

ПОШКОДЖЕННЯ НЕРЖАВКИХ ВАЛЬЦЬОВАНИХ ТРУБ УСТАНОВКИ ОХОЛОДЖЕННЯ ПАРІВ БЕНЗИНУ НАФТОПЕРЕРОБНОГО ПІДПРИЄМСТВА

С.О. Осадчук, Л.І. Ниркова, Л.В. Гончаренко, В.П. Єлагін, С.Ю. Коваленко

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: svetlanaosadchuk@meta.ua

Досліджено особливості пошкодження нержавких вальцьованих труб установки повітряного охолодження парів бензину на нафтопереробному підприємстві після експлуатації впродовж одного року, які виявлені на границі переходу від вальцьованої частини труби до нерозвальцьованої. Корозійне розтріскування відбулося внаслідок спільного впливу вуглеводневого середовища за підвищеної температури (більше за 80 °С) та напруженого стану виробу, обумовленого вальцюванням. Методом оптичної мікроскопії показано, що товщина стінки труби є нерівномірною. Поширення наскрізної тріщини та корозійні пошкодження внутрішньої поверхні у вигляді сітки тріщин, розташованих впоперек осі труби, розвивалися за механізмом міжзеренного руйнування. Методом сканувальної електронної мікроскопії встановлено наявність сірки та хлору в пітінгах, що свідчить про її потрапляння з вуглеводневого середовища. Виявлено також зменшення вмісту нікелю від 2,59 до 7,47 % порівняно з основним металом (10,5 %), що обумовило електрохімічну гетерогенність і відмінності мікротвердості (різниця потенціалів між розвальцьованою та нерозвальцьованою ділянками на внутрішній поверхні зразка становила 0,087 В, мікротвердість – 405 та 356 HV). Бібліогр. 18, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: нержавка сталь, установка охолодження парів бензину, вальцьовані труби, внутрішня корозія, корозійне розтріскування

Вступ. Корозійна тривкість виробів із нержавкої сталі забезпечується тонким пасивним шаром на поверхні [1]. Проте нержавкі сталі схильні до локальних видів корозії – міжкристалічної, пітінгової і корозійного розтріскування [2]. Частка корозійного розтріскування, спричиненого одночасною дією корозивного середовища та зовнішніх або внутрішніх напруг розтягу з утворенням чеззеренних або міжзеренних тріщин [3], становить від 20 до 40 % від усіх корозійних руйнувань у різних галузях промисловості [4]. Корозійні тріщини важко виявити, оскільки вони виникають під час експлуатації та, зазвичай, нерівномірно розподілені по поверхні [5].-

Хромонікелеві аустенітні сталі мають низьку тривкість проти корозійного розтріскування. Найчутливішою до корозійного розтріскування є мартенситна структура. У хімічній апаратурі корозійне розтріскування найчастіше спостерігається в конструкціях, які мають залишкові напруження після термічного або механічного оброблення під час монтажу обладнання, зварювання, в умовах експлуатації за підвищених температур і тиску [6]. Транскристалічне корозійне розтріскування аустенітних сталей спостерігається у водних середовищах, що містять галогеніди (найчастіше хлориди), луѓи, сірководень, роданіди та сполуки, які гідролізуються з утворенням зазначених речовин.

Аустенітні сталі можуть зазнавати міжкристалічного розтріскування, зокрема в політіонових кислотах, у водяній парі, що містить 1 мг/л хлоридів [2, 7, 8].

Більшість гіпотез, які пояснюють механізм корозійного розтріскування, засновані на тому, що відбуваються процеси локального механічного (під час розтягування металу) або електрохімічного руйнування цілісності захисного пасивного шару на поверхні сталі з подальшим активним гостролокалізованим розчиненням незахищеного металу [4]. Існує лінійна залежність між часом до руйнування $\log t_{кр}$ та прикладеним напруженням σ для зразків за напруження нижче ніж границя плинності, звідки втікає, що не існує граничного напруження, нижче якого руйнування не відбувається [2]. Пластична деформація аустенітних сталей при холодному або гарячому обробленні сильно впливає на сприйнятливості до хлоридного корозійного розтріскування. Залишкові напруження розтягу після холодної деформації здатні викликати корозійне розтріскування за відсутності додаткового робочого навантаження [4]. Проте напруження, що виникли внаслідок холодної деформації, можна усунути термічним обробленням [2].

Стан поверхні. Високотемпературні оксидні плівки, що виникають на сталях під час термооброблення, внаслідок дефектності та крихкості зазвичай скорочують час до корозійного розтріскування. Різні види механічного оброблення призводять до появи на поверхні залишкових напру-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

жень розтягу до 400 МПа, погіршують тривкість проти корозійного розтріскування. Поверхневі тріщини виникають навіть без зовнішнього навантаження [4].

У тріщині розвивається щілинна корозія, внаслідок якої по границях зерен може початися міжкристалічна корозія, а поверхня навколо тріщини залишиться не пошкодженою. За наявності напруження тріщини починають розкриватися, що призводить до прискорення процесу корозії. Так, наприклад, вважається, що 10^{-2} мм/с є максимальною швидкістю для зростання тріщин, але зазвичай вона нижче, близько 10^{-8} мм/с, що дорівнює приблизно 1 мм за 3 роки і менше. Основними причинами утворення залишкових напружень вважається зварювання, формування з холодною деформацією, шліфування, а також термо- та механічне оброблення. Одним зі шляхів зниження схильності конструкцій до корозійного розтріскування є уникнення щілин і застійних зон. Треба брати до уваги, що аустенітні сталі навіть за мінімальної кількості хлоридів і низькій температурі мають обмежену стійкість до корозійного розтріскування [7, 9].

Низьковуглецеві аустенітні нержавкі сталі за впливу температури 675 °С можуть стати схильними до міжкристалічної корозії, що обумовлено осадженням карбідів хрому на границях зерен. Інші фази, наприклад ферит, знижують тривкість сталей проти точкової корозії. Мартенсит, що утворюється внаслідок деформації нестабільного аустеніту, підвищує схильність до водневого охрихнення [5].

Пітингова корозія [3] внаслідок складної взаємодії різних чинників має імовірнісний характер [1]. Пітинг утворюється, якщо пасивна плівка пошкоджена в результаті хімічного або механічного впливу. У процесі пітингоутворення виділяють три стадії: зародження пітингів, взаємодія між ними та злиття пітингів. Злиття пітингів призводить до загасання процесу їхнього розвитку та пасивації слабких пітингів [10]. Імовірність пітингової корозії нержавких сталей зменшується за вмісту молібдену. Чисті металеві поверхні менше схильні до виникнення пітингів. Імовірність корозії може підвищуватися в присутності продуктів корозії.

Щілинна корозія [3] відбувається в результаті механічного оброблення поверхні, нещільного з'єднання металевих деталей (наприклад, вальцювання) у місцях застою середовища, у яких розвиваються пітинги. Корозія в зазорі виникає навіть за невисокої концентрації хлоридів унаслідок руйнування пасивної плівки, що призводить до зниження з часом рН середовища.

Вплив середовища на корозію нержавкої сталі. Бензин є діелектриком і має високий електричний опір, який залежить від домішок, температури, тиску [11] й за відсутності води не є корозійно-активним. Вміст води значно активізує дію домішок і викликає інтенсивну електрохімічну корозію [6, 12]. Від впливу парів бензину, які містять агресивні компоненти, такі як сірчисті сполуки і кислотні залишки, метали можуть зазнавати хімічної та електрохімічної корозії. Допустимий вміст у бензині сірководню становить 0,0003 %, елементарної сірки – 0,0015 %. Розчинність води у бензині мала (за температури 43 °С – 0,095 см³/л). Її надлишок може виділятися на холодній стороні ємності. З іншого боку, розчинність кисню та сірководню у неводних рідинах більша, ніж у воді. Вуглеводні та інші неполярні рідини мають менше поверхневе натягіння, ніж вода, тому легко змочують поверхню. Під краплею води утворюється тонкий шар неводної рідини. Поступово поверхня металу окиснюється та стає гідрофільною, тонкий шар вуглеводів руйнується й вода безпосередньо починає контактувати з металом з наступним руйнуванням захисного шару на металі, що інтенсифікує корозійний процес [13].

Забруднення поверхонь із нержавкої сталі органічними речовинами посилює щілинну корозію. Хлориди залишаються в щілинах і викликають хлоридне корозійне розтріскування аустенітних нержавких сталей [5, 9].

Причини корозії на нафтопереробних заводах. Зазначено [14], що на нафтопереробних заводах Європейського Союзу та Організації економічного співробітництва та розвитку корозія викликана умовами процесу у 53 випадках, середовищем – 46 випадків, швидкістю руху середовища – 10 випадків, високою температурою – 11 випадків, високим тиском – 7 випадків, перевищенням проектних параметрів експлуатації впродовж технологічних циклів – 8 випадків. Деякі конструктивні особливості створюють слабкі місця в системі, які є особливо вразливими до потенційних пошкоджень, включаючи корозію. Зазначено, що 4 % аварій сталися в трубах теплообмінних та охолоджувальних установок. Основною причиною низькотемпературної корозії (за температури нижче за 260 °С у присутності води) на нафтопереробних заводах є наявність корозійно-агресивних домішок у сирій нафті під час її видобутку. У більшості випадків корозійно-агресивні речовини утворюються під час початкових операцій нафтопереробного процесу [5, 15]. Тому актуальним

є дослідження особливостей прискореної корозії для запобігання аварійним ситуаціям.

Так, зокрема, на установці для повітряного охолодження парів бензину нафтопереробного підприємства через один рік експлуатації виникли пошкодження нержавяких труб у зоні вальцьованого з'єднання, виявлення особливостей якого було метою роботи.

Об'єктом дослідження були розвальцьовані труби з нержавкої сталі 08X18H10T (C – 0,055; Si – 0,46; Mn – 1,57; Cr – 17,3; Ni – 10,5; Cu – 0,15; Ti – 0,37; Mo – 0,19; S – 0,011; P – 0,027 %) зовнішнім діаметром 25 мм з товщиною стінки 2 мм після експлуатації впродовж одного року. Труби постачалися у термообробленому за температури 1100 °C стані, пройшли гідровипробування. За результатами досліджень встановлено, що вони тривкі до міжкристалічної корозії й корозійного розтріскування впродовж 290 год, не тривкі до пітінгової корозії. Труби розміщені у трубній решітці зі сталі AISI 321 вертикально, вирізані на відстані 50 мм від трубної решітки. Температура середовища на вході в установку 150 °C, на виході з установки – 80 °C. Робочий тиск у трубах 0,2 МПа, що не перевищував розрахунковий робочий тиск.

Методи дослідження. Вміст феритної фази металу труб визначали магнітним методом за допомогою феритометра МФ-10И.

Вимірювання потенціалів по поверхні зразків труб проводили на основному металі та розвальцьованій частині зразків під краплею розчину 3 % NaCl. Потенціали вимірювали відносно насиченого хлоридсрібного електрода порівняння протягом 1 год за допомогою цифрового потенціостата MTech PGP-550F.

Дослідження мікротвердості проводили від внутрішньої до зовнішньої поверхні перерізу стінки труби на мікротвердомірі ПМТ-3, маса навантаження 50 г.

Дослідження мікроструктури металу труб виконували на нетравлених і травлених шліфах, виготовлених за стандартною методикою, на мікроскопі NEOPHOT 21 з цифровою камерою ALLIED VISION та програмним забезпечення SEO ImageLab Met.

Дослідження внутрішньої поверхні зразків проводили методом сканувальної електронної мікроскопії та мікрорентгеноспектрального аналізу на електронному мікроскопі JSM 840 (JEOL, Японія) з енергодисперсійним мікроаналізатором Link 860/500 (Link Analytical, Англія). Вивчення поверхні виконували в режимі вторинних (SEI) і зворотнорозсіяних електронів (BEI) за напруги

20 кВ, що прискорює, і струмі електронного пучка $10^{-7} \dots 10^{-10}$ А.

Виклад основного матеріалу. Для виявлення особливостей корозії порівнювали зразки труб: після експлуатації з ділянками без вальцьовання та розвальцьованої (рис. 1); після зберігання – нерозвальцьованої. Зовнішня поверхня зразка розвальцьованої частини труби після експлуатації світло-сірого кольору, блискуча, без корозійних пошкоджень. Нерозвальцьована частина труби вкрита відкладеннями, міцно зчепленими з трубою, чорного кольору, що утворилися внаслідок контакту з середовищем парів бензину та води, що під час експлуатації, імовірно, витікали назовні з середини труби у міжтрубний простір вальцьованого з'єднання. Поверхня корозійної плями, виявлена під відкладеннями, вкрита пітінгами. Уздовж лінії границі розділу розвальцьованої та нерозвальцьованої частин утворилася наскрізна тріщина з відгалуженнями, довжина якої становить приблизно чверть довжини окружності труби з максимальним розкриттям приблизно на 1 мм (рис. 1, фото I, a).

На внутрішній поверхні зразка труби наявні міцно зчеплені з поверхнею відкладення чорного кольору, що утворилися внаслідок контакту з середовищем під час експлуатації (рис. 1, фото I, б): на розвальцьованій частині відкладення вкривають приблизно 50 % площі поверхні; на нерозвальцьованій – всю поверхню. Після видалення відкладень поверхня місцями темно-сірого кольору з блиском (рис. 1, фото II, a) з неглибокими пітінгами та сіткою поверхневих тріщин, крім наскрізної. Пітінги розміщені нерівномірно, більшою мірою на тій поверхні частини зразка (рис. 1, фото II, б), на якій утворилася наскрізна тріщина.

Дослідження гетерогенності зразків труб методом феритометрії показало, що вміст феритної фази (дельта-ферит, ферит) у зразку труби становить 0...1,7 %, що не перевищує її вміст для аустенітної структури (10 %) [16]. Найбільший вміст феритної фази спостерігали на розвальцьованій поверхні зразка після експлуатації (1,7 %), водночас на зразку після зберігання – вміст феритної фази становив 0...0,25 % (рис. 2, a).

Характер кривих зміни потенціалу корозії рис. 3, a на внутрішній (крива 1) та зовнішній (крива 2) поверхні зразка труби після зберігання відрізняється мало, що вказує на електрохімічну однорідність обох поверхонь. Проте характер аналогічних кривих для експлуатованого зразка має відмінності внаслідок впливу середовища на внутрішню поверхню труб та наявності міцно зчепле-

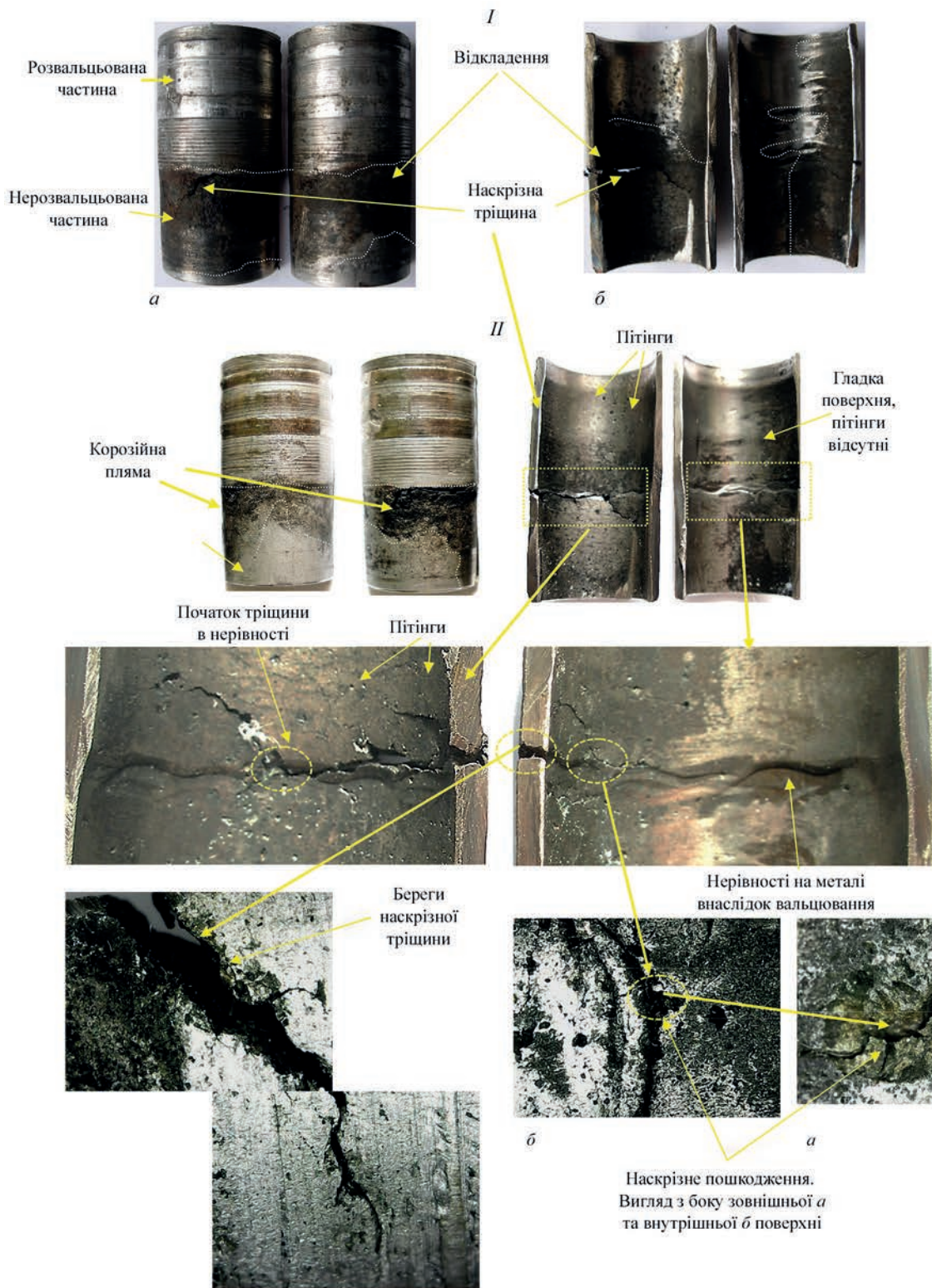


Рис. 1. Зовнішній вигляд зразка труби після експлуатації (I) та після видалення відкладень (II): а – зовнішня поверхня; б – внутрішня поверхня

ного з поверхнею металу шару продуктів органічного походження: потенціали корозії, виміряні на внутрішній поверхні зразків, мали більш позитивні значення порівняно з потенціалами корозії виміряними на зовнішній поверхні (рис. 3, б).

Значення потенціалів корозії на внутрішній поверхні зразка труби після експлуатації становили

–0,104...–0,191 В (рис. 2, а, 3, б), що викликало найбільшу різницю потенціалів між ділянками розвальцьованої та нерозвальцьованої внутрішньої поверхні (0,087 В). Якщо різниця потенціалів більше за 50 мВ [17] між окремими ділянками (у цій роботі між розвальцьованою та нерозвальцьованою), то у виробі існує електрохімічна неодно-

рідність, що може сприяти перебігу локальної корозії. Проте на зовнішній поверхні цього самого зразка потенціали змінювалися в межах $-0,163 \dots -0,171$ В. Водночас потенціали корозії, виміряні на внутрішній та зовнішній поверхні зразка після зберігання, відрізнялися мало та становили $0,069$ та $0,056$ В (рис. 2, б, 3, а).

Металографічні дослідження. Дослідження товщини та мікротвердості. Вимірювання товщини стінки труби в області наскрізної тріщини

виявило, що товщина стінки нерівномірна та змінювалася від $1,56$ до $1,89$ мм (рис. 4, табл. 1).

Найменша товщина ($1,56$ мм) характерна для ділянки 2: з тріщинами та корозійними ураженнями зовнішньої поверхні внаслідок потрапляння середовища з середини у простір між трубною решіткою та зовнішньою поверхнею труби завширшки приблизно $0,78$ мм на границі ділянок 1 та 2. Це, імовірно, створило умови для перебігу щільної корозії внаслідок застоювання середовища та нестачі кисню в зазорі. Зміна товщини по довжи-

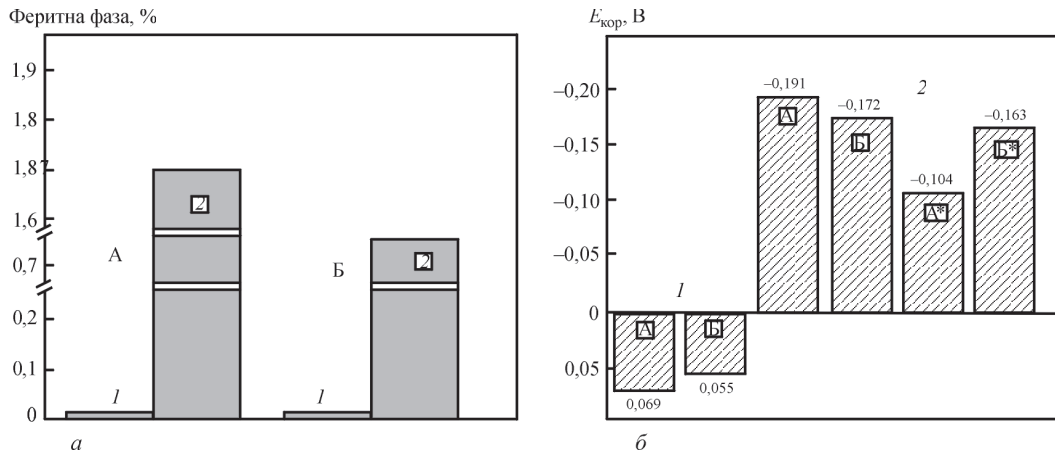


Рис. 2. Вміст феритної фази (а) та потенціали корозії (б) на ділянках внутрішньої (А) та зовнішньої (Б) поверхні зразків: 1 – після зберігання; 2 – після експлуатації. *Розвальцьована частина труби

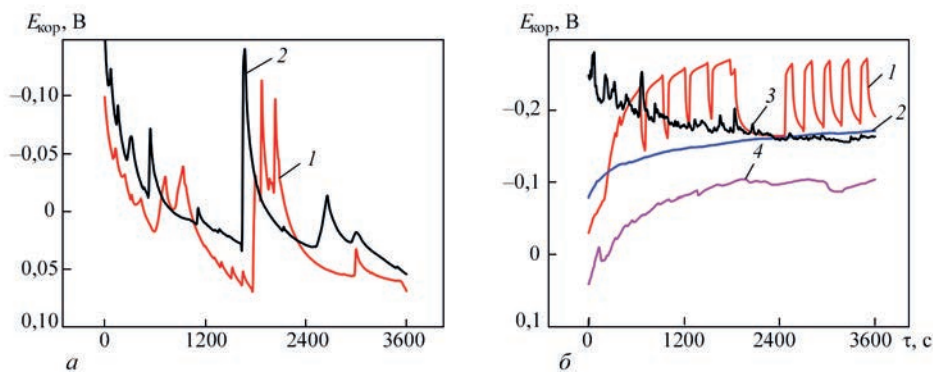


Рис. 3. Зміна потенціалу корозії впродовж 1 год на внутрішній (1, 4) та зовнішній (2, 3) поверхні зразків труб після зберігання (а) та експлуатації (б). Розвальцьована частина труби (3, 4)

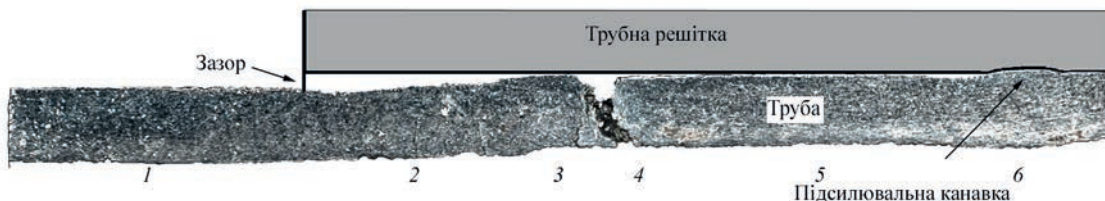


Рис. 4. Товщина металу стінки труби зі сталі 08X18H8T на ділянках: 1 – основного металу, на якій тріщини відсутні; 2 – з тріщинами та корозійними ураженнями зовнішньої (між трубною решіткою та зовнішньою поверхнею труби) та внутрішньої поверхні; 3 – закінчення вальцювання; 4 – наскрізної тріщини; 5 – щільного вальцювання; 6 – вальцювання в підсилювальну канавку

Таблиця 1. Товщина стінки труби на ділянці

Позначення ділянки*	1	2	3	4	5	6
Товщина стінки, мм	1,89	1,56	1,74	1,68	1,62	1,78

* Згідно з рис. 4.

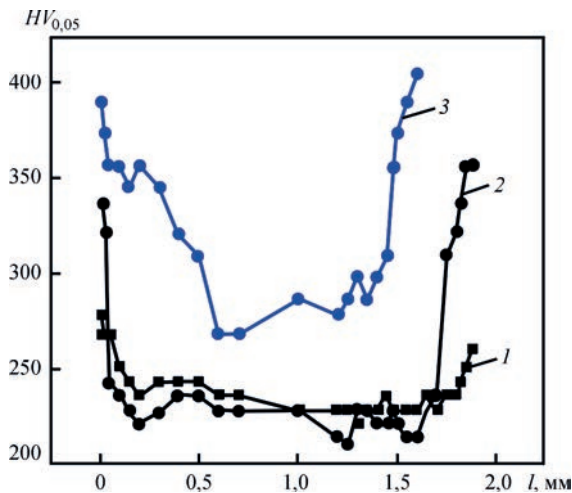


Рис. 5. Розподіл мікротвердості по товщині стінки зразків труб після зберігання (1) та після експлуатації на різних ділянках: 2 – нерозвальцьована; 3 – щільне вальцювання

ні стінки труби, імовірно, викликала додаткові напруження в металі на границі ділянок 3 (кінця вальцювання) та 5 (щільного вальцювання), що прискорило утворення тріщини (ділянка 4). Найбільші корозійні пошкодження з утворенням наскрізної корозійної тріщини відбулися на ділянці закінчення вальцювання (3). Мікротвердість

на зразку після зберігання та на нерозвальцьованій ділянці зразка після експлуатації становила 228...278 HV та 221...356 HV відповідно (рис. 5, криві 1 та 2). Натомість на ділянці щільного вальцювання експлуатованого зразка труби мікротвердість збільшилася (268...405 HV, крива 3) порівняно з мікротвердістю на нерозвальцьованій ділянці, що вказує на зміцнення металу в цій області. Найвищу мікротвердість визначено у приповерхневих шарах металу труби.

Дослідження методом оптичної мікроскопії.

Вигляд тріщини, яка утворилася в зоні переходу від розвальцьованої частини труби після експлуатації до нерозвальцьованої, у поперечному перерізі наведено на рис. 6. У середній частині тріщини видно широку порожнину, в якій застоювалося корозивне середовище, що сприяло локальній корозії стінок тріщини. Із зовнішньої та внутрішньої поверхні по обидва боки від наскрізної тріщини, біля її берегів, спостерігається сітка ниткоподібних мікротріщин з локальними дрібними порожнинами, що також свідчить про корозійне пошкодження металу в зоні її утворення. Проте тріщини з боку внутрішньої поверхні довші. В області на-

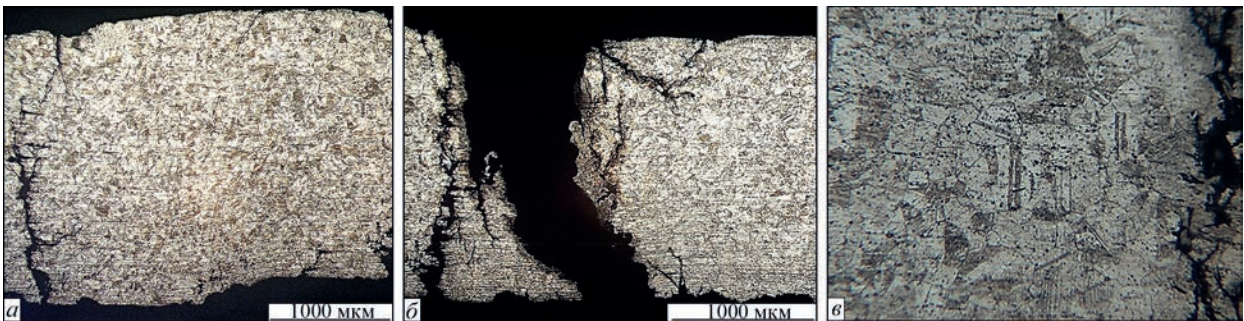


Рис. 6. Зразок труби після експлуатації: а – область на відстані від наскрізної тріщини; б – область наскрізної тріщини; в – мікроструктура металу в зоні тріщини

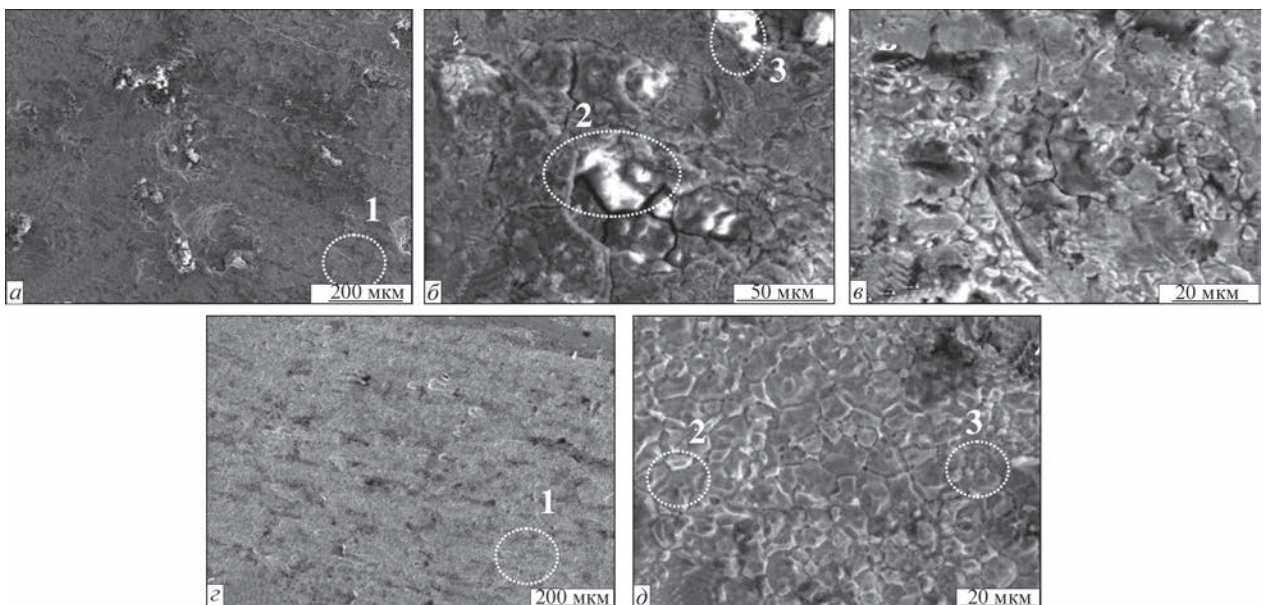


Рис. 7. Поверхні зразків труб після експлуатації (а, б, в) та після зберігання (г, д)

Таблиця 2. Хімічний склад у локальних точках, %

Точка вимірювання	Характеристика місця дослідження	Cr	Ni	Si	Ti	Fe	S	Cl
Зразок після експлуатації								
1	Загальний	20,07	7,48	1,84	1,24	62,89	3,95	1,00
2	У пітінгах (з продуктами органічного походження)	22,37	5,36	1,43	2,37	5,39	11,78	0,68
3		37,3	4,36	1,69	2,05	2,18	7,52	1,20
Зразок після зберігання								
1	По всій поверхні	21,87	8,60	1,35	1,43	66,74	–	–
2	Біла точка	20,86	8,88	2,42	1,50	66,34	–	–
3	Темна точка	22,85	7,10	0,51	1,40	68,14	–	–

скрізної тріщини щільність мікротріщин найбільша, а на відстані 15...20 мм від наскрізної тріщини – вони практично відсутні.

Метал зразків труб має аустенітну структуру (рис. 6). Відокремлення крупних локальних часточок металу на берегах наскрізної тріщини та мікротріщин, які розвивалися від внутрішньої та зовнішньої поверхні, відбувалося внаслідок руйнування металу по границях зерен. Під час розвитку тріщини відбувалося руйнування по границях аустенітних зерен та їх відокремлення від матриці. Біла наскрізної тріщини спостерігалася утворення мартенситу, що, імовірно, викликано пластичною деформацією під час вальцювання, навіть за кімнатної температури [7, 18] (рис. 6, в). Швидке поширення тріщин імовірно за перевищення температури 60 °С [7].

Дослідження методом сканувальної електронної мікроскопії. На поверхні зразка після експлуатації наявні локальні дефекти різного діаметру (до 20 мкм) з продуктами корозії у середині (рис. 7, а). На деяких ділянках конгломерати з кількох аустенітних зерен відокремлені один від одного, видно тріщини завдовжки 10...30 мкм (рис. 7, б, в). Поверхня зразка після зберігання не гладка, що обумовлено технологією виготовлення труб. Аустенітні зерна досить дрібні, а деякі зерна відокремлені від матриці (рис. 7, г, д).

Аналіз локального хімічного складу на поверхні зразка після експлуатації показав, що в пітінгах вміст хрому збільшився від 22,37 до 37,3 %, нікелю – зменшився від 4,36 до 5,36 % порівняно з вмістом цих елементів, визначеним по поверхні сумарно (20,07 та 7,48 % відповідно), вміст титану майже однаковий – 2,37 та 2,05 %. Вміст сірки та хлору достатньо високий: 7,52...11,78 % та 0,68...1,20 % відповідно (табл. 2).

Вміст елементів у локальних точках на поверхні зразка після зберігання (від 20,86 до 22,85 % хрому, від 7,10 до 8,88 % нікелю, від 1,40 до 1,15 % титану) мало відрізнявся від сумарного вмісту елементів, визначеного по поверхні (21,87 % хрому,

8,6 % нікелю, 1,43 % титану). Сірка та хлор не виявлені (табл. 2).

Таким чином, досліджені труби мають аустенітну структуру. Виявлено відокремлення аустенітних зерен одне від одного у зразку неексплуатованої труби, яке посилювалося на зразках експлуатованих труб, та вказувало на перебіг міжкристалічного руйнування поверхневого шару під час експлуатації за впливу продуктів нафтопереробки. Розвитку міжкристалічного руйнування за таких умов сприяла наявність сірки та хлору в локальних корозійних дефектах. У локальних пошкодженнях металу – пітінгах вміст нікелю становив 4,36...7,48 %, що значно менше, ніж на поверхні основного металу за результатами спектрального аналізу (10,5 %), а вміст хрому (20,07...37,3 %) – більше, ніж на поверхні основного металу (17,3 %), що, імовірно, сприяло збільшенню мікротвердості металу на поверхні. Вміст сірки (3,95...11,78 %) та хлору (0,68...1,20 %) на поверхні експлуатованих труб дозволяє припустити їх потрапляння з середовища та затримування в пітінгах. Це вказує на велику ймовірність перебігу локальної корозії: корозійного розтріскування (по границях аустенітних зерен і мартенситу) та пітінгової, що й спостерігали на зразках труб.

Висновки

Корозійне розтріскування розвальцьованих труб із нежавкої сталі 08X18H10T установки повітряного охолодження парів бензину та води за температур від 150 до 80 °С на нафтопереробному підприємстві відбулося в зоні переходу від розвальцьованої частини труби до нерозвальцьованої внаслідок дії чинників комплексного характеру. Розвитку корозійного розтріскування через пластичну деформацію під час вальцювання сприяло: утворення особливо чутливої до корозійного розтріскування структури мартенситу в області наскрізної тріщини; підвищена температура транспортованого вуглеводневого середовища (понад 80 °С); наявність сірки (3,95...11,78 %) та хлору (0,68...1,20 %) в пітінгах, що свідчить про її по-

трапляння з вуглеводневого середовища, та зменшення вмісту нікелю від 2,59 до 7,47 % порівняно з основним металом (10,5 %). Це викликало електрохімічну гетерогенність (різниця потенціалів між ділянками розвальцьованої та нерозвальцьованої внутрішньої поверхні зразка становила 0,087 В) та відмінності мікротвердості металу на нерозвальцьованій (356 HV) та розвальцьованій (405 HV) ділянках зразка труби після експлуатації. Поширення наскрізної тріщини та корозійні пошкодження з боку внутрішньої поверхні у вигляді сітки тріщин, розташованих впоперек осі труби, розвивалися за механізмом міжзеренного руйнування по границях зерен. Витікання середовища внаслідок корозійного розтріскування під впливом середовища та внутрішніх навантажень у простір між зовнішньою поверхнею труби та трубною решіткою викликало щільну корозію.

Список літератури

- BS EN 12502-4:2004 (2004) *Protection of metallic materials against corrosion. Guidance on the assessment of corrosion likelihood in water distribution and storage systems. Pt 4: Influencing factors for stainless steels*. London, British Standards Institution.
- Шрайер Л.Л. (ред.) (1981) *Коррозия: справочник*. Москва, Металлургия.
- ДСТУ 3830-98 (1998) *Коррозія металів і сплавів. Терміни та визначення основних понять*. Київ, Держстандарт України.
- Сокол И.Я., Ульянин Е.А., Фельдгандлер Э.Г. и др. (1989) *Структура и коррозия металлов и сплавов: атлас*. Москва, Металлургия.
- ASM International (1991) *ASM Handbook. Vol. 13: Corrosion*. Materials Park, OH: ASM International. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v13c.9781627081849>
- Семенова И.В., Флорианович Г.М., Хорошилов А.В. (2010) *Коррозия и защита от коррозии*. Под ред. И.В. Семеновой. Москва, Физматлит.
- Vakili, M., Koutnik, P., Kohout, J., Gholami, Z. (2024) Analysis, assessment, and mitigation of stress corrosion cracking in austenitic stainless steels in the oil and gas sector: A review. *Surfaces*, 7(3), 589–642. DOI: <https://doi.org/10.3390/surfaces7030040>
- Almubarak, A., Belkharouch, M., Hussain, A. (2010) Stress corrosion cracking of sensitized austenitic stainless steels in Kuwait petroleum refineries. *Anti-Corrosion Methods and Materials*, 57(2), 58–64. DOI: <https://doi.org/10.1108/00035591011028014>
- Корозійне розтріскування під напругою*. <https://amariaua.com/korrozijnoe-rastreskivanie-pod-napryazheniem>
- Кайдриков Р.А., Виноградова С.С. (2010) Питтинговая коррозия металлов и многослойных систем (исследование, моделирование, прогнозирование, мониторинг). *Технология электрохимических производств*, 212–227.
- Енергетика: історія, сучасність і майбутнє*. <http://energetika.in.ua/ua/books/book-1/part-2/section-8/8-2/8-2-1>
- Жук Н.П. (1976) *Курс теории коррозии и защиты металлов*. Москва, Металлургия.
- Герасименко А.А. (ред.) (1987) *Защита от коррозии, старения и биоповреждений машин, оборудования и сооружений*. В 2 т. Т. 1. Москва, Машиностроение.
- Corrosion Related Accidents in Petroleum Refineries (2013) *Lessons learned from accidents in EU and OECD countries*. Luxembourg: Publications Office of the European Union. DOI: <https://doi.org/10.2788/37909>
- Groysman, A. (2017) Corrosion problems and solutions in oil, gas, refining and petrochemical industry. *Koroze a ochrana materiálu*, 61(3), 100–117. DOI: <https://doi.org/10.1515/kom-2017-0013>
- Каховский Н.И. (1975) *Сварка высоколегированных сталей*. Киев, Техника.
- Розенфельд И.Л. (1969) *Коррозия и защита металлов*. Москва, Металлургия.
- Гуляев А.П. (1986) *Металловедение*. 6-е изд., перераб. и доп. Москва, Металлургия.

Reference

- BS EN 12502-4:2004 (2004) *Protection of metallic materials against corrosion. Guidance on the assessment of corrosion likelihood in water distribution and storage systems. Pt 4: Influencing factors for stainless steels*. London, British Standards Institution.
- Shraier, L.L. (red.) (1981) *Corrosion: A handbook*. Moskva, Metallurhyia [in Russian].
- DSTU 3830-98 (1998) *Corrosion of metals and alloys. Terms and definitions of basic concepts*. Kyiv, Derzhstandart Ukrainy [in Ukrainian].
- Sokol, I.Ya., Ulyanin, E.A., Feldgandler, E.G. et al. (1989) *Structure and corrosion of metals and alloys: atlas*. Moskva, Metallurgiya [in Russian].
- ASM International (1991) *ASM Handbook. Vol. 13: Corrosion*. Materials Park, OH: ASM International. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v13c.9781627081849>
- Semenova, I.V., Florianovich, G.M. i Horoshilov, A.V. (2010) *Corrosion and corrosion protection*. Ed. by I.V. Semenova. Moskva, Fizmatlit [in Russian].
- Vakili, M., Koutnik, P., Kohout, J., Gholami, Z. (2024) Analysis, assessment, and mitigation of stress corrosion cracking in austenitic stainless steels in the oil and gas sector: A review. *Surfaces*, 7(3), 589–642. DOI: <https://doi.org/10.3390/surfaces7030040>
- Almubarak, A., Belkharouch, M., Hussain, A. (2010) Stress corrosion cracking of sensitized austenitic stainless steels in Kuwait petroleum refineries. *Anti-Corrosion Methods and Materials*, 57(2), 58–64. DOI: <https://doi.org/10.1108/00035591011028014>
- Stress corrosion cracking* [in Ukrainian]. <https://amariaua.com/korrozijnoe-rastreskivanie-pod-napryazheniem>
- Kajdrikov, R.A., Vinogradova, S.S. (2010) Pitting corrosion of metals and multilayer systems (research, modeling, forecasting, monitoring). *Tehnologiya elektrohimicheskikh proizvodstv*, 212–227 [in Russian]. <https://cyberleninka.ru/article/n/pittingovaya-korroziya-metallov-i-mnogosloynnyh-sistem-issledovanie-modelirovanie-prognozirovanie-monitoring>
- Energy: history, present and future* [in Ukrainian]. <http://energetika.in.ua/ua/books/book-1/part-2/section-8/8-2/8-2-1>
- Zhuk, N.P. (1976) *Course in the theory of corrosion and protection of metals*. Moskva, Metallurgiya [in Russian].
- Gerasimenko, A.A. (red.) (1987) *Protection against corrosion, aging, and biodeterioration of machines, equipment, and structures*. In 2 vol. Vol. 1. Moskva, Mashinostroenie [in Russian].
- Corrosion Related Accidents in Petroleum Refineries (2013) *Lessons learned from accidents in EU and OECD countries*. Luxembourg: Publications Office of the European Union. DOI: <https://doi.org/10.2788/37909>
- Groysman, A. (2017) Corrosion problems and solutions in oil, gas, refining and petrochemical industry. *Koroze a ochrana materiálu*, 61(3), 100–117. DOI: <https://doi.org/10.1515/kom-2017-0013>
- Kahovskij, N.I. (1975) *Welding of high-alloy steels*. Kiev, Tehnika [in Russian].
- Rozenfeld, I.L. (1969) *Corrosion and protection of metals*. Moskva, Metallurgiya [in Russian].
- Gulyaev, A.P. (1986) *Metal science*. 6th ed., revised and enlarged. Moskva, Metallurgiya [in Russian].

DAMAGE OF STAINLESS ROLLED PIPES OF GASOLINE VAPOR COOLING UNITS IN OIL REFINERIES

S.O. Osadchuk, L.I. Nyrkova, L.V. Goncharenko, V.P. Yelahn, S.Yu. Kovalenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevykh Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: svetlanaosadchuk@meta.ua

The peculiarities of damage of stainless rolled pipes of gasoline vapor air cooling units at an oil refinery after 1 year of operation, which were detected on the boundary of transition from the rolled part of the pipe to the unrolled part, were investigated. Corrosion cracking occurred as a result of the combined effect of a hydrocarbon environment at elevated temperature (more than 80 °C) and the stressed state of the product caused by rolling. Optical microscopy showed that the pipe wall thickness was uneven. The propagation of a through crack and corrosion damage to the inner surface in the form of a network of cracks located transversely to the pipe axis developed by the mechanism of intergranular fracture. Scanning electron microscopy revealed the presence of sulfur and chlorine in pitting, which indicates its release from the hydrocarbon environment. A decrease in nickel content from 2.59 to 7.47 % compared to the base metal (10.5 %) was also found, which caused electrochemical heterogeneity and a difference in microhardness (the potential difference between the rolled and unrolled areas on the inner surface of the specimen was 0.087 V, microhardness was 405 HV and 356 HV, respectively). 18 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

Keywords: stainless steel, gasoline vapor cooling plant, rolled pipes, internal corrosion, stress corrosion cracking

ORCID

С.О. Осадчук – <https://orcid.org/0009-0009-4968-4777>, Л.І. Ниркова – <https://orcid.org/0000-0003-3917-9063>,

Л.В. Гончаренко – <https://orcid.org/0009-0004-9820-5852>, В.П. Єлагін – <https://orcid.org/0000-0002-4335-5130>,

С.Ю. Коваленко – <https://orcid.org/0000-0001-5012-3437>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

С.О. Осадчук

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: svetlanaosadchuk@meta.ua

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

С.О. Осадчук, Л.І. Ниркова, Л.В. Гончаренко, В.П. Єлагін, С.Ю. Коваленко (2026) Пошкодження нержавіжких вальцьованих труб установки охолодження парів бензину нафтопереробного підприємства. *Технічна діагностика та неруйнівний контроль*, 01, 23–31. DOI: <https://doi.org/10.37434/tdnk2026.01.03>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk>

Отримано 21.01.2026

Отримано у переглянутому вигляді 10.03.2026

Підписано до друку 10.04.2026

Оприлюднено 23.04.2026

