

УДК621.791.01.669

DOI: 10.18372/0370-2197.2(83).13694

А. В. БОЙКО¹, В. П. КУЛИК², В. Д. МАКАРЕНКО³, А. В. СИЗОНЕНКО³¹Національний університет біоресурсів і природокористування України²Ніжсинський агротехнічний Інститут ВП НУБіП України³Полтавський національний технічний університет імені Юрія Кондратюка

ДОСЛІДЖЕННЯ ТРУБНИХ СТАЛЕЙ ОХОЛОДЖУЮЧИХ СИСТЕМ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ В УМОВАХ ПРОМИСЛОВИХ ВИРОБНИЦТВ

В роботі наведені результати експериментальних і теоретичних досліджень, які дозволили пояснити механізми знеміцнення 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 кристалічних ґраток α -матриці. Показано, що з пониженням температури від -10 до -50°C зменшуються параметри кристалічної 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 35-30% атомів вуглецю цементиту переходить при його розчині в α -твердий розчин в процесі тривалої експлуатації труб теплообмінників охолоджуючих систем, що приводить до зниження 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°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 [2–16], 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 метала. Відомо [2–6, 15–19], що головною причиною низької тріщиностійкості металу труб при мінусових температурах,

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

Однак, слід відмітити, що різноманітність, великий об'єм експериментального матеріалу і часто невизначеність і протирічність 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 знеміцнення трубних сталей охолоджуючих систем тривалої експлуатації в умовах бродильного виробництва.

Методика і матеріали досліджень. Вимірювання параметрів кристалічної ґратки α -матриці, 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 ґратках 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 ґраток α -матриці.

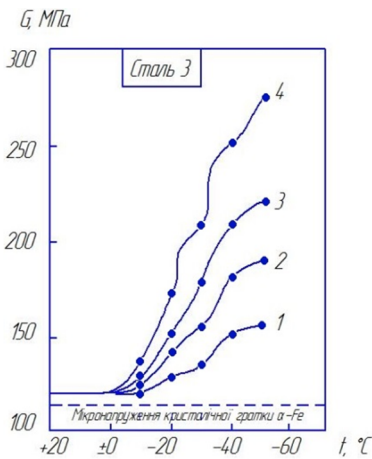


Рис. 1. Залежність мікронапружень викривлень кристалічної ґратки в трубній сталі з різним терміном експлуатації від температури охолоджуючого середовища.

Примітка: Терміни експлуатації (в роках): 1 – 0; 2 – 3; 3 – 6; 4 – 12. Термін експозиції зразків в охолоджуючих середовищах складав 720 годин.

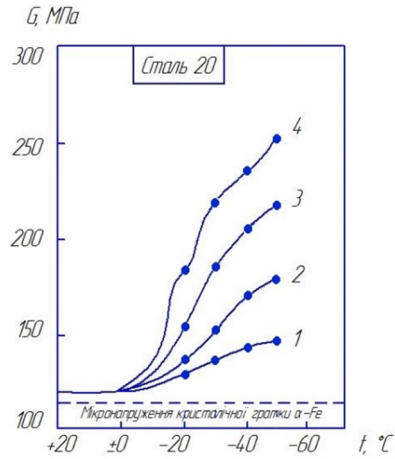


Рис. 2. Залежність мікронапружень викривлень кристалічної ґратки в трубній сталі з різним терміном експлуатації від температури охолоджуючого середовища.

Примітка: Терміни експлуатації (в роках): 1 – 0; 2 – 2,5; 3 – 5; 4 – 10. Термін експозиції зразків в охолоджуючих середовищах складав 720 годин.

На рис. 3 наведені графіки параметрів кристалічної ґратки α -Fe трубних сталей 20 і 3 теплообмінників, взяті із аварійного запасу, від температури модельного охолоджуючого середовища. Видно, що з пониженням температури від -10 до -50°C зменшуються параметри кристалічної ґратки. Наприклад, для сталі 3 параметр $\alpha_{\alpha\text{-Fe}}^\circ$ при $t = -10^\circ\text{C}$ дорівнює 2.8659A° (ангстрем), а при $t = -50^\circ\text{C}$ дорівнює 2.8609A° . Аналогічна тенденція спостерігається і для сталі 20: параметр $\alpha_{\alpha\text{-Fe}}^\circ$ при $t = -10^\circ\text{C}$ дорівнює 2.8664A° (ангстрем), а при $t = -50^\circ\text{C}$ дорівнює 2.8632A° , 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.

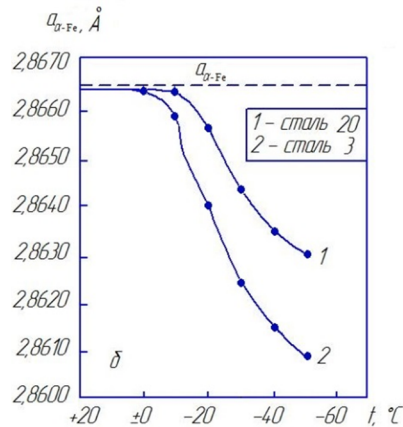


Рис. 3. Залежність параметрів кристалічної ґратки α -Fe трубних сталей теплообмінників від температури охолоджуючого середовища

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 знеміцнення 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°C – всього $0,2\%$. Така ж тенденція спостерігається і для сталі марки 20: при $t = +20^\circ\text{C}$ масова частка цементиту рівна $\approx 55\%$, а при $t = -50^\circ\text{C}$ $\approx 25\%$.

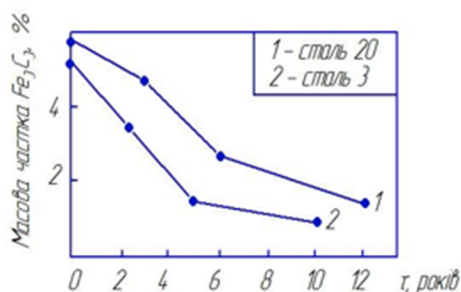


Рис.4. Зміна кількості цементиту в трубних сталях теплообмінників охолоджуючих систем

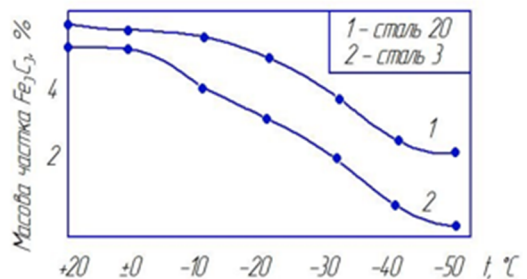


Рис.5. Зміна кількості цементиту в трубних не експлуатованих сталях, призначених для теплообмінників, від температури охолоджуючих систем

Таким чином, вищенаведені результати експериментальних досліджень дають можливість запропонувати концепцію процесу знеміцнення 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 вкраплень, 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 поглинутого металом водню і знижує тріщиностійкість в зоні максимальних двохвісних напружень. Основна роль вкраплень силікатів типу SiO_2 , Al_2O_3 і сульфідів типу MnS зводиться до утворення пустот на межі розділу «матриця–включення», які є колекторами водню, який молізується. При цьому важливе значення має природа включення – крихкі 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 FeS і 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 (див. рис. 4 і 5), 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 (табл. 1), але і розпад цементиту, що добре узгоджується з результатами, відомими із літератури [2–6, 17, 19].

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

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

З використанням експериментальних даних (див. рис.3) за формулою:

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

де ΔV_{α} – об'ємна частка α -Fe; $\dot{\alpha}_{\alpha}$ – поточний параметр ґратки; $\dot{\alpha}_{\alpha}^0$ – параметр ґратки α -Fe, рівний $2.8668 \text{ \AA}^{\circ}$ (ангстрем), було розраховано, що в процесі розпаду цементиту близько 10% атомів вуглецю від його перше початкового вмісту у фериті переходить в α -твердий розчин. Із даних, приведених в табл.1, слідує, що близько 35-30% атомів вуглецю цементиту переходить при його розчині в α -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 α -Fe наведено в табл. 2.

Таблиця 2

Коефіцієнти дифузії вуглецю і водню в α -Fe

$t, ^{\circ}\text{C}$	+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 ≈ 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 (≈ 10 – 20 Дж/см^2), то ця зміна буде вельми чутлива.

Крім того, зародженню субмікротріщини на околиці зіткнення дислокацій сприяють напруження, які на відстані 1 мкм від ядра дислокації рівні (для гвинтової дислокації по закону Гука [1,3]):

$$\tau_{\theta\chi} = (G_{\text{Fe}} \cdot b) / 2\pi r = (0,8 \cdot 10^{12} \cdot 2,5 \cdot 10^{-8}) / 2\pi \cdot 10^{-4} = 0,32 \cdot 10^8 \text{ дін/см}^2 = 3,2 \text{ Н/мм}^2.$$

Тут $G_{Fe} = 0,8 \cdot 10^8$ дін/см² – модуль пружності заліза; $b = 2,5 \cdot 10^{-8}$ см – вектор Б'юргерса; $r = 1$ мкм = 10^{-4} см – відстань до ядра дислокації; θ і χ – координати циліндричної системи, у якій вісь χ направлена уздовж лінії дислокації.

Відповідно цій формулі напруження зменшуються обернено пропорційно відстані від ядра дислокації.

Величина $b/2\pi = J_{\theta\chi}$ – відносний зсув. Повна енергія пружної деформації гвинтової дислокації на одиницю її довжини рівна:

$$V_{\text{гвинт}} = (G \cdot b^2) / 4\pi \cdot \ln(R/V_0) = \{0,5 \cdot 10^{12} \cdot (3 \cdot 10^{-8})^2\} / 4\pi \cdot \ln(1/5 \cdot 10^{-8}) = 6 \cdot 10^{-4} \text{ ергсм}^2 = 18 \cdot 10^2 \text{ ерг/міжатомна відстань} = 12,5 \cdot 10^7 \text{ еВ/см} \approx 4 \text{ еВ/міжатомна відстань.}$$

Цієї енергії достатньо для зародження мікротріщин в присутності каталізатора – водню [1].

Розрахуємо ефективну масу дислокацій, віднесenu до одиниці її довжини (для гвинтової дислокації):

$$m_{\text{еф}} = (b^2 \cdot \gamma) / 2 = \{ (2,5 \cdot 10^{-8})^2 \cdot 7,85 \} / 2 = 2,45 \cdot 10^{-15} \text{ г/см,}$$

де $\gamma = 7,85$ г/см³ – щільність металу. Оскільки в 1 см довжини дислокації вкладається $1/(2,5 \cdot 10^{-8})$ міжатомних відстаней ($\alpha = 2,5 \text{ \AA} = 25 \cdot 10^{-8}$ см, де \AA – ангстрем), то:

$$m_{\text{еф}} = (2,45 \cdot 10^{-15}) / (1 / 2,5 \cdot 10^{-8}) = 6,1 \cdot 10^{-23} \text{ г/міжатомна відстань.}$$

Маса 1 атома Fe рівна:

$$m = M / (6,02 \cdot 10^{23}) = 5,6 / (6,02 \cdot 10^{23}) = 9,3 \cdot 10^{-23} \text{ г,}$$

де M – атомна вага Fe, рівна 1 г-атом.

Отже, ефективна маса дислокації на одну міжатомну відстань приблизно рівна масі одного атома. Це свідчить про те, що робота зародження і росту тріщини, у зв'язку з високими напруженнями і рухомістю дислокацій, знижується в присутності адсорбованого на поверхні тріщин водню.

Для безперервного підростання і розповсюдження тріщин необхідна швидка дифузія атомів водню. Коли прийняти швидкість розповсюдження тріщини $v_{\text{р,тр}} = 10^{-2}$ мм/с, що порівняно зі швидкістю руху дислокацій у феритно-перлітних сталях, до яких відносяться трубні сталі марок 3 і 20 охолоджуючих систем, а коефіцієнт дифузії водню, наприклад, в α -Fe рівним $D_{\text{H}} \approx 10^{-4}$ см²/с, а в якості критерію оцінки розповсюдження мікротріщини прийняти параметр $\zeta^2 = 2 \cdot D_{\text{H}} \cdot t$, де t – час, то звідси слідує, що за визначений проміжок часу t , при $v_{\text{р,тр}} = 10^{-2}$ мм/с рухомості атомів водню, сповна достатньо, навіть коли $D_{\text{H}} \approx 10^{-6}$ см²/с, що характерно для мінусових температур ($-10 \dots -50^\circ\text{C}$) охолоджуючих систем бродильного виробництва.

Встановлено [5, 6], що в стінці труби напруження за рахунок коливання внутрішнього тиску технологічного середовища змінюються від 0,3-0,5 до 3-5 МПа і досягають максимуму 100-150 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 рентгенівські 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 локального окрихчування металу трубок теплообмінників охолоджуючих систем і при сприятливих умовах (при знакозмінних циклічних навантаженнях) близько цих частинок утворюються мікропори, коагуляція яких приводить до утворення тріщин.

Аналіз викладених результатів досліджень багатьох авторів [3–6, 15, 16] вказує на те, що максимально негативний вплив водню на окрихчування металу спостерігається при температурах нижче кімнатної, особливо при мінусових ($-10\dots-50^{\circ}\text{C}$); при низьких швидкостях деформування; при напруженнях, які досягають границі текучості. Крім того, важливо відмітити, що окрихчування відбувається навіть при зверх низькій концентрації розчиненого водню $-0,1\text{ см}^3/100\text{ г}$, 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 кристалічних ґраток α -матриці. Так, для сталі 20 з терміном експлуатації 12 років значення напружень зростають від $\approx 130\text{ МПа}$ (температура випробувань -10°C) до рівня $\approx 255\text{ МПа}$ (температура -50°C), тобто майже в 2 рази. Для сталі марки 3 аналогічні дані наступні: $\sigma \approx 140\text{ МПа}$ ($t = -10^{\circ}\text{C}$) і $\sigma \approx 280\text{ МПа}$ (для $t = -50^{\circ}\text{C}$), тобто також в 2 рази.

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

3. З використанням математичного апарату дислокаційної теорії міцності розрахована енергія, якої досить для зародження мікротріщини в присутності каталізатора – водню, причому при швидкості росту мікротріщини $v_{\text{р,тр}} = 10^{-2}\text{ мм/с}$ рухомості атомів водню, навіть при температурі $-10\dots-50^{\circ}\text{C}$, достатньо (коефіцієнт дифузії $D_{\text{H}} \approx 10^{-4}\dots 10^{-6}\text{ см}^2/\text{с}$), щоб підсилувати корозійний розвиток тріщини в металі.

4. Встановлено, що з ростом терміну експлуатації масова частка цементиту трубних сталей різко зменшується, що свідчить про знеміцнення 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°C – всього $0,2\%$. Така ж тенденція спостерігається і для сталі марки 20: при $t = +20^{\circ}\text{C}$ масова частка цементиту рівна $\approx 55\%$, а при $t = -50^{\circ}\text{C}$ – $\approx 25\%$.

5. Встановлено, що близько $35\text{-}30\%$ атомів вуглецю цементиту переходить при його розчині в α -твердий розчин в процесі експлуатації (5–12 років) труб

теплообмінників охолоджуючих систем, що приводить до зниження міцнісних характеристик сталі.

Список літератури

1. Атомный механизм разрушения. – М.:Мир.–1963.–660с.
2. Гилман Дж. Скол, пластичность и вязкость кристаллов//Атомный механизм разрушения. – М.:Мир.–1963.–660с.
3. Калачев Б.А. Водородная хрупкость металлов.–М.:Металлургия.–1985.–216 с.
4. Карпенко Г.В., Крипякевич Р.И. Влияние водорода на свойства стали. – М.:Металлургиздат.–1962.–200с.
5. Карпенко Г.В., Василенко И.И. Коррозионное растрескивание сталей.–Киев: Техника.–1971.–191с.
6. Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. Структура металла и хрупкость стальных изделий. – Киев: Наукова думка. –1985.–266 с.
7. Литвак И.М. Технология и технологический контроль свеклосахарного производства. –М.: Пищепромиздат. – 1992. – 448с.
8. Гуревич М.С., Федоров П.Д. Теплосиловое хозяйство сахарных заводов. – Киев. - 1992. – 379с.
9. Ставников В.Н., Баранцев В.И. Процессы и аппараты пищевых производств. – М.: Пищевая промышленность. – 1984. – 327с.
10. Сухенко Ю.Г., Литвиненко О.А., Сухенко В.Ю. Надійність і довговічність устаткування харчових і переробних виробництв. – Київ.- НУХТ. – 2010. – 547с.
11. Pressoure G.M., Blondeau R., Cadion L. HSLA steels with improved hydrogen sulfide cracking resistance // Proc. Conf. Amer. Soc. Metals. – Philadelphia: Pa, 2012. –P. 827-843.
12. Martynova O.I., Vainman A.B. Einige Probleme der Sauerstoff-fahrweise in Anlagen mit Zwang durch laufkesseln // VGB Kraftwerkstechnik.– 2011.–№8.– S.659–663.
13. Trucbon M.R., Crolet J.I. Experimental limits of sourer service for tubular steels //SSC Simposium. – Saint-Cloud.– 21.– 2013 p.
14. Stardisco J.B.,Pitts R.E. Corrosion of Iron in H₂S-CO₂-H₂O System , Mechanism of Sulfide Film Formation an Kinetics of Corrosion // Corrosion . –2014. –№9. –P.245–253.
15. Винников Ю.Л., Макаренко В.Д., Кравець І.А., Миненко І.С..Дослідження причин зниження міцності трубопроводів ТЕЦ. – Проблеми тертя та зношування. – 2019. – №1(82). –С.63–68.
16. Макаренко В.Д., Чеботар І.М., Петренко О.О., Ногіна А.М. Дослідження механічних властивостей труб охолоджуючих систем довготривалої експлуатації в широкому інтервалі мінусових температур в умовах бродильного виробництва. – Проблеми тертя та зношування. –2019. –№1(82). – С.69–79.
17. Лебедев А.А., Бойко А.В. Установка для испытания конструкционных материалов на трещиностойкость при двусосном растяжении. – Проблемы прочности. – №8. – С.56–59.
18. Лебедев А.А., Бойко А.В., Загорняк О.В. Упругопластическое разрушение пластин с трещиной. – Физ.-хим. механика материалов. – 1991. – №6. – С.54–57.
19. Загорняк О.В., Бойко А.В., Лебедев А.А. Предельное состояние пластины с трещиной при двухосном растяжении. – Проблемы прочности. – №12. – С.21–26.

Стаття надійшла до редакції 4.04.2019.

Бойко Андрій Васильович – професор, доктор технічних наук, andrey.boiko@meta.ua.

Кулик Василь Петрович – доцент, кандидат технічних наук, fedoryna@gmail.com.

Макаренко Валерій Дмитрович – професор, доктор технічних наук; leotar@ukr.net.

Сизоненко Анатолій Вадимович – старший викладач; SyzonenkoAV@ukr.net.

A. V. BOYKO, V. P. KULYK, V. D. MAKARENKO, A. V. SYZONENKO

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 of ten use solutions of sodium chloride, calcium and magnesium, which provide low temperatures (to -50°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 longtime 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 fur the 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 α -matrix. It is shown that with a decrease in temperature from -10 to -50°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 α -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.

Key words: corrosion, deterioration, crack resistance, viscosity, coolants, stresses.

References

1. Atomnyj mexanyzm razrushenyya. –M.:Myr.–1963.–660s.
2. Gylman Dzh. Skol, Plastychnost i vyazkostkrystallov//Atomnyj mexanyzm razrushenyya-M.:Myr.-1963.-660s.
3. Kalachev B.A. Vodorodnaya hrupkost metallov. –M.:Metallurgyya. –1985. –216s.
4. Karpenko G.V., Krypyakevych R.Y. Vlyyanye vodoroda na svojstva staly. – M.:Metallurgyzdat. –1962. –200c.
5. Karpenko G.V., Vasylenko Y.Y. Korrozyonnoe rastreskyvanye stalej.-Kyev: Texnyka. –1971. –191s.
6. MeshkovYu.Ya., Paxarenko G.A. Struktura metalla i hrupkost stalnyh yzdelyj. – Kyev: Naukovadumka. – 1985. – 266s.

7. Lytvak Y.M. *Technologie y tehnologicheskyy kontrol sveklosaharnogo proyzvodstva.* – M.: Pyshepromyzdat. – 1992. – 448s.
8. Gurevych M.S., Fedorov P.D. *Teplosylovoe hazyajstvo saharnyh zavodov.* – Kyev. – 1992. – 379s.
9. Stavnykov V.N., Barancev V.Y. *Processy i apparaty pyshevyh proyzvodstv.* – M.: – Pyshevaya promyshlennost. – 1984. – 327s.
10. Suxenko Yu.G., Lytvynenko O.A., Suxenko V.Yu. *Nadijnist i dovgovichnist ustatkuvannya harchovyh i pererobnyh vyrobnyctv.* – Kyiv.- NUXT. – 2010. – 547 s.
11. Pressoure G.M., Blondeau R., Cadion L. *HSLA steels within proved hydrogen sulfide cracking resistance // Proc. Conf. Amer. Soc. Metals.* – Philadelphia: Pa, 2012. –P. 827–843.
12. Martynova O.I., Vainman A.B. *Einige Probleme der Sauerstoff-fahrweise in Anlagen mit Zwang durch laufkesseln // VGB Kraftwerkstechnik.* –2011. –№8. – S.659–663.
13. Trucbon M.R., Crolet J.I. *Experimental limits of sourer service for tubular steels //SSC Symposium.* –Saint-Cloud. –21. –2013p.
14. Stardisco J.B., Pitts R.E. *Corrosion of Iron in H₂S-CO₂-H₂O System , Mechanism of Sulfide Film Formation an Kinetics of Corrosion // Corrosion.* –2014. –№9. –P.245–253.
15. Vynnykov Yu.L., Makarenko V.D., Kravec' I.A., Mynenko I.S. *Doslidzhennya prychyn znyzhennya micznosti truboprovodiv TECz.* – Problemy tertya ta znoshuvannya. – 2019. – №1(82). – S.63–68.
16. Makarenko V.D., Chebotar I.M., Petrenko O.O., Nogina A.M. *Doslidzhennya mexanichnyx vlastyvostej trub oxolodzhuyuchykh system dovgotryvaloï ekspluatatsii v shyrokomu intervali minusovyh temperatur v umovah brodynogo vyrobnyctva.* – Problemy tertya ta znoshuvannya. – 2019. –№1(82). – S.69–79.
17. Lebedev A.A., Bojko A.V. *Ustanovka dlya yspytannya konstrukcyonnyh materyalov na treshnostojkost pry dvuosnom rastyazhenyy.* – Problemy prochnosty. – №8. – S.56–59.
18. Lebedev A.A., Bojko A.V., Zagornyak O.V. *Uprugoplastycheskoe razrushenye plastyn s treshhynoj.* – Fyz.-xym. Mexanyka materyalov. – 1991. – №6. – S.54–57.
19. Zagornyak O.V., Bojko A.V., Lebedev A.A. *Predelnoe sostoyanye plastyny s treshhynoj pry dvuxosnom rastyazhenyy.* – Problemy prochnosty`. – №12. – S.21–26.