, який містив: 50 г міді сірчаною кислотою, 250 см<sup>3</sup> сірчаної кислоти, 1000 см<sup>3</sup> води. В ємність насипали мідну стружку, щоб забезпечити уникнення контакту зразків один з іншим. Кип'ятіння проводили впродовж 8 годин. Після випробувань зразки промивали проточною водогінною, потім дистильованою водою, висушували фільтрувальним папером. Мікроструктуру досліджували металографічним методом. Металографічні шліфи виготовляли за стандартною методикою, огляд проводили на мікроскопі НЕОРНОТ 32. Цифрове зображення мікроструктури отримували за допомогою фотокамери «Olympus C 5050». Твердість по Віккерсу вимірювали на мікротвердоміри М-400 фірми «Лесо» при навантаженні 100 г. Бал зерна визначали відповідно до ГОСТ 5639 [10].

Випробування стійкості проти пітингової корозії проводили згідно з ГОСТ 9.912 [11], (пункт 1, хімічний метод). Розмір зразків становив приблизно 70 мм<sup>2</sup> × 90 мм<sup>2</sup>. У верхній частині зразків для підвішування в випробувальному розчині просвердлювали отвір діаметром 2 мм. Підготування кромки зразків проводили відповідно до ГОСТ 9.912. Перед випробуваннями зразки знежирювали оксидом магнію, промивали в проточній водогінній воді, ополіскували дистильованою водою, висушували фільтрувальним папером і розміщували на кюветі. Підготовлені зразки витримували в сушильній шафі при температурі (105 – 110) °С протягом 1 години, після чого зразки поміщали в ексікатор для охолодження і кондиціонування на 24 години. Зразки витримували впродовж 5 годин в 10 % розчині заліза трихлориду гексагідрату ( $FeCl_3 \cdot 6H_2O$ ) густиною 1,049 г/см<sup>3</sup> при кімнатній температурі, потім розраховували число пітингів на одиницю площі внутрішньої поверхні зразка за формулою:

$$N = \frac{n}{S} \quad (1)$$

де  $N$  – число пітингів на одиницю площі внутрішньої поверхні зразків (шт/м<sup>2</sup>),

$S$  – площа внутрішньої поверхні зразків (м<sup>2</sup>),

$n$  – число пітингів на внутрішній поверхні зразків, видимих неозброєним оком (шт).

**Результати дослідження.** *Дослідження мікроструктури.* Мікроструктура всіх досліджених зразків аустенітна з сильно вираженими слідами деформації (рис. 1). Феритної фази в зразках не виявлено.

Як видно з фотографії мікроструктури, рис. 1, на зразку № 2 по границях зерен аустеніту виявлені виділення. З літератури відомо [12], що при нагріванні аустенітної сталі до температури (450-850) °С і витримуванні при цій температурі впродовж певного часу виникає термодинамічна імовірність переходу хрому з вільного у зв'язаний стан з утворенням карбідів хрому складу  $Cr_{23}C_6$  і виділенням його по границях аустенітних зерен. Швидкість дифузійного переміщення вуглецю в сталі при нагріванні перевищує швидкість дифузійного переміщення хрому. В процесі утворення карбідів хрому бере участь практично

весь вуглець, який дифундує до границь зерен з їх об'єму. Хром, що входить до складу карбіду  $Cr_{23}C_6$ , дифундує тільки з приграничних шарів зерен, оскільки через повільну швидкість дифузії він не встигає дифундувати з глибини зерен.

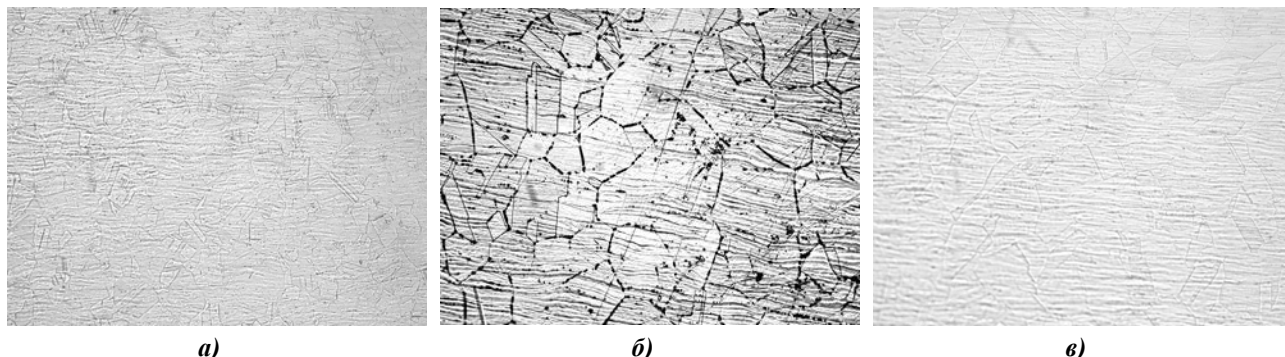


Рис. 1. Мікроструктура досліджуваних зразків: *a* – зразок № 1 у вихідному стані ( $\times 250$ ); *б* – зразок № 2 після ТО за температури (860-970) °C ( $\times 320$ ); *в* – зразок після ТО за температури (910-1080) °C ( $\times 250$ )

В результаті в структурі виникає локальна хімічна неоднорідність. Карбіди хрому  $Cr_{23}C_6$ , збагачені хромом, виділяються по границях зерен, а ділянки, що безпосередньо прилягають до них, виявляються збіднені хромом. При цьому такі ділянки зерен і ділянки, що безпосередньо прилягають до них, переходять в активний стан по відношенню до зерен, що знаходяться в пасивному стані. При дифузії і карбідоутворенні вміст хрому по границях аустенітних зерен стає менше 12 %, тобто, нижче того рівня, який забезпечує корозійну тривкість нержавіючої сталі. У корозивному середовищі може відбуватися селективне корозійне руйнування ділянок, збіднених хромом.

Найбільш дрібне зерно спостерігали на зразку у вихідному стані (бал 6). Після термооброблення за режимом 1 (зразок №2) розмір зерен збільшився до балу 4. Термооброблення за режимом 2 практично не збільшувало розмір зерен, який дорівнював балу (5-6). Мікротвердість зразка у вихідному стані – найбільша, після термооброблення цей показник зменшився до 1610 МПа для зразка №2 і до 2050 МПа для зразка №3 (табл. 3).

Таблиця 3

Характеристика мікроструктури досліджуваних зразків

Маркування зразків	Характер мікроструктури	Розмір зерна, бал	Мікротвердість, $HV_1$ , МПа
1	Аустеніт зі слідами деформації	6	2210-2290
2		4	1550-1610
3		5-6	2010-2050

*Дослідження опірності корозійному розтріскуванню.* За результатами досліджень встановлено, що на зразку у вихідному стані тріщина утворилась через 5 годин (рис. 2, а), на зразку, термообробленому при температурі (860-970) °C – через 255 годин (рис. 2, б).

Можна припустити, що нагрівання до вищезазначеної температури сприяло в деякій мірі зняттю напружень, які утворилися у трубі при її гофруванні, що збільшило час до утворення першої тріщини. Але осадження карбідів хрому по границях аустенітних зерен внаслідок дифузії хрому з об'єму зерен до їх границь при температурному впливі могло

підвищити чутливість до міжкристалітної корозії, що в подальшому стало причиною корозійного розтріскування.

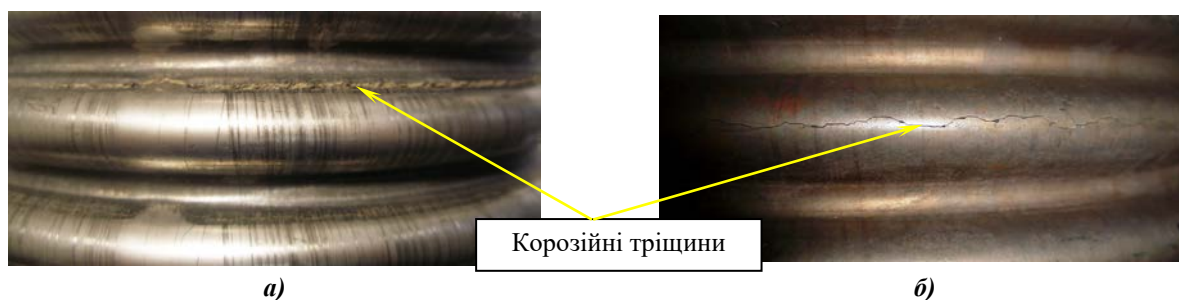


Рис. 2. Фотографія корозійних тріщин після випробувань опірності корозійному розтріскуванню: *а* – зразок № 1 (у вихідному стані), *б* – зразок № 2 (після ТО за температури (860-970) °С).

Зразок, оброблений за температури (910-1080) °С продемонстрував задовільну тривкість проти корозійного розтріскування (тріщини після випробувань впродовж 1500 годин не утворилися). Далі дослідили вплив термооброблення на стійкість проти пітингової та міжкристалітної корозії.

*Дослідження тривкості проти міжкристалітної корозії.* На зразку у вихідному стані міжкристалітної корозії не виявлено. Наявні локально зруйновані ділянки шириною від 10-15 мкм до 40 мкм глибиною приблизно 15-20 мкм, рис. 3.

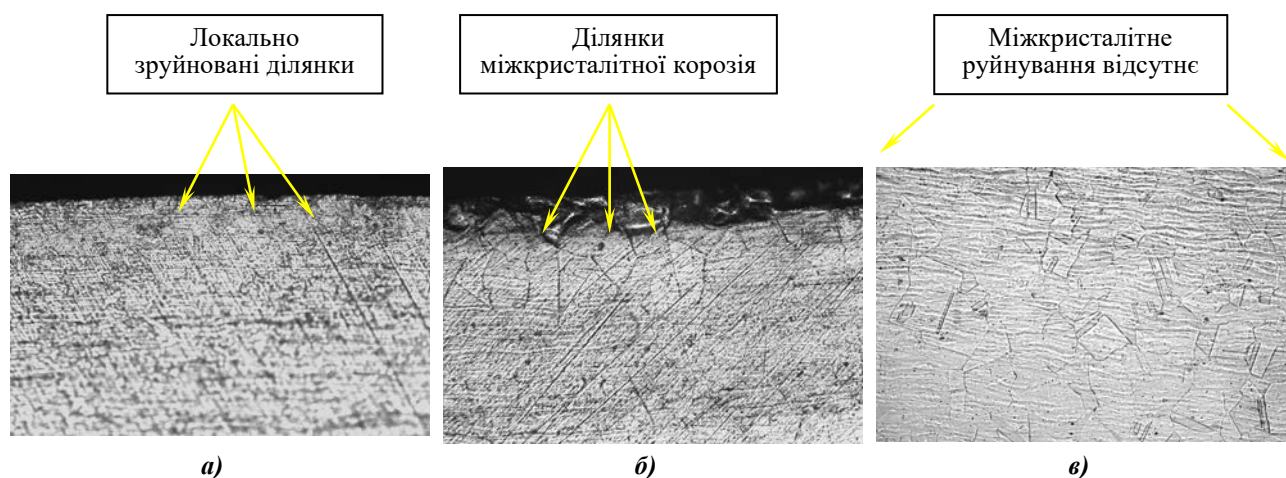


Рис. 3. Фото досліджуваних зразків після випробувань стійкості проти МКК:

*а* – зразок у вихідному стані ( $\times 320$ ); *б* – зразок після ТО за температури (860-970) °С ( $\times 320$ ); *в* – зразок після ТО за температури (910-1080) °С ( $\times 250$ )

Як зазначалося вище, по границях зерен зразка № 2 виявлено сегрегацію карбідів хрому. Не виключено, що це сприяло корозійному розтріскуванню. Отже, на зразку № 2 виявлена міжкристалітна корозія, яка розповсюджується по границях зерен на глибину 50-60) мкм, а також ділянки з локальним руйнуванням глибиною приблизно (35-50) мкм завширшки (100-125) мкм. Є ділянки поверхні, на яких цілісність кромки ще зберігається, але метал став нещільним (глибина таких ділянок становить близько 50 мкм).

Згідно з критерієм стійкості проти МКК, наведеним у ГОСТ 6032 (пункт 2.3.20) ознакою стійкості проти міжкристалітної корозії при металографічному контролі в зразках з металопродукції товщиною менше 1,5 мм вважається руйнування границь зерен на

максимальну глибину не більше 10 мкм, якщо немає інших вказівок у стандартах на металопродукцію. Зразок № 3 виявився стійким проти МКК, рис. 3, в, локальне руйнування по границях зерен на ньому відсутнє.

*Дослідження тривкості проти пітингової корозії.* Зовнішній вигляд зразків після випробувань на пітингостійкість наведено на рис. 4. Візуальним оглядом встановлено, що на зразку у вихідному стані утворились ненаскрізні пітинги, які при детальному вивченні мають неправильну форму. Обчислена кількість пітингів дорівнює 1060 шт/м<sup>2</sup>. На зразку № 2, термообробленому за режимом 1, кількість пітингів найбільша, рис. 4, б. На цьому зразку утворилися як поверхневі, так і наскрізні пітинги, на деяких ділянках вони злилися та утворили наскрізні ураження неправильної форми. Кількість пітингів для цього зразка дорівнює 1120 шт/м<sup>2</sup>. На зразку № 3, термообробленому за режимом 2, кількість пітингів менше (рис. 4, в), ніж на двох вищезазначених зразках (№ 1 та № 2), і становить 420 шт/м<sup>2</sup>.



Рис. 4. Поверхня зразків після випробувань стійкості проти пітингової корозії: а – зразок у вихідному стані; б – зразок після ТО за температури (860-970) °С; в – зразок після ТО за температури (910-1080) °С

Таким чином, пітингостійкість зразків залежить від режиму ТО. При обробленні за температури від 860 до 970 °С виявили зниження пітингостійкості. Як зазначалося при аналізі мікроструктури, після ТО за цим режимом виявлено скупчення карбідів хрому по границях зерен. Імовірно, що при контакті з корозивним середовищем відбувалося локальне руйнування на цих ділянках з утворенням пітингів. Раціонально підібраний режим термооброблення, яким виявився режим 2, не сприяв погіршенню пітингостійкості, що підтверджено кількістю пітингів, яке було співрозмірним з їх кількістю на зразку у вихідному стані.

**Висновки.** Розглянуто вплив термооброблення на чутливість нержавіючої сталі 08X18H10 до локальної корозії. Встановлено, що при термообробленні за температур (860-970) °С відбувається утворення карбідів хрому по границях аустенітних зерен, що викликає корозійне розтріскування та знижує стійкість проти пітингової корозії. Підвищення температури термооброблення до (910-1080) °С задовільно підвищує опірність корозійному розтріскуванню, не викликає міжкристалітної корозії та не погіршує тривкість проти пітингової корозії. На стійкість сталі 08X18H10 проти локальної корозії у водному середовищі впливає її схильність до міжкристалітної корозії, пітингової корозії та корозійного розтріскування. Тривкість виробу в цілому буде визначатися стійкістю проти того виду локального руйнування, до якого виявляється найменша стійкість.

*Робота виконана за підтримки Національної академії наук України у 2013–2015 рр. (державний реєстраційний номер теми 0110U005101).*



### Література

1. ГОСТ 5632-72. Стали высоколегированные и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. Москва. Дата введения 1975-01-01.
2. BS EN 12502-4:2004. Protection of metallic materials against corrosion – Guidance on the assessment of corrosion likelihood in water distribution and storage systems. Part 4: Influencing factors for stainless. London. British Standards Institution. 2004. 16 p.
3. Кайдриков Р. А., Виноградова С. С. Питтинговая коррозия металлов и многослойных систем (исследование, моделирование, прогнозирование, мониторинг). *Вестник Казанского технологического университета: спец-ть Технология электрохимических производств*. 2010. С. 212-227.
4. Site «Degremont® water handbook». URL: <https://www.suezwaterhandbook.com/water-and-generalities/corrosion-in-metal-and-concrete/corrosion-in-metallic-materials/stainless-steel> (Last accessed 18.08.2020 p.)
5. ДСТУ 3830-98. Корозія металів і сплавів. Терміни та визначення основних понять. Київ. Дата початку дії 2000-01-01.
6. Site “Design guidelines for the selection and use of stainless steel. Distributed by nickel development institute courtesy of American iron and steel institute and specialty steel institute of North America». URL: [https://www.nickelinstitute.org/media/1667/designguidelinesfortheselectionanduseofstainlesssteels\\_9014.pdf](https://www.nickelinstitute.org/media/1667/designguidelinesfortheselectionanduseofstainlesssteels_9014.pdf) (Last accessed: 18.08.2020).
7. Сокол И. Я., Ульянин Е. А., Фельдгандлер Э. Г. и др. Структура и коррозия металлов и сплавов: Атлас. Москва: Металлургия, 1989. 400 с.
8. G36 – 94-2013. Standard Practice for Evaluating Stress-Corrosion-Cracking Resistance of Metals and Alloys in a Boiling Magnesium Chloride Solution. 7 p.
9. ГОСТ 6032-89. Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытания на стойкость против межкристаллитной коррозии. Москва. Дата введения 1990-07-01.
10. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Москва. Дата введения 1983-01-01.
11. ГОСТ 9.912-89. Единая система защиты от коррозии и старения. Методы

### References

1. GOST 5632-72. *Stali vy`so kolegirovanny`e i splavy` korroziionno-stojkie, zharostojkie i zharoprochny`eyu Marki* [High-alloy steels and corrosion-proof, heat-resisting and heat treated alloys. Grades]. Moscow. Izd. Standartov, 1975, 64 p.
2. BS EN 12502-4:2004. Protection of metallic materials against corrosion – Guidance on the assessment of corrosion likelihood in water distribution and storage systems. Part 4: Influencing factors for stainless. London. British Standards Institution. 2004. 16 p.
3. Kajdrikov, R. A., Vinogradova, S. S. (2010) Pittingovaya korroziya metallov i mnogoslajny`kh sistem (issledovanie, modelirovanie, prognozirovanie, monitoring). [Pitting corrosion of metals and multilayer systems (research, modeling, forecasting, monitoring)]. *Vestnik Kazanskogo tekhnologicheskogo universiteta: spets-t' Tekhnologiya elektrokhimicheskikh proizvodstv. - Electrochemical production technology. Bulletin of Kazan Technological University: specialty technology of electrochemical production*. 2010. p. 212-227 [in Russian].
4. Site «Degremont® water handbook». URL: <https://www.suezwaterhandbook.com/water-and-generalities/corrosion-in-metal-and-concrete/corrosion-in-metallic-materials/stainless-steel> (Last accessed: 18.08.2020 p.)
5. DSTU 3830-98. *Korozi`ya metali`v i` splavi`v. Termini ta viznachennya osnovnikh ponyat`* [Corrosion of metals and alloys. Terms and definitions of basic concepts]. Kiyiv. 1999. 36 p.
6. Site “Design guidelines for the selection and use of stainless steel. Distributed by nickel development institute courtesy of American iron and steel institute and specialty steel institute of North America». URL : [https://www.nickelinstitute.org/media/1667/designguidelinesfortheselectionanduseofstainlesssteels\\_9014.pdf](https://www.nickelinstitute.org/media/1667/designguidelinesfortheselectionanduseofstainlesssteels_9014.pdf) (Last accessed: 18.08.2020).
7. Sokol, I. Ya., Ul`yanin, E. A., Fel`dgandler, E`. G. i dr. (1989). *Struktura i korroziya metallov i splavov* [Structure and corrosion of metals and alloys: Atlas]. Moscow [in Russian].
8. G36 – 94-2013. *Standard Practice for Evaluating Stress-Corrosion-Cracking Resistance of Metals and Alloys in a Boiling Magnesium Chloride Solution*. 7 p.
9. GOST 6032-89. *Stali i splavy` korroziionno-stojkie. Metody` ispy`taniya na stojkost` protiv mezhkristallitnoj korrozii* [Corrosion-resistant steels and alloys. Methods for determination of intercrystalline corrosion resistance]. Moscow, Izd. Standartov, 1990. 43 p.
10. GOST 5639-82. *Stali i splavy`. Metody` vy`yavleniya i opredeleniya velichiny` zerna*. [Steels and alloys. Methods for determination of grain size]. Moscow, Izd. Standartov, 1983, 21 p.

ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии. Москва. Дата введения 1991-01-01.

12. Гуляев А. П. *Металловедение*. Москва: *Металлургия*, 1977. 650 с.

11. GOST 9.912-89. *Edinaya sistema zashchity` ot korrozii i stareniya. Metody` uskoreny`kh ispy`tanij na stojkost` k pittingovoj korrozii* [Unified system of corrosion and ageing protection. Corrosion-resistant steels and alloys. Method of accelerated tests for resistance to pitting corrosion]. Moscow, Izd. Standartov, 1990. 18 p.

12. Gulyaev, A. P. (1977). *Metallovedenie* [Metallurgical science]. Moscow: Metallurgiya. 650 p. [in Russian].

**LYUDMILA NYRKOVA**

lnyrkova@gmail.com

Chief of the department of welding of oil and gas pipes

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3917-9063>

Researcher ID: 6506092726

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine

**SVETLANA OSADCHUK**

svetlanaosadchuk@meta.ua

Junior Researcher of welding of oil and gas pipes

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9559-0151>

Researcher ID: 5215010000

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine

**YULIYA BORYSENKO**

boria95@ukr.net

Associate professor, assistant professor of department for electrochemical power engineering & chemistry

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1639-0205>

Kyiv National University of Technologies and Design

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛЬНОЙ КОРРОЗИИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08X18H10 В ВОДНОЙ СРЕДЕ

НЫРКОВА Л. И.<sup>1</sup>, ОСАДЧУК С. А.<sup>1</sup>, БОРИСЕНКО Ю. В.<sup>2</sup>,  
РУДНИЦКАЯ-БОЦМАН М. А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

<sup>2</sup>Киевский национальный университет технологий и дизайна

**Цель.** Исследование влияния термообработки на устойчивость коррозионному растрескиванию нержавеющей стали 08X18H10 в водной среде и особенностей локальной коррозии.

**Методика.** Применяли стандартные методики: испытания устойчивости против питтинговой, межкристаллитной коррозии и коррозионного растрескивания, метод спектрального анализа, оптическая металлография.

**Результаты.** Изучено влияние двух режимов термообработки на чувствительность нержавеющей стали 08X18H10 к локальным видам коррозии: коррозионного растрескивания, питтинговой, межкристаллитной. Установлено, что при термообработке в интервале температур от 860 до 970 °С в некоторой степени повышается сопротивляемость коррозионному растрескиванию по сравнению с образцом в исходном состоянии, но происходит образование карбидов хрома по границам аустенитных зерен, что вызывает межкристаллитную коррозию и снижает питтингоустойчивость. Повышение температуры термообработки до (910-1080) °С обеспечивает удовлетворительную устойчивость коррозионному растрескиванию, не вызывает межкристаллитной коррозии и не ухудшает устойчивость против питтинговой коррозии. Поскольку работоспособность изделия в целом будет определяться стойкостью против того вида локального разрушения, к которому наблюдается наименьшая сопротивляемость, термообработка при температуре (910-1080) °С является рациональной.

**Научная новизна.** По результатам комплексного исследования получены данные о влиянии режимов термообработки на устойчивость нержавеющей стали против локальных видов коррозии: коррозионного растрескивания, питтинговой, межкристаллитной. Устойчивость изделия из стали 08X18H10 в водной среде в целом будет определяться сопротивляемостью против того вида локального разрушения, к которому сталь наименее устойчива.

**Практическая значимость.** По результатам исследований обоснован режим

термообработки гофрированной трубы из нержавеющей стали 08Х18Н10, применение которого обеспечивает удовлетворительную устойчивость коррозионному растрескиванию в воде и не ухудшает стойкость против межкристаллитной и питтинговой коррозии.

**Ключевые слова:** нержавеющая сталь 08Х18Н10, питтинговая коррозия, межкристаллитная коррозия, коррозионное растрескивание, оптическая микроскопия.

## INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE PECULIARITIES OF LOCAL CORROSION OF 08H18N10 STAINLESS STEEL IN WATER ENVIRONMENT

NYRKOVA L. I.<sup>1</sup>, OSADCHUK S. O.<sup>1</sup>, BORYSENKO Yu. V.<sup>2</sup>,  
RUDNYTSKA-BOTSMAN M.O.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine

<sup>2</sup>Kyiv National University of Technologies and Design

**Purpose.** Establishment of the effect of heat treatment on the corrosion resistance of 08H18N10 stainless steel of austenitic class in an aqueous medium and peculiarities of local corrosion.

**Methodology.** Standard methods were used: resistance testing against pitting and intergranular corrosion and corrosion cracking, spectral analysis method, optical metallography.

**Results.** The influence of two modes of heat treatment on the sensitivity of 08H18N10 stainless steel of austenitic class to local types of corrosion: corrosion cracking, pitting and intergranular corrosion was investigated. It was found that heat treatment in the temperature range from 860 to 970 °C in some extent increases the resistance against corrosion cracking compared to the sample in the initial state, but the formation of chromium carbides at the boundaries of austenitic grains, which causes intergranular corrosion and reduces pitting resistance are take place. Increasing the heat treatment temperature to (910-1080) °C provides satisfactory resistance to corrosion cracking, does not cause intergranular corrosion and does not impair the resistance to pitting.

**Scientific originality.** According to the results of a complex study, data on the influence of heat treatment regimes on the resistance of stainless steel against local corrosion such as: corrosion cracking, pitting and intergranular corrosion were obtained. The stability of the manufactures made of 08H18N10 steel in the aqueous medium as a whole will be determined by the resistance against that type of local destruction to which the steel is least resistant. Since the endurance of the product as a whole will be determined by the resistance to the such type of local destruction to which the least resistance is found, heat treatment at a temperature of (910-1080) °C is determined to be rational.

**Practical value.** According to the research results, the heat treatment regime of corrugated pipe of stainless steel 08H18N10, using of which provides satisfactory resistance against corrosion cracking in water and does not impair the resistance against intergranular and pitting corrosion is substantiated.

**Key words:** stainless steel 08H18N10, pitting corrosion, intergranular corrosion, corrosion cracking, optical microscopy.