

УДК621.791.01.669

DOI: 10.18372/0370-2197.1(86).14488

В. Д. МАКАРЕНКО<sup>1</sup>, Т. П. ФЕДОРІНА<sup>2</sup>, А. М. НОГІНА<sup>1</sup>, О. О. ПЕТРЕНКО<sup>1</sup><sup>1</sup>Національний університет «Полтавська політехніка імені Юрія Кондратюка»<sup>2</sup>ВП НУБіПУ «Ніжинський агротехнічний Інститут»

## ДОСЛІДЖЕННЯ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛЕЙ ОХОЛОДЖУЮЧИХ СИСТЕМ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

В роботі наведені результати експериментальних і теоретичних досліджень, які дозволили пояснити механізми деградації трубних сталей охолоджуючих систем тривалої експлуатації в умовах бродильного виробництва. Зокрема встановлено, що з ростом терміну експлуатації і зниженням мінусових температур охолоджуючої суміші різко збільшуються значення напружень викривлень кристалевих решіток  $\alpha$ -матрици. Показано, що з пониженням температури від  $-10$  до  $-50^\circ\text{C}$  зменшуються параметри кристалевої ґратки. З використанням математичного апарату дислокаційної теорії міцності розрахована енергія, величина якої достатня для зародження мікротріщини в присутності каталізатора – водню. Встановлено, що з ростом терміну експлуатації масова частка цементиту трубних сталей різко зменшується, що свідчить про знеміцнення і погіршення властивостей матеріалу. Доказано, що близько 30-35% атомів вуглецю цементиту переходить при його розчині в  $\alpha$ -твердий розчин в процесі тривалої експлуатації труб теплообмінників охолоджуючих систем, що приводить до деградації структури і зниженню міцнісних характеристик сталі.

**Ключові слова:** корозія, знеміцнення, тріщиностійкість, в'язкість, холодоагенти, напруження.

**Постановка проблематики і аналіз літератури.** Відомо [7-10; 15; 16], що у харчовій і аграрнопереробній промисловості для заморожування продуктів широко використовують охолоджувальні ропні системи, які застосовують там, де безпосереднє заморожування за допомогою холодильного агента не бажане. У цих випадках найчастіше використовують розчини хлориду натрію, кальцію і магнію, які забезпечують отримання низьких температур (до  $-50^\circ\text{C}$ ). Крім того, охолоджуючі ропні системи, які утримують корозійно-активні хлор-іони і кисень, широко використовують на промислових і торговельних підприємствах – холодильниках, на фабриках з виробництва морозива, у бродильній, молочній, винній та інших галузях агропереробної промисловості.

Для виготовлення трубопроводів, аміачних і фреонових холодильних машин великої та середньої продуктивності, водних і ропних трубопроводів застосовують безшовні труби із вуглецевих сталей [2–6].

Встановлено [2–25], що термін експлуатації обладнання до появи наскрізних отворів у трубах чи тріщин під дією холодильної ропи становить 0,5-3 роки, в той час як нормативний термін охолоджуючих систем складає 10-12 років. Характерною особливістю є нерівномірна корозія насосів, апаратури і трубопроводів, які експлуатуються тривалий термін при мінусових температурах. Як показує практика, в значній мірі термін служби трубопровідних систем, в тому числі працюючих в екстремальних температурно-баричних умовах харчових виробництв, визначається холодостійкістю металу. Відомо [2-6; 15-19], що головною причиною низької тріщиностійкості металу труб при мінусових температу-

рах, які експлуатуються в агресивних середовищах, є наводнення металу, яке, в свою чергу, визиває його знеміцнення шляхом окрихчення.

Однак, слід відмітити, що різноманітність, великий об'єм експериментального матеріалу і часто невизначеність і протиречивість інформації стосовно впливу водню на механічні характеристики сталей, а також відсутність доказової бази щодо зміни кристалічної структури і обґрунтування її впливу на знеміцнення металу вимагає проведення додаткових досліджень [2-6; 15; 16].

**Мета роботи** – експериментальне і теоретичне обґрунтування деградації структури та знеміцнення трубних сталей охолоджуючих систем тривалої експлуатації в умовах бродильного виробництва.

**Методика і матеріали досліджень.** Вимірювання параметрів кристалічної ґратки  $\alpha$ -матрици, а також оцінку рівня пружних деформацій ґратки (мікронапружень викривлень) виконували із залученням методів рентгеноструктурного аналізу за допомогою растрово-електронного мікроскопа моделі «JSM-35CF» (фірма «Джеол», Японія).

Об'єктом дослідження служили тривало експлуатовані трубні сталі марок 3 і 20 теплообмінників охолоджуючих систем бродильних виробництв.

**Результати експериментів і їх обговорення.** Графіки залежності мікронапружень у кристалічних решітках трубних сталей марок 3 і 20 з різними термінами експлуатації від температури охолоджуючого модельного середовища представлені на рис. 1 і 2. Видно, що з ростом терміну експлуатації і зниженням мінусових температур охолоджуючої суміші різко збільшуються значення напружень викривлень кристалічних решіток  $\alpha$ -матрици. Так, для сталі 20 з терміном експлуатації 12 років значення напружень зростають від  $\approx 130$  МПа (температура випробувань  $-10^\circ\text{C}$ ) до рівня  $\approx 255$  МПа (температура  $-50^\circ\text{C}$ ), тобто майже в 2 рази. Для сталі марки 3 аналогічні дані наступні:  $\sigma \approx 140$  МПа ( $t = -10^\circ\text{C}$ ) і  $\approx 280$  МПа (для  $t = -50^\circ\text{C}$ ), тобто також в 2 рази.

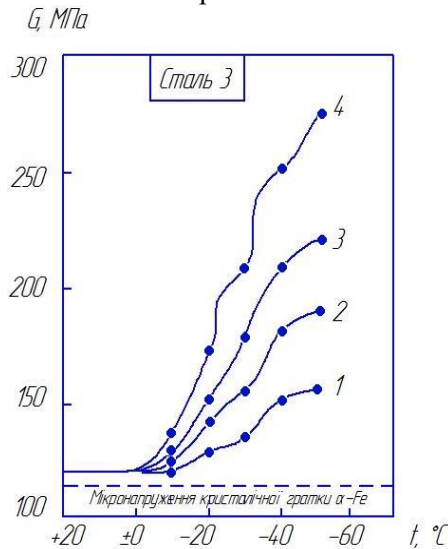


Рис. 1. Залежність мікронапружень викривлень кристалічної ґратки в трубній сталі з різним терміном експлуатації від температури охолоджуючого середовища. Примітка: Терміни експлуатації (в роках): 1 – 0; 2 – 3; 3 – 6; 4 – 12. Термін експозиції зразків в охолоджуючих середовищах складав 720 годин (лівий рисунок)

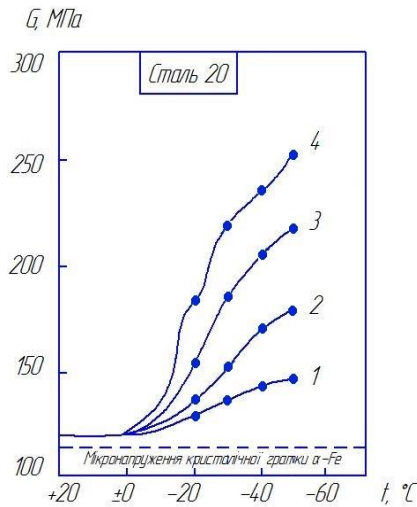


Рис.2.Залежність мікронапружень викривлень кристалевої решітки в трубній сталі з різним терміном експлуатації від температури охолоджуючого середовища. Примітка: Терміни експлуатації (в роках): 1 – 0; 2 – 2,5; 3 – 5; 4 – 10. Термін експозиції зразків в охолоджуючих середовищах складав 720 годин (правий рисунок)

На рис. 3 наведені графіки параметрів кристалевої ґратки  $\alpha$ -Fe трубних сталей **20** і **3** теплообмінників, взяті з аварійного запасу, від температури модельного охолоджуючого середовища. Видно, що з пониженням температури від  $-10$  до  $-50^\circ\text{C}$  зменшуються параметри кристалевої решітки. Наприклад, для сталі **3** параметр  $a_{\alpha\text{-Fe}}^\circ$  при  $t = -10^\circ\text{C}$  дорівнює  $2,8659\text{Å}$  (ангстрем), а при  $t = -50^\circ\text{C}$  дорівнює  $2,8609\text{Å}$ . Аналогічна тенденція спостерігається і для сталі **20**: параметр  $a_{\alpha\text{-Fe}}^\circ$  при  $t = -10^\circ\text{C}$  дорівнює  $2,8664\text{Å}$  (ангстрем), а при  $t = -50^\circ\text{C}$  дорівнює  $2,8632\text{Å}$ , але в значно меншій мірі. Такі дані свідчать про збільшення напруження в матеріалі труб з пониженням температури охолоджуючого середовища, що веде до зниження спротиву труб крихкому руйнуванню.

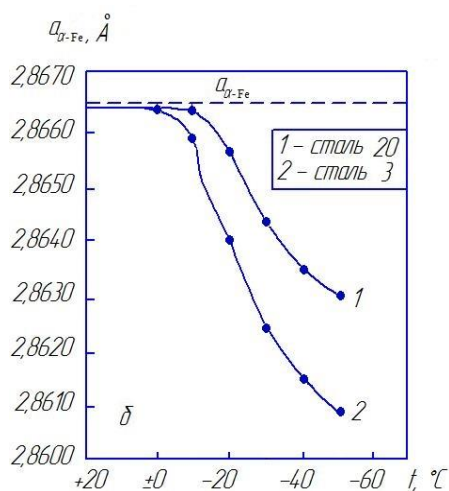


Рис. 3.Залежність параметрів кристалевої решітки  $\alpha$ -Fe трубних сталей теплообмінників від температури охолоджуючого середовища

Зміни масових часток цементиту в трубних сталях в залежності від терміну експлуатації і від температури охолоджуючого середовища показані на рис. 4 і 5. Із аналізу даних рис. 4 видно, що з ростом терміну експлуатації масова частка цементиту обох сталей різко зменшується, що свідчить про деградацію структури і погіршення властивостей матеріалу. Така ж тенденція характерна при випробуванні зразків сталей в умовах мінусових температур модельного середовища. Так, для сталі марки **3** масова частка цементиту в структурі при температурі  $+20^{\circ}\text{C}$  складає 5% , а при температурі  $-50^{\circ}\text{C}$  – всього 0,2%. Така ж тенденція спостерігається і для сталі марки **20**: при  $t = +20^{\circ}\text{C}$  масова частка цементиту рівна  $\approx 5,5\%$  , а при  $t = -50^{\circ}\text{C}$  -  $\approx 2,5\%$ .

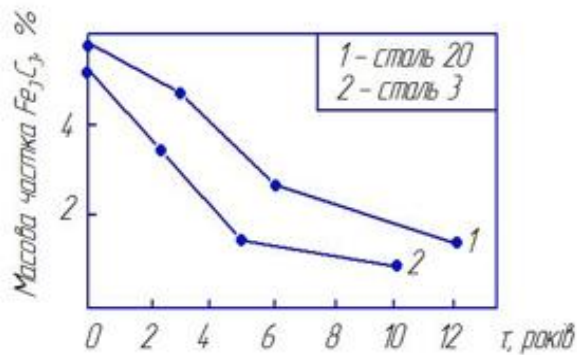


Рис. 4. Зміна кількості цементиту в трубних сталях теплообмінників охолоджуючих систем

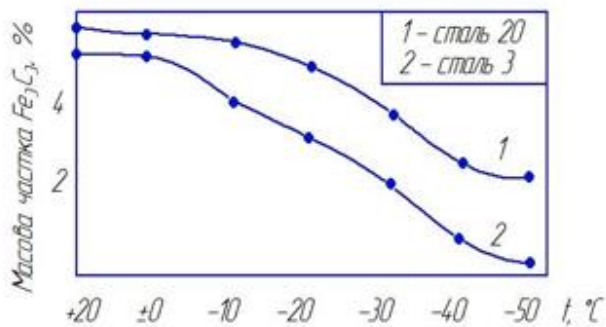


Рис. 5. Зміна кількості цементиту в трубних не експлуатованих сталях, призначених для теплообмінників, від температури охолоджуючих систем

Таким чином, вищенаведені результати експериментальних досліджень дають можливість запропонувати концепцію процесу деградації з подальшим корозійно-механічним руйнуванням металу при мінусових температурах в умовах тривалої експлуатації трубних конструкцій.

В цілому механізм водневого корозійного руйнування, на наш погляд, відбувається наступним чином.

Атомарний водень може проникати в метал раніш, чим утворюються молекули. Умовою для цього, крім малого радіуса атома водню, може бути наявність неметалевих включень, які являються колекторами водню і місцями його інтенсивного проникнення в метал. На ці процеси здійснює вплив і вміст сірки, яка

уповільнюючи рекомбінацію атомів водню, підвищує ефективну концентрацію поглиненого металом водню і знижує тріщиностійкість в зоні максимальних двохвісних напружень. Основна роль вкраплень силікатів типу  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  і сульфідів типу  $\text{MnS}$  зводиться до утворення порождин на межі розділу «матриця–включення», які є колекторами водню, який молізується. При цьому важливе значення має природа включення – крихіткі силікати, глинозем і гідриди руйнуються в процесі термомеханічної обробки трубного прокату (при виготовленні і термічній обробці труб), збільшуючи чисельність «пасток», тоді як пластичні сульфідні включення типу  $\text{FeS}$  і  $\text{MnS}$  здатні деформуватися без порушення границі розділу.

Встановлено [2-6; 15; 16], що деякі сульфідні включення в низьколегованих сталях діють як ініціатори утворення корозійних тріщин, тоді як інші не впливають на цей процес. Виникнення тріщин пов'язано, в основному, з розміщенням окремих неметалевих включень, а по мірі свого росту тріщини становляться міжзеренними.

Як відмічалось вище по тексту, за допомогою рентгеноструктурних досліджень нами отримані дані, які свідчать про розпад цементиту в трубних сталях охолоджуючих систем в процесі тривалої експлуатації (рис. 4 і 5). Як видно із приведених даних, в процесі експлуатації в сталях теплообмінників охолоджуючих систем з тривалим терміном експлуатації, а також зі зміною температури охолоджуючого середовища відбувається не тільки перерозподіл атомів вуглецю (див. табл. 1), але і розпад цементиту, що добре узгоджується з результатами, відомими із літератури [2-6; 17; 19-25].

Як видно із отриманих даних, збільшення терміну експлуатації труб охолоджуючих систем приводить до росту значень параметра об'ємно-центрованої кристалевої решітки  $\alpha$ -твердого розчину і росту мікронапружень. При цьому частина вуглецю із розпавшогося цементиту переходить на границю  $\alpha$ -матриці. Друга частина, мабуть, залишається на дислокаціях, переходить в мікротріщини, а також залучається до формування нових дрібнодисперсних карбідних частинок. Відносно крупні карбідні частинки утворюються на границях зерен між перлітом і феритом.

Таблиця 1

### Розподіл вуглецю в трубних сталях теплообмінників охолоджуючих систем з різним терміном експлуатації

Марка сталі	Термін експлуатації, роки	Кількість вуглецю, %	
		у фериті	у цементиті
3	0	0,018	0,13
	25	0,022	0,120
	5	0,026	0,112
	10	0,030	0,095
20	0	0,019	0,23
	3	0,023	0,218
	6	0,028	0,206
	12	0,037	0,189

З використанням експериментальних даних (див. рис.3) по формулі :

$$\Delta C_{\alpha} = \Delta V_{\alpha} \cdot [(\dot{\alpha}_{\alpha} - \dot{\alpha}_{\alpha}^0) / 39 \pm 4] \cdot 10^3 \text{ (ваг.\%)},$$

де  $\Delta V_{\alpha}$  – об’ємна частка  $\alpha$ -Fe;  $\dot{\alpha}_{\alpha}$  – поточний параметр решітки;  $\dot{\alpha}_{\alpha}^0$  – параметр решітки  $\alpha$ -Fe, рівний  $2.8668 \text{ \AA}^{\circ}$  (ангстрем), було розраховано, що в процесі розпаду цементиту близько 10% атомів вуглецю від його початкового вмісту у фериті переходить в  $\alpha$ -твердий розчин. Із даних, приведених в табл.1, слідує, що близько 35-30% атомів вуглецю цементиту переходить при його розчині в  $\alpha$ -твердий розчин в процесі експлуатації труб теплообмінників охолоджуючих систем (5-12 років). Вважається, що зменшення цементитної фази приводить до зниження міцнісних характеристик.

Як показує практика, обезвуглецування трубних сталей охолоджуючих систем бродильного виробництва проходить на протязі довготривалого терміну, чому сприяє температурно-баричний режим охолоджуючого (робочого) середовища. Так як при таких умовах рухомість атомів вуглецю у фериті низька, то основна воднева реакція відбувається в перлітному зерні [2-5]. Коефіцієнти дифузії вуглецю і водню в  $\alpha$ -Fe при ведені в табл.2.

Таблиця 2

Коефіцієнти дифузії вуглецю і водню в  $\alpha$ -Fe

$t, \text{ }^{\circ}\text{C}$	+20	-50
H	$1,5 \cdot 10^{-5} \text{ см}^2/\text{с}$	$2,3 \cdot 10^{-6} \text{ см}^2/\text{с}$
C	$2 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2/\text{с}$	$1,1 \cdot 10^{-18} \text{ см}^2/\text{с}$

Встановлено [2-6; 15], що при мінусових температурах ( $-5 \dots -60^{\circ}\text{C}$ ) водневі «атмосфери» можуть легко переміщуватися в об’ємі металу, не дивлячись на деяке зниження коефіцієнта дифузії (на  $\approx 20$ -25%), за допомогою дислокацій, які їх захоплюють при русі до поверхні.

Відомо [2; 4], що мікротріщини утворюють атомарно-чисті поверхні, на яких водень, звільнений із дислокацій, хемосорбується. Термодинамічними розрахунками з використанням рівняння Гіббса показано, що адсорбція водню різко знижує поверхневу енергію, особливо при малих його концентраціях на поверхні (приблизно на  $6,0$ - $7,5 \text{ Дж/см}^2$  [3]). Коли врахувати фактичні затрати енергії на руйнування заліза ( $\approx 10$ - $20 \text{ Дж/см}^2$ ), то ця зміна буде вельми чутлива.

Встановлено [5; 6], що в стінці труби напруження за рахунок коливання внутрішнього тиску технологічного середовища змінюються від  $0,3$ - $0,5$  до  $3$ - $5 \text{ МПа}$  і досягають максимуму  $100$ - $150 \text{ МПа}$  чи  $0,3$ - $0,4$  границі текучості матеріалу в залежності від товщини стінки. Під дією змінних напружень в кристалічних зернах відбувається генерація додаткових дислокацій як у феритних, так і у перлітних зернах. Дислокації в процесі руху розрізають цементитні пластинки, уносячи при цьому частину атомів вуглецю. Фрагментація перлітних зерен приводить до зміни морфології цементитних пластин, в результаті чого частина цементиту, у якій частинки менше критичної величини, розчиняються, а частина роздроблюється так, що перестає давати самостійні рентгеновські рефлекси. Крім того, атоми вуглецю, які звільнилися в результаті розпаду цементиту, накопичуються в полосах ковзання, переходять в твердий розчин, накопичуються на границях зерен і в мікротріщинах, де утворюються осередки нових карбідних частинок. Ці процеси, як правило, приводять до локальної деградації структури і окрихченню металу трубок теплообмінників охолоджуючих систем і при сприя-

тливих умовах (при знакозмінних циклічних навантаженнях), в результаті чого утворюються мікропори, коагуляція яких приводить до утворення тріщин.

Аналіз викладених результатів досліджень багатьох авторів [3-6; 15; 16-25] вказує на те, що максимально негативний вплив водню на деградацію металу спостерігається при температурах нижче кімнатної, особливо при мінусових (-10...-50°C); при низьких швидкостях деформування; при напруженнях, які досягають границі текучості. Крім того, важливо відмітити, що знеміцнення відбувається навіть при зверх низькій концентрації розчиненого водню – 0.1 см<sup>3</sup>/100г, що при рівномірному розподіленні відповідає 1 атому водню на декілька мільйонів атомів металу[15].

### Висновки.

1. Встановлено, що з ростом терміну експлуатації і зниженням мінусових температур охолоджуючої суміші різко збільшуються значення напружень викривлень кристалевих решіток  $\alpha$ -матрици. Так, для сталі 20 з терміном експлуатації 12 років значення напружень зростають від  $\approx 130$  МПа (температура випробувань -10°C) до рівня  $\approx 255$  МПа (температура -50°C), тобто майже в 2 рази. Для сталі марки 3 аналогічні дані наступні:  $\sigma \approx 140$  МПа ( $t = -10^\circ\text{C}$ ) і  $\sigma \approx 280$  МПа (для  $t = -50^\circ\text{C}$ ), тобто також в 2 рази.

2. Встановлено, що з пониженням температури від -10 до -50°C зменшуються параметри кристалевої решітки. Наприклад, для сталі 3 параметр  $\alpha_{\alpha\text{-Fe}}^0$  при  $t = -10^\circ\text{C}$  дорівнює  $2.8659\text{A}^\circ$  (ангстрем), а при  $t = -50^\circ\text{C}$  дорівнює  $2.8609\text{A}^\circ$ . Аналогічна тенденція спостерігається і для сталі 20: параметр  $\alpha_{\alpha\text{-Fe}}^0$  при  $t = -10^\circ\text{C}$  дорівнює  $2.8664\text{A}^\circ$  (ангстрем), а при  $t = -50^\circ\text{C}$  дорівнює  $2.8632\text{A}^\circ$ , але в значно меншій мірі. Такі дані свідчать про збільшення напруження в матеріалі труб з пониженням температури середовища.

3. Встановлено, що з ростом терміну експлуатації масова частка цементиту трубних сталей різко зменшується, що свідчить про деградацію структури і погіршення в'язко-пластичних властивостей матеріалу. Така ж тенденція характерна при випробуванні зразків сталей в умовах мінусових температур модельного середовища. Так, для сталі марки 3 масова частка цементиту в структурі при температурі  $+20^\circ\text{C}$  складає 5% , а при температурі  $-50^\circ\text{C}$  – всього 0,2%. Така ж тенденція спостерігається і для сталі марки 20: при  $t = +20^\circ\text{C}$  масова частка цементиту рівна  $\approx 5,5\%$  , а при  $t = -50^\circ\text{C}$  -  $\approx 2,5\%$ .

4. Встановлено, що близько 35-30% атомів вуглецю цементиту переходить при його розчині в  $\alpha$ -твердий розчин в процесі експлуатації (5-12 років) труб теплообмінників охолоджуючих систем, що приводить до зниження міцністних характеристик сталі.

### Список літератури

- 1.Атомный механизм разрушения. Москва. Мир. .(1963)
- 2.Гилман Дж.(1963) Скол, пластичность и вязкость кристаллов. Москва. Мир.
- 3.Калачев Б.А. (1985)Водородная хрупкость металлов. Москва. Металлургия.
- 4.Карпенко Г.В., Крипякевич Р.И. (1962)Влияние водорода на свойства стали. Москва. Metallurgizdat.
- 5.Карпенко Г.В., Василенко И.И. (1971)Коррозионное растрескивание сталей. Киев. Техника.
- 6.Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. (1985)Структура металла и хрупкость стальных изделий. Киев. Наукова думка.
7. Литвак И.М. (1982)Технология и технологический контроль свеклосахарного производства. Москва. Пищепромиздат.

8. Гуревич М.С., Федоров П.Д. (1992) Теплосиловое хозяйство сахарных заводов. Киев.
9. Ставников В.Н., Баранцев В.И. (1984) Процессы и аппараты пищевых производств. Москва. Пищевая промышленность.
10. Сухенко Ю.Г., Литвиненко О.А., Сухенко В.Ю. (2010) Надійність і довговічність устаткування харчових і переробних виробництв. Київ. НУХТ.
11. Pressoure G.M., Blondeau R., Cadion L. (2012) HSLA steels with improved hydrogen sulfide cracking resistance. Proc. Conf. Amer. Soc. Metals. Philadelphia. 827-843.
12. Martynova O.I., Vainman A.B. (2011) Einige Probleme der Sauerstoff-fahrweise in Anlagen mit Zwang durch laufkesseln. VGB Kraftwerkstechnik. 8. 659-663.
13. Trucbon M.R., Crolet J.I. (2013) Experimental limits of sourer service for tubular steels SSC. Symposium. Saint-Cloud. 21.
14. Stardisco J.B., Pitts R.E. (2014) Corrosion of Iron in  $H_2S-CO_2-H_2O$  System, Mechanism of Sulfide Film Formation and Kinetics of Corrosion. Corrosion. 9. 245-253.
15. Винников Ю.Л., Макаренко В.Д., Кравець І.А., Миненко І.С. (2019) Дослідження причин зниження міцності трубопроводів ТЕЦ. Проблеми тертя та зношування. 1(82). 63-68.
16. Макаренко В.Д., Чеботар І.М., Петренко О.О., Ногіна А.М. (2019) Дослідження механічних властивостей труб охолоджуючих систем довготривалої експлуатації в широкому інтервалі мінусових температур в умовах бродильного виробництва. Проблеми тертя та зношування. 1(82). 69-79.
17. Панасюк ВВ (1990) Механика разрушения и прочность материалов. Киев. Наукова думка.
18. Макаренко В.Д. (2006) Надежность нефтегазопромисловых систем. Челябинск. ЦНТИ.
19. Migel R., Ruge V. (2011) Hydrogen as alloy element. Schw. u schn. 7. 250-252.
20. Marvin C.W. (2012) Determining the strength of Corroded Pipe. Materials protection and Performance. 11..38-40.
21. Vasilkovsky O., Rivard A. (2013) The effect of hydrogen sulfide in guide oil on fatigue crack growth in pipe line steel. Corrosion. V.38. 1. 19-22.
22. Makarenko V.D., Muravjev K.A., Kalyanov A.I. (2006) Special features of manual arc welding of root joints in nonrotating welds in pipelines in Western Siberia. Welding International. 10 (5). 64-71.
23. Makarenko V.D., Shatilo S.P., Astafev V.I. (1998). Methods of increasing the corrosion resistance of oil pipelines. Welding International. 12. 34-39.
24. Makarenko V.D., Shatilo S.P. (1999) Increasing desulphurisation of the metal of welded joints in oil pipelines. Welding International. 12. 56-61.
25. Makarenko V.D., Beljaev V.A., Protasov V.N., Shatilo S.P. (2000) Mathematical model of the mechanism of resistance of welded joints in oil and gas pipelines to static hydrogen fatigue. Welding International. 4. 83-88.

Стаття надійшла до редакції 06.12.2019.

**Макаренко Валерій Дмитрович** – доктор технічних наук, професор кафедри «Нафтогазової інженерії та технологій» Полтавського національного технічного університету імені Юрія Кондратюка. E-mail: leotar@ukr.net

**Федорина Тетяна Петрівна** – кандидат педагогічних наук, доцент, зав. кафедри «Загальноінженерні дисципліни» ВП НУБіПУ «Ніжинський агротехнічний Інститут». E-mail: fedoryna@gmail.com

**Ногіна Анастасія Максимівна** – студентка Полтавського національного технічного університету імені Юрія Кондратюка;

**Петренко Олександр Олександрович** – студент Полтавського національного технічного університету імені Юрія Кондратюка



V. D. MAKARENKO, T. P. FEDORINA, A. M. NOGINA, O.O. PETRENKO

## INVESTIGATION OF PIPE STEEL COOLING SYSTEMS FOR PERMANENT OPERATIONS IN THE CONDITIONS OF INDUSTRIAL PRODUCTION

It is known that in the food and agro-processing industry, cooling systems for the freezing of products are widely used, which are used where direct freezing with the aid of a refrigerant is not desirable. In these cases, most often use solutions of sodium chloride, calcium and magnesium, which provide low temperatures (to  $-50^{\circ}\text{C}$ ). In addition, cooling systems that contain corrosion-active chlorine ions and oxygen are widely used in industrial and commercial enterprises - refrigerators, ice cream factories, in fermentation, dairy, wine and other branches of the agro-processing industry. For the manufacture of pipelines, ammonia and freon coolers of high and medium productivity, water and spit pipelines, seamless pipes made of carbon steels are used. It has been established that the life of the equipment before the appearance of through holes in pipes or cracks under the influence of refrigeration is 0.5-3 years, while the standard term of cooling systems is 10-12 years. A characteristic feature is the uneven corrosion of pumps, equipment and pipelines, which are operated for a long time at minus temperatures. As practice shows, the service life of piping systems, including those working in the extreme temperature-baric conditions of food production, is largely determined by the cold resistance of the metal. It is known that the main cause of the low cracking strength of metal pipes at minus temperatures, which are exploited in aggressive environments, is the flooding of the metal, which, in turn, causes a breakdown of the metal through its exfoliation. However, it should be noted that the variability, the large volume of experimental material, and often the uncertainty and contradiction in information regarding the influence of hydrogen on the mechanical characteristics of steels, as well as the lack of evidence base on the change in the crystalline structure and the justification of the effect on the metal stripping necessitates further research. The results of experimental and theoretical investigations, which allowed to explain the mechanisms of the reduction of pipestones of cooling systems of long-term operation in conditions of fermentation production, were presented in the work. In particular, it has been found that with increasing lifetime and a decrease in minus temperatures, cooling mixtures bitter increase the value of the strain distortions of the crystal lattice  $\alpha$ -matrix. It is shown that with a decrease in temperature from  $-10$  to  $-500^{\circ}\text{C}$ , the parameters of the crystalline lattice are reduced. Using the mathematical apparatus of the dislocation theorem of strength, energy is calculated, which is sufficient for the origin of microcracks in the presence of a catalyst - hydrogen. It has been established that with increasing lifetime the mass fraction of cementite of tubular steels drops sharply, indicating that the material is thickening and deteriorating. It is proved that about 35-30% of carbon atoms of cementite passes through its solution in the  $\alpha$ -solid solution in the course of prolonged operation of the pipes of heat exchangers of cooling systems, which leads to a decrease in the strength characteristics of the steel device.

**Keywords:** corrosion, deterioration, crack resistance, viscosity, coolants, stresses.

### Reference

1. Atomnyj mehanizm razrusheniya. Moskva. Mir. (1963)
2. Gilman Dzh.(1963) Skol, plastichnost' i vjazkost' kristallov. Moskva. Mir.
3. Kalachev B.A. (1985)Vodorodnaja hrupkost' metallov. Moskva. Metallurgija.
4. Karpenko G.V., Kripjakevich R.I. (1962)Vlijanie vodoroda na svojstva stali. Mos-kva. Metallurgizdat.
5. Karpenko G.V., Vasilenko I.I. (1971)Korrozionnoe rastreskivanie stalej. Kiev. Tehnika.
6. Meshkov Ju.Ja., Paharenko G.A. (1985)Struktura metalla i hrupkost' stal'nyh iz-delij. Kiev. Naukova dumka.
7. Litvak I.M. (1982)Tehnologija i tehnologicheskij kontrol' sveklosaharnogo proizvodstva. Moskva. Pishhepromizdat.

8. Gurevich M.S., Fedorov P.D. (1992) Teplosilovoe hazhajstvo saharnyh zavodov. Kiev.
9. Stavnikov V.N., Barancev V.I. (1984) Processy i apparaty pishhevyyh proizvodstv. Moskva. Pishhevaya promyshlennost'. 10. Sukhenko Yu.H., Lytvynenko O.A., Sukhenko V.Iu. (2010) Nadiinist i dovhovichnist ustatkuvannia kharchovykh i pererobnykh vyrobnytstv. Kyiv. NUKhT.
11. Pressoure G.M., Blondeau R., Cadion L. (2012) HSLA steels with improved hydrogen sulfide cracking resistance. Proc. Conf. Amer. Soc. Metals. Philadelphia. 827-843.
12. Martynova O.I., Vainman A.B. (2011) Einige Probleme der Sauerstoff-fahrweise in Anlagen mit Zwang durch laufkesseln. VGB Kraftwerkstechnik. 8. 659-663.
13. Trucbon M.R., Crolet J.I. (2013) Experimental limits of sourer service for tubular steels SSC. Symposium. Saint-Cloud. 21.
14. Stardisco J.B., Pitts R.E. (2014) Corrosion of Iron in  $H_2S-CO_2-H_2O$  System, Mechanism of Sulfide Film Formation and Kinetics of Corrosion. Corrosion. 9. 245-253.
15. Vynnykov Yu.L., Makarenko V.D., Kravets I.A., Mynenko I.S. (2019) Doslidzhennia prychny znyzhennia mitsnosti truboprovodiv TETs. Problemy tertia ta znoshuvannia. 1(82). 63-68.
16. Makarenko V.D., Chebotar I.M., Petrenko O.O., Nohina A.M. (2019) Doslidzhennia mekhanichnykh vlastyvoستي trub okholodzhuiuchykh system dovhotryvaloї ekspluatatsii v shy-rokomu intervali minusovykh temperatur v umovakh brodynohoho vyrobnytstva. Problemy tertia ta znoshuvannia. 1(82). 69-79.
17. Panasjuk V.V. (1990) Mehanika razrusheniia i prochnost' materialov. Kiev. Naukova dumka.
18. Makarenko V.D. (2006) Nadezhnost' neftegazopromyslovykh sistem. Cheljabinsk. CNTI. 19. Migel R., Ruge V. (2011) Hydrogen as alloy element. Schw. u schn. 7. 250-252.
20. Marvin C.W. (2012) Determining the strength of Corroded Pipe. Materials propection and Perfomance. 11..38-40.
21. Vasilkovsky O., Rivard A. (2013) The effect of hydrogen sulfide in guide oil on fatigue crack growth in pipe line steel. Corrosion. V.38. 1. 19-22.
22. Makarenko V.D., Muravjev K.A., Kalyanov A.I. (2006) Special features of manual arc welding of root joints in nonrotating welds in pipelines in Western Siberia. Welding International. 10 (5). 64-71.
23. Makarenko V.D., Shatilo S.P., Astafev V.I. (1998). Methods of increasing the corrosion resistance of oil pipelines. Welding International. 12. 34-39.
24. Makarenko V.D., Shatilo S.P. (1999) Increasing desulphurisation of the metal of welded joints in oil pipelines. Welding International. 12. 56-61.
25. Makarenko V.D., Beljaev V.A., Protasov V.N., Shatilo S.P. (2000) Mathematical model of the mechanism of resistance of welded joints in oil and gas pipelines to static hydrogen fatigue. Welding International. 4. 83-88.