

ДОСЛІДЖЕННЯ АВАРІЙНИХ ТРУБОПРОВІДІВ

Валерій Макаренко¹, Володимир Гоц², Юлія Макаренко³, Тетяна Аргатенко⁴,
Віктор Поліщук⁵

^{1,2,4,5} Київський національний університет будівництва і архітектури;

³ Медичний університет Манітобо, м. Вінніпег, Канада

¹ докт. техн. наук, професор, green555tree@gmail.com, orcid.org/0000-0001-9178-9657

² докт. техн. наук, gots.vi@knuba.edu.ua, orcid.org/0000-0001-7702-1609

³ бакалавр, green555tree@gmail.com, orcid.org/0000-0003-1252-4231

⁴ канд. техн. наук, argatenko.tv@knuba.edu.ua, orcid.org/0000-0003-2516-2906

⁵ магістрант, polishchuk_viv@knuba.edu.ua, orcid.org/0000-0002-9373-0453

DOI: 10.32347/2524-0021.2022.40.31-43

Анотація. Довговічність та надійність експлуатації сталевих трубопроводів водопровідних та каналізаційних систем обумовлені зокрема якістю їх зварних з'єднань, яка в свою чергу залежить як від складу використаних при їх виготовленні матеріалів, так і від дотримання технології зварювання. Немалий вплив на порушення надійності трубопроводних систем також має склад домішок транспортованих рідин, що можуть спричинити корозійні руйнування матеріалів. Ці явища є особливо важливими в системах гарячого водопостачання та промислового водовідведення, де руйнівний вплив фізичних факторів і хімічного складу середовища може бути вирішальним. З'ясовано, що втрата міцності трубопроводом викликається зокрема й неправильною експлуатацією, в умовах якої проявляються мікровади зварних з'єднань трубопроводів, що й призводить до їх руйнування. Представлено результати обстежень та експериментальних досліджень міцності зварних швів сталевих технологічних трубопроводів. Проведено зовнішній огляд, визначення структури та параметрів міцності зварних швів трубопроводів, пошаровий аналіз корозійних ушкоджень їх внутрішньої поверхні. Виявлено, що дочасне руйнування зварних з'єднань трубопроводів гарячого водопостачання та виробничої каналізації обумовлене довготривалою експлуатацією в напруженому стані. За таких обставин критичний вплив на втрату міцності мали нерівномірна крупнозерниста структура шва, наявність в структурі металу неметалевих включень, а також порушення технології зварювання. Для підвищення корозійно-механічної стійкості зварних з'єднань промислових трубопроводів потрібно модифікувати наплавний метал шва для роздріблення структури і значного зменшення неметалевих включень, а також удосконалити технологію ручної дугової зварки покритими електродами, зокрема кореневих шарів зварювальних швів.

Ключові слова: міцність технологічних трубопроводів, структура зварного шва, корозійно-механічна стійкість матеріалу.

ВСТУП

Довговічність та надійність сталевих трубопроводів є важливим фактором забезпечення безперебійної експлуатації водопровідних та каналізаційних систем. Важливим елементом забезпечення цілісності трубопроводної системи є надійність зварного з'єднання сталевих труб.

Метою роботи були експериментальні дослідження факторів, що спричиняють руйнування трубопроводів. Досліджувались аварійні трубопроводи, виготовлені із сталі марки 20, що використовувались для транспортування гарячої води та промислових стоків.

ОСНОВНИЙ МАТЕРІАЛ

Трубопровід гарячого водопостачання. Об'єктом дослідження служив аварійний трубопровід (сталь марки 20) діаметром 420 мм з товщиною стінки 7 мм. Термін експлуатації 25 років. Трубопровід транспортував гарячу воду під тиском 4 МПа і температурою 80°C. Із

аварійного трубопроводу була вирізана котушка, з якої виготовляли зразки для експериментальних досліджень..

Як показали обстеження, розрив трубопроводу відбувся на довжині близько половини кола по центру монтажного зварного шва, на інших ділянках – по тілу труби в зоні термічного впливу (рис. 1).

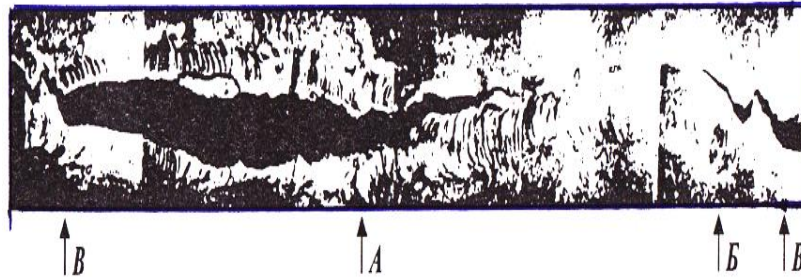


Рис. 1. Вид розриву монтажного зварювального з'єднання з боку зовнішньої поверхні: А – початок зварки; Б – кінець зварки; В – зародження тріщини

Fig. 1. The type of rupture of the assembly welding joint from the side of the outer surface: A – the beginning of welding; B – end of welding; B – crack initiation

Ширина зварного шва на зовнішній поверхні складала 12...15 мм, висота підсилення 1,5...3,0 мм. Ширина кореня шва на внутрішній поверхні – 3...4 мм, підсилення – 0...2 мм.

Зовнішня поверхня шва має характерний для ручної дугової зварки лускатий рельєф, за напрямком якого видно, що зварка проводилася неповоротним способом «знизу-вверх» в обидва боки від нижньої твірної труби. Характер деформації пошкодженої котушки підтверджує наявність згину трубопроводу в момент його руйнування. Було встановлено, що руйнування основного металу відбувалося за типом зрізу, а наплавленого металу – крихким відривом [1-3]. Крім того, обстеженнями встановлено, що розміщення зони

зародження тріщини прив'язано до найбільш ослабленої ділянки зварного шва.

Макрорельєф поверхні зламу в осередку пошкодження і корені шва є характерним для крихкого між- і внутрішньозернового руйнування [4-6]. Для виявлення макроструктури використовували травлення зразків в 5%-му спиртовому розчині азотної кислоти. Результати металографічних досліджень представлені на рис. 2. Видно, що за межами зони термічного впливу (ЗТВ) монтажного зварного шва мікроструктура основного металу труб – ферито-перлітна. Розмір зерна неоднорідний через численні нагрівання при наплавленні. Мікротвердість металу не перевищує 190 HV (80HRB). Виражена ЗТВ в основному металі у валиків наплавленого металу відсутня (рис. 2.,б).

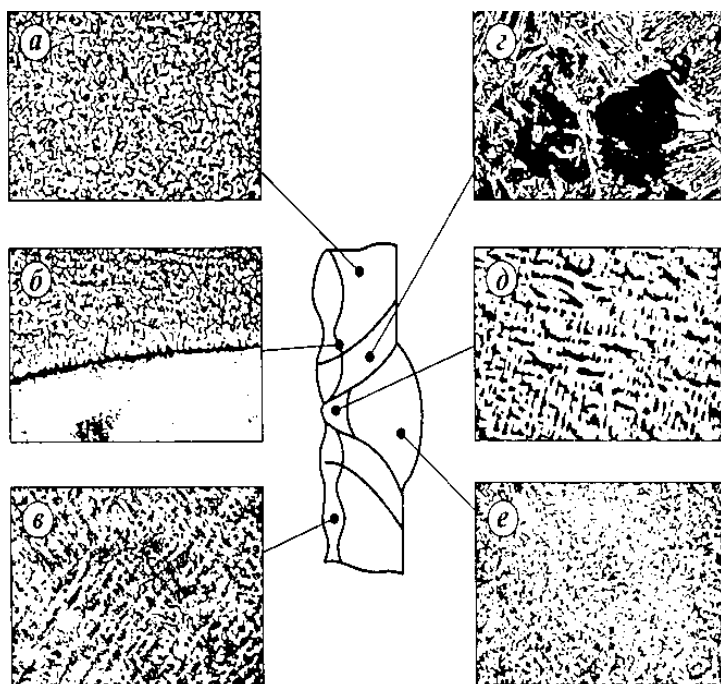


Рис. 2. Мікроструктура метала в різних зонах зварювального з'єднання (x200). На схемі вказані розміщення точок зйомки

Fig. 2. Metal microstructure in different zones of the welding joint (x200)
The location of shooting points is indicated on the diagram

Метал наплавленого шару по всьому об'єму має мартенситну структуру (рис. 2,в) і мікротвердість до 447 HV (45 HRC).

В зоні термічного впливу зварного шва, на ділянці перегріву основний метал має крупнозернисту відманштеттенову структуру з острівками троостита і мартенсита (рис. 2,г). Твердість тут підвищена – до 337 HV (40 HRC). Наплавлений метал в ЗТВ має твердість до 467 HV (48 HRC). На обох зразках у кореня шва знайдені численні мікротріщини, направлені в сторону металу шва (рис. 2,а). В їх порожнині присутні оксидні плівки (рис. 2,б,в), що свідчить про утворення тріщин в процесі зварки стика і дозволяє класифікувати їх як гарячі зварювальні тріщини підсолідусного типу [6,7].

На рис. 3 показана структура верхнього шару зварювального шва (осередок руйнування) з мікротріщиною, а на рис. 4 представлені графіки розподілу мікротвердості в різних напрямках зони зварного

з'єднання. Різниця твердості відповідних ділянок зразків в корені шва і шарах заповнювача пояснюється, ймовірно, різним ступенем перемішування електродного матеріалу з основним металом і нестабільністю термічного циклу зварки.

Дослідження аварійного трубопроводу показали, що причиною руйнування став його згин унаслідок порушення правил експлуатації.



Рис. 3. Мікротріщини у верхньому шарі зварного шва, x200

Fig. 3. Microcracks in the upper layer of the weld, x200

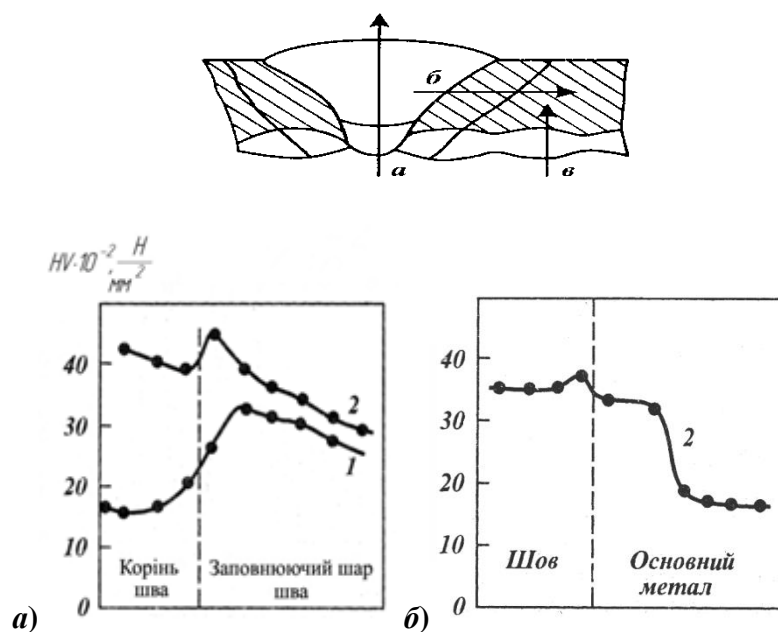


Рис. 4. Розподілення мікротвердості по перетину зварного з'єднання в напрямках, вказаних стрілками на схемі: 1 – в осередку руйнування; 2 – за межами осередка; напрямок (б) не показаний

Fig. 4. Distribution of microhardness along the cross-section of the welded joint in the directions indicated by the arrows in the diagram: 1 – in the fracture center; 2 – outside the cell; direction (б) not shown

Із літературних джерел відомо [10-17], що труби діючих трубопроводів знаходяться в складно напруженому стані. В структурних змінах, які відбуваються при довготривалій експлуатації, основну роль грають повторно-статичні навантаження, які виникають із-за планових і позапланових зупинок, включення і виключення окремих теплоенергетичних агрегатів, насосних установок тощо. Структурні зміни, в свою чергу, призводять до зміни структурно-чутливих властивостей метала труби. Особливо найбільш чутливі зміни відбуваються в зоні термічного впливу, що пояснюється наявністю в них структурно-неоднорідних областей (рис. 5) [15-18]. Тому, як правило, руйнування трубопроводів проходить або по зварному шву, або по ЗТВ.

Процес руйнування технологічних трубопроводів починається з утворення тріщин субмікроскопічних розмірів, які

поступово підростають до критичних значень.

В макроскопічній теорії міцності розділяють руйнування двох видів [15-17]:

- відрив в результаті дії розтягувальних напружень;
- зріз під дією дотичних напружень.

Вважається [6,12,17], що відрив може відбутися без попередньої макроскопічної деформації, водночас така деформація завжди передусе руйнуванню шляхом зрізу. Тому відрив часто відповідає крихкому, а зріз – в'язкому (пластичному) руйнуванню. Для в'язкого руйнування металу труб потрібна значно більша енергія, ніж для крихкого руйнування. Це пов'язано з тим, що при розвитку в'язкої тріщини пластична деформація йде не лише близько її вершини, але і по значному об'єму стінки труби.

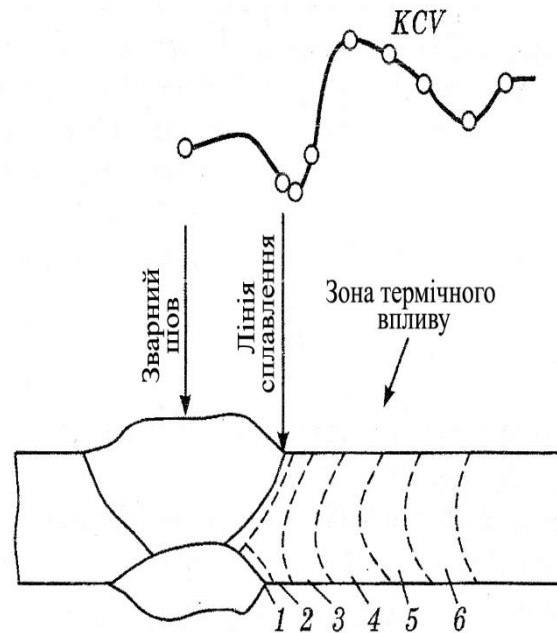


Рис. 5. Характер зміни ударної в'язкості в зоні зварного з'єднання трубопроводу: 1 – лінія сплавлення; 2 – зона перегріву; 3 – зона нормалізації; 4 – зона неповної перекристалізації; 5 – зона рекристалізації; 6 – зона старіння

Fig. 5. The nature of the impact viscosity change in the zone of the welded joint of the pipeline: 1 – fusion line; 2 – overheating zone; 3 – zone of normalization; 4 – zone of incomplete recrystallization; 5 – recrystallization zone; 6 – aging zone

Дослідження зразків зварних труб із вуглецевої сталі марки 20 дозволили підтвердити більш значне окрихчення зварного з'єднання, ніж тіла труби в процесі довготривалої експлуатації трубопроводів на комунальних підприємствах України (рис. 6) [18]. Як видно з даних рис. 6, параметр мікротвердості H_c має максимальні значення в зоні термічного впливу зварного з'єднання, що може бути пов'язано з наводненням ЗТВ в процесі старіння трубних сталей. Звертає увагу той факт, що значення H_c близько внутрішньої поверхні на 12-18% вищі, чим уздовж зовнішньої поверхні труби. Ця відмінність особливо помітна у лінії сплавлення, а також в місцях внутрішніх підрізів та інших дефектів, звідки, як правило, починають зароджуватися мікротріщини, які приводять до руйнування трубопроводу.

На рис. 7 і 8 показані фрагменти зварювальних з'єднань з тріщиною уздовж лінії сплавлення шва з основним металом,

розповсюдження якої привело до руйнування трубопроводу виробничої каналізації.

Металографічний аналіз дозволив встановити велику кількість неметалевих включень – сульфідів і оксисульфідів переважно заліза та марганцю в металі зварювального шва, причому уздовж лінії сплавлення спостерігаються плівки і ланцюжки таких включень округлої форми. Знайдені області зони сплавлення, в яких зароджуються мікротріщини, спричинені неметалевими включеннями, які виявляються осередками їх зародження, підтверджуються даними фрактографічного аналізу зламів зразків. На рис. 8 чітко помітні ланцюжки неметалевих включень сульфідів і оксисульфідів Fe і Mn в зоні сплавлення, вздовж яких і відбулося руйнування, причому злами представляють собою в'язкі ділянки ямкового типу. При цьому частка в'язкої складової в зламах таких зразків сягає не менше 80-95%, в той же час по ЗТВ вона не перевищує 40-50%.

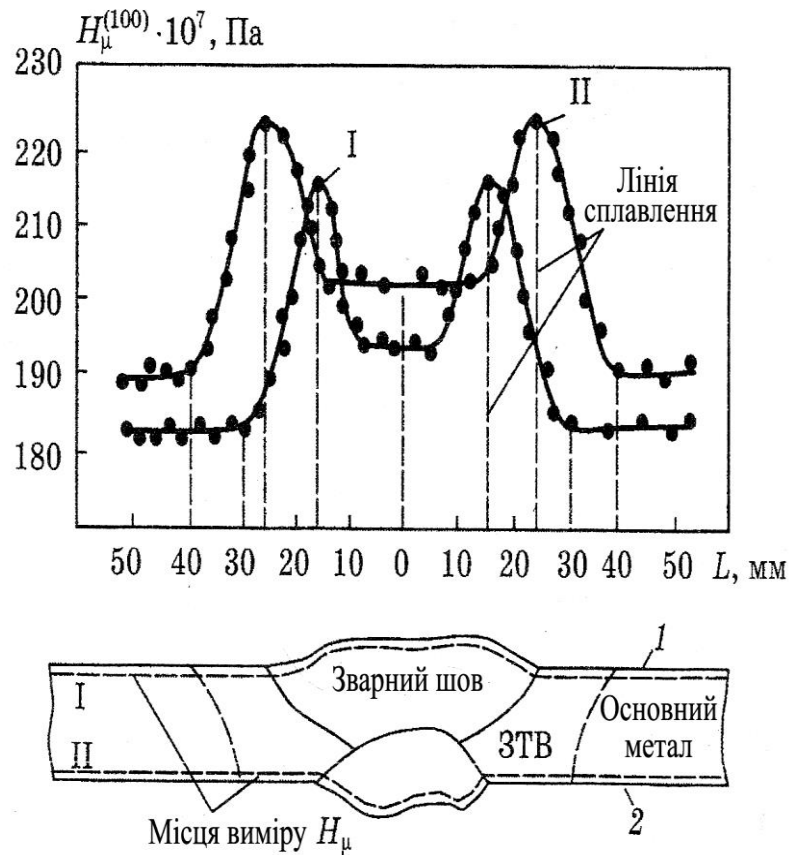


Рис. 6. Характер розподілу мікротвердості в зварювальному з'єднанні трубопроводу: 1 – зовнішня сторона труби; 2 – внутрішня сторона труби
Fig. 6. The nature of the distribution of microhardness in the welded joint of the pipeline: 1 – the outer side of the pipe; 2 – the inner side of the pipe

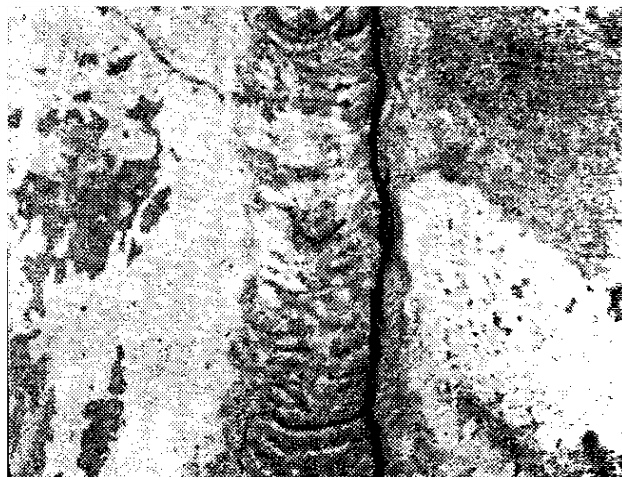


Рис. 7. Тріщина уздовж лінії сплавлення зварного з'єднання промислового трубопроводу. x20
Fig. 7. A crack along the fusion line of a welded joint of an industrial pipeline. x20

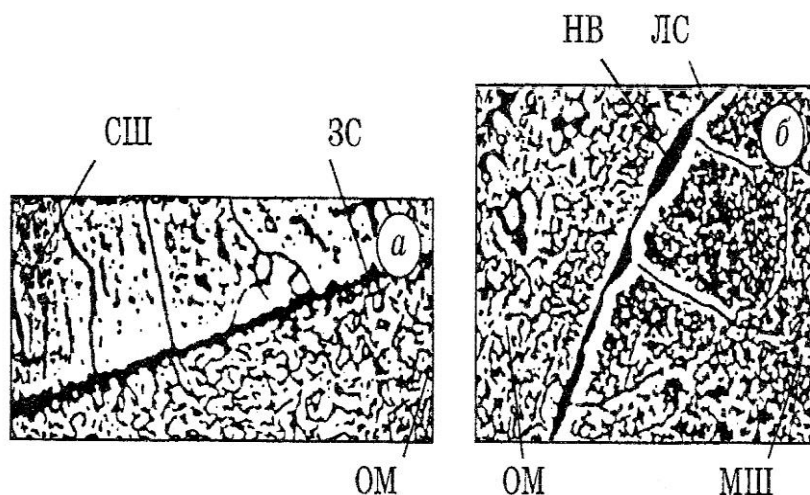


Рис. 8. Макрокартина руйнування зварного з'єднання по зоні сплавлення з розповсюдженням макротріщини в глибину метала шва: *a* – $\times 600$; *б* – $\times 1000$; ОМ – основний метал; ЗС – зона сплавлення; МШ – метал шва; НВ – неметалеве включення; ЛС – лінія сплавлення; СШ – зварний шов

Fig. 8. Macro picture of the destruction of a welded joint in the fusion zone with the propagation of a macrocrack into the depth of the weld metal: *a* – $\times 600$; *б* – $\times 1000$; ОМ – base metal; ЗС – fusion zone; МШ – seam metal; НВ – non-metallic inclusion; ЛС – fusion line; СШ – weld seam

Таким чином, механічні і металографічні результати досліджень показали, що найбільш ймовірною причиною зародження тріщини з подальшим її розвитком аж до руйнування зварювального з'єднання дослідного трубопроводу є наявність неметалевих включень в зоні максимальних розтягувальних напружень, зокрема в ЗТВ.

Трубопровід виробничої каналізації. В якості об'єкту дослідження служив колекторний водогін для відводу технічної води з виробничих цехів комунального підприємства, що містить агресивні речовини різного характеру. Діаметр трубопроводу 320 мм, товщина стінки 5 мм, зовнішня антикорозійна поліетиленова ізоляція, термін експлуатації 24 роки. Із аварійного трубопроводу вирізали котушку труби довжиною 0,5 м, а потім готували зразки для механічних і металографічних випробувань. Зовнішній огляд труби свідчив про значні корозійні пошкодження металу уздовж кореня шва по нижній твірній труби. Найбільша ширина корозійної

ділянки шва складає 12 мм, глибина до 2-3 мм, довжина близько 120 мм.

Механічні характеристики зварного з'єднання. Твердість виміряли в одиницях HRB відповідно ДСТУ ISO 6508-1:2013 [5,6]. Схема та результати вимірювання твердості приведені на рис. 9. Видно, що твердість зварного з'єднання змінюється від 77 до 86 HRB. Відхилення значень твердості від середнього характерно для зварних з'єднань. Найбільш високі значення твердості спостерігаються на границі сплавлення.

Механічні характеристики зварного з'єднання, які отримані при проведенні випробувань на статичне розтягування і ударний згин на зразках типу Х (з V-образним надрізом) [15-17], приведені в табл. 1. При випробуванні на статичне розтягування зразки руйнувалися по основному металу на відстані близько 20-30 мм від зварного шва. При випробуванні на ударний згин встановлено, що в'язкість у зразків з надрізом в зоні сплавлення нижче, чим у зразків з надрізом по шву.

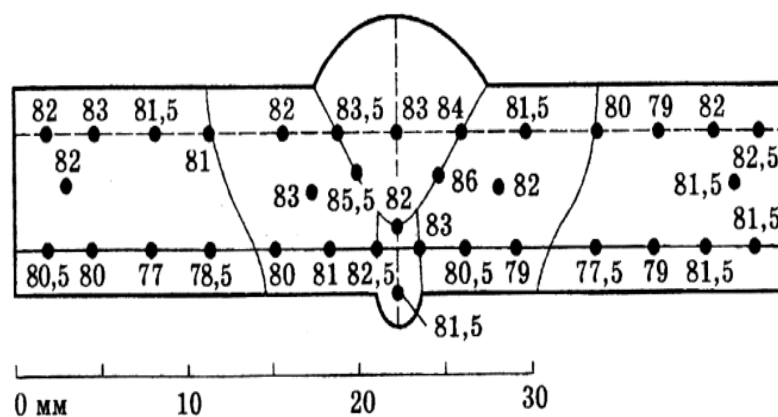


Рис. 9. Дослідження твердості зварного з'єднання
Fig. 9. Study of the hardness of the welded joint

Випробування на статичний згин проводили відповідно ДСТУ-Н Б А.3.1-30:2015 [17] (табл. 2). Згідно з нормативними вимогами, зварне з'єднання вважається годним при згині до 80° без утворення тріщин. В даних випробуваннях для збільшення достовірності експерименту

кут згину був підвищений до 120°. Результати випробувань на статичний згин зразків не задовольняють вимогам. Це підтверджує припущення про окрихчення зварного з'єднання, зроблену по результатах випробувань на ударний згин.

Табл. 1. Механічні властивості зварних з'єднань
Table 1. Mechanical properties of welded joints

Статичне розтягування			Ударний згин				
σ _в , МПа	σ _т , МПа	Характер руйнування	Місце надрізу	КCV, Дж/см ²		Частка в'язкої складової, %	
				+20 ⁰ С	-30 ⁰ С	+20 ⁰ С	-30 ⁰ С
481	312	За основним металом	шов	115	26	96	47
			зона сплавлення	78	14	78	36

Табл. 2. Результати випробувань на згин
Table 2. Bending test results

Положення зварного шва при згині	Навантаження згину, кН	Стан зварювального з'єднання при згині на кут 120°
коренем шва назовні	13,50	тріщини при 68°
коренем шва в середину	14,75	без тріщин

Аналіз мікроструктури і мікротвердості зварного з'єднання. Загальний вигляд зварного з'єднання і схема зйомки панорами приведена на рис. 9 і 10.

Мікроструктура навколошовної зони у вигляді панорам показана на рис. 10 а. Аналіз мікроструктури проводили від

границі сплавлення в сторону основного металу по трьом рівням:

- від облицювального шва (рис. 10, б);
- від заповнювального шва (рис. 10, в);
- від кореневого шва (рис. 10, з).

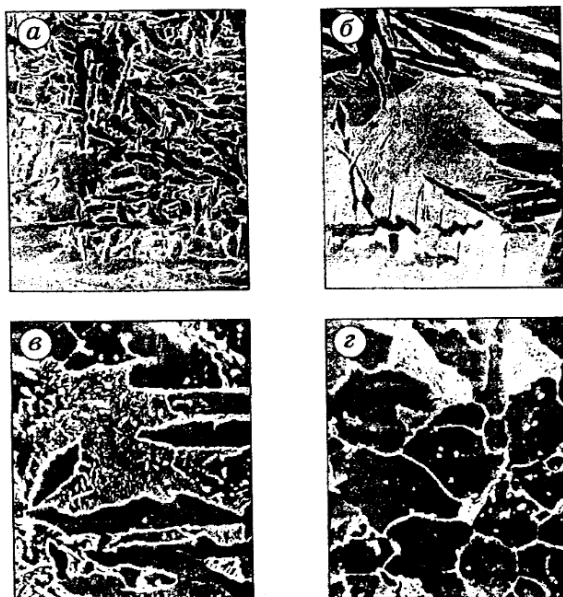


Рис. 10. Мікроструктура зварного шва (*а*, $\times 1000$) і навколошовної зони зварного з'єднання (*б*, $\times 1000$, *в*, $\times 4000$, *г*, $\times 4000$)

Fig. 10. Microstructure of the weld (*a*, $\times 1000$) and the near-seam zone of the welded joint (*б*, $\times 1000$, *в*, $\times 4000$, *г*, $\times 4000$)

Із даних рис. 10 видно, що мікроструктура наплавленого металу представляє собою ферито-перлітну суміш. Уздовж всієї границі сплавлення зварного шва з металом труби спостерігається відманштеттова структура. Бал зерна по відманштеттовій структурі визначається за ДСТУ-Н Б А.3.1-30:2015. У внутрішній стінці труби розмір зерна за даною структурою 2-3 бали, у зовнішній – до 2-х балів. Найбільших розмірів (до 4-го) зерна відманштеттової структури досягають в ЗТВ навколо границі сплавлення кореневого шва з наповнювачем.

Смугастість і розмір зерна визначалися за методикою ДСТУ 8974:2019. При віддаленні від зварного шва в ЗТВ появляється смугастість в структурі. Вона сягає 1-2 балів в ЗТВ у зовнішньої стінки труби і збільшується до 3-х балів до внутрішньої. Бал зерна зварного шва – 9-10. Мікротріщин в дослідних структурах зварного з'єднання не встановлено.

Із рис. 11 видно, що корозійне ураження зварного з'єднання проходить по

границі сплавлення і відманштеттовій структурі зони термічного впливу.



Рис. 11. Корозійні ураження зварного з'єднання промислового трубопроводу ($\times 400$)

Fig. 11. Corrosion lesions of the welded joint of an industrial pipeline ($\times 400$)

Результати вимірювань мікротвердості зведені в наглядний графік (рис. 12), із якого видно, що максимальна мікротвердість спостерігається у границі сплавлення і в зоні розміщення крупних зерен.

Мікротвердість, *HV*

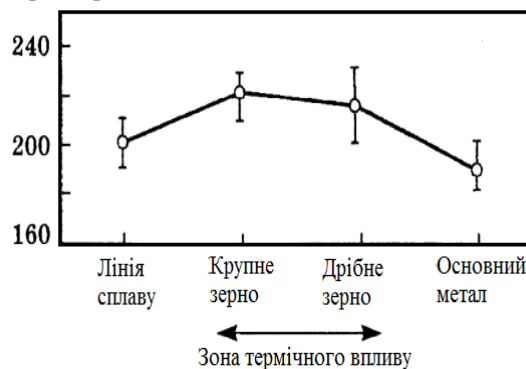


Рис. 12. Розподілення мікротвердості по основним зонам зварного з'єднання

Fig. 12. Distribution of microhardness in the main zones of the welded joint

Хімічний склад контактного середовища. Хімічний склад транспортованого робочого середовища представлений в табл. 3.

Табл. 3. Хімічний склад транспортного середовища

Table 3. Chemical composition of the transported environment

H ₂ O, %	93
pH	72
P, г/см ³	1,007
Fe ²⁺ , Fe ³⁺ , мг/л	3,27; 2,15
Cl ⁻ , мг/л	123
HCO ₃ ⁻ , мг/л	67
Ca ²⁺ , мг/л	57,8
Mg ²⁺ , мг/л	48,2
Na ⁺ , K ⁺ , мг/л	127
Мінералізація, мг/л	56,3
CO ₂ , мг/л	12,5
H ₂ S, мг/л	2,12

Аналіз продуктів корозії на внутрішній стінці трубопроводу. Методами рентгеноструктурного аналізу був визначений фазовий склад продуктів корозії на

внутрішній поверхні труби. Рентгеноструктурний аналіз проводили пошарово на дифрактометрі “ДРОН-3” в СоКа – випромінюванні в режимі U = 28 кВ і I = 10 мА, швидкість лічильника 2 град/хв. Результати пошарового фазового аналізу продуктів корозії представлені на рис. 13, де показано, як змінюється інтенсивність рентгенівських дифракційних ліній різних фаз, які входять в склад продуктів корозії при послідовному пошаровому їх віддаленні з поверхні.

Основною фазою верхнього шару продуктів корозії виявляється карбонат кальцію CaCO₃. Оксиди Fe₃O₄ і FeO відповідають фазовому складу прокатної окалини. Крім карбонату кальцію, в продуктах корозії на поверхні труби були виявлені сульфід заліза FeS і карбонат заліза FeCO₃. Це свідчить про активну корозійно-хімічну взаємодію метала труби з робочим середовищем. Слід відмітити, що шар продуктів корозії щільніше прилягає до метала труби, чим до зварного шва.

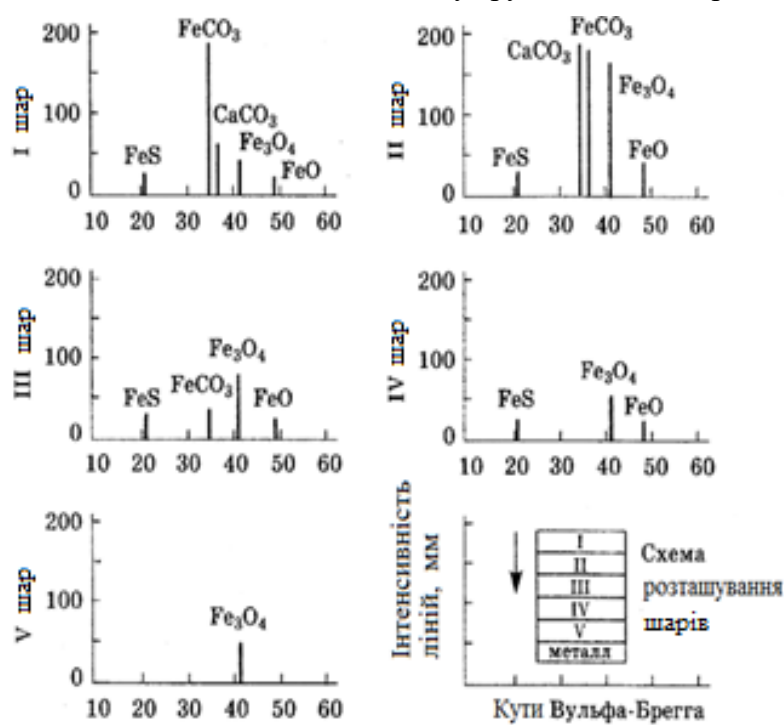


Рис. 13. Результати пошарового рентгеноструктурного аналізу продуктів корозії з внутрішньої поверхні труби

Fig. 13. Results of layer-by-layer X-ray structural analysis of corrosion products from the inner surface of the pipe

Із отриманих результатів рентгенофазових і структурних досліджень можна зробити висновок про те, що окрихчення зварного шва пов'язано з наводненням металу, яке, в свою чергу, сприяє сульфідному корозійному руйнуванню зварних з'єднань трубопроводів – колекторів з відводу технічно забрудненої водяної суміші. Тому потрібно проводити подальші дослідження стосовно відпрацювання оптимальних варіантів технології зварювання і ремонту трубопроводів з метою гарантованого забезпечення високої корозійно-механічної стійкості в процесі довготривалої експлуатації при циклічних (знакозмінних) навантаженнях в умовах агресивних технологічних середовищ.

ВИСНОВКИ

Отримані результати дослідження дозволили зробити наступні висновки:

1. Руйнування трубопроводів по зварному з'єднанню спричиняється, як правило, формуванням нерівномірної крупнозернистої структури металу шва, а також утворенням мікротріщин, особливо в корені шва, і наявністю неметалевих включень.

2. Низька якість аварійних зварних стиків значною мірою обумовлена порушеннями технології зварювання (недотримання температури підігріву крайок труб, неправильний вибір електродних матеріалів і оптимальних режимів зварювання тощо).

3. Для підвищення корозійно-механічної стійкості зварних з'єднань промислових трубопроводів потрібно модифікувати наплавлений метал шва для роздріблення структури і значного зменшення неметалевих включень, а також удосконалити технологію ручної дугової зварки покритими електродами, зокрема кореневих шарів зварювальних швів.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. **Evans G. M.** Einfluss der Streckenenergie auf Mikrogefuge und Eigenschaften von C- und Mn-haltigen reinen Schweissgutem // Oerlikon-Schweissmitt. 1980. 92. 20-35.
2. **Keen B. J., Mills K. C., Bryant J. W.**

Effect of interaction between surface active elements on the surface tension of iron // Can. Met. Quart. 1982. 21(4). P. 393-403.

3. **Макаренко В. Д., Грачев С. И., Прохоров Н. Н. и др.** Сварка и коррозия нефтегазопроводов Западной Сибири / Под ред. В.Д. Макаренко. Киев: Наукова думка, 1996. 596 с.

4. **Меськин В. С.** Основы легирования стали. Москва: Metallurgiya, 1977. 196 с.

5. **Макаренко В. Д., Ковенский И. М., Прохоров Н. Н. и др.** Коррозионная стойкость сварных металлоконструкций нефтегазовых объектов. Москва: Недра-Бизнесцентр. 2000. 500 с.

6. **Trucbon M. R., Crolet J. I.** Experimental limits of sourer service for tubular steels // SSC Symposium. Saint-Cloud. 21. 2013.

7. **Stardisco J. B., Pitts R. E.** Corrosion of Iron in H₂S-CO₂-H₂O System, Mechanism of Sulfide Film Formation and Kinetics of Corrosion // Corrosion. 1965. 21(8). P.245-253.

8. **Шварц Г. Л., Акшенцева А. П., Истрина З. Ф.** Структурная коррозия конструкционных материалов в производствах органических синтетических красителей //Металловедение и термическая обработка металлов. 1994. 10. С.32-38.

9. **Galis M. F. J., Orlans B. J., Gunts G. C.** Study of metallurgical parameters influencing the behaviour of line pipes in H₂S medium // SSC Symposium. 1991. 17 p.

10. **Francis F., Edwards A. M, Espiner R. J., Senior G.** Applying Structural Reliability Method to Aging Pipelines. Paper. C57I-/011./99//. IMcchE Conference on Aging Pipelines. Newcastle., UK, October. 1999.

11. **Henderson P. J., Hopkins P., Cosham A.** Extending the Life of Ageing Pipelines. The Offshore Pipeline Technology Conference. TX OPT USA, 2001, Oct. 22-23. Houston.

12. **Макаренко В. Д., Максимов С. Ю., Осадчий В. С. і ін.** Корозійно-механічні руйнування гідротехнічних споруд України. Київ: НУБіП України. 2021. 304 с.

13. **Макаренко В. Д., Максимов С. Ю., Білик С. І. і ін.** Корозійні руйнування каналізаційних систем України // Київ:НУБіП України. 2021. 272 с/

14. **Tributsch H., Rojas-Chapana J. A., Bärtels C. C., Ennaoui, A., Hofmann W.** Role of Transient Iron Sulfide Films in Microbial Corrosion of Steel // Corrosion, 1998. 54, 3. P. 216-227.

15. **Макаренко В. Д., Палий Р. В., Галиченко Е. Н. і др.** Физико-механические основы сероводородного коррозионного разрушения промышленных трубопроводов. Челябинск: ЦНТИ. 2002. 412 с.
16. **Макаренко В. Д., Максимов С. Ю., Винников Ю. Л. і ін.** Корозійні руйнування морських та річкових причалів // Київ: НУ-БіП України. 2021. 276 с.
17. **Винников Ю. Л., Галінська Т. А., Макаренко Ю. В. і ін.** Корозійно-механічні властивості сталевих і залізобетонних конструкцій каналізаційних систем // Київ: НУБіП України. 2022. 256 с.
18. **Макаренко В., Білик С., Хомуцька Т., Аргатенко Т., Макаренко Ю., Панченко О.** Підвищення спротиву корозійно-механічному руйнуванню зварних оболонкових емностей водонапірних башт // Проблеми водопостачання, водовідведення та гідравліки, 2022. 39. С. 33-43.

REFERENCES

1. **Evans, G. M. (1980)** Einfluss der Streckenenergie auf Mikrogefuge und Eigenschaften von C-und Mn-haltigen reinen Schweissgutem. *Oerlikon-Schweissmitt*, 92. 20-35.
2. **Keen B. J., Mills K. C., & Bryant J. W. (1982)** Effect of interaction between surfase active elements on the surfase tension of iron. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 21(4). 393-403. <https://doi.org/10.1179/cm.1982.21.4.393>
3. **Makarenko, V. D., Grachev, S. I., Prokhorov, N. N. et al. (1996)** *Svarka i korroziya neftegazoprovodov Zapadnoy Sibiri*. Kiev: Naukova dumka. [in Russian]
4. **Meskin, V. S. (1977)** *Osnovy legirovaniya stali*. Moskva: Metallurgiya. [in Russian]
5. **Makarenko, V. D., Kovenskii, I. M., Prokhorov, N. N., et al. (2000)**. *Korrozionnaya stoykost' svarnykh metallokonstruktsiy neftegazovykh ob'yektov*. Moskva: Nedra-Biznestsentr [in Russian]
6. **Trucbon, M. R., & Crolet, J. I. (2013)** Experimental limits of sourer servise for tubular steels. *SSC Symposium. Saint-Cloud*. 21.
7. **Stardisco, J. B., & Pitts, R. E. (1965)** Corrosion of Iron in H₂S-CO₂-H₂O System, Mechanism of Sulfide Film Formation an Kinetics of Corrosion. *Corrosion*. 21(8). 245-253. <https://doi.org/10.5006/0010-9312-21.8.245>
8. **Shvarts, G. L., Akshentseva, A. P., & Istrina, Z. F. (1994)** Strukturnaya korroziya konstruksionnykh materialov v proizvodstvakh organicheskikh sinteticheskikh krasiteley. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 10. 32-38. [in Russian]
9. **Galis M. F. J., Orlans B. J., & Gunts G. C. (1991)** Study of metallurgical parameters influencing the behaviour of line pipes in H₂S medium. *SSC Symposium*.
10. **Francis, A., Espiner, R., Edwards, A., & Senior, G. (1998)**. The Use of Reliability Based Limit State Methods in Uprating High Pressure Pipelines. *Volume 1: Risk Assessment and Management*. <https://doi.org/10.1115/ipc1998-2065>
11. **Henderson, P. J., Hopkins, P., & Cosham, A. (2001)** Extending the Life of Ageing Pipelines. *The Offshore Pipeline Technology Conference*. TX OPT USA, 2001, Oct. 22-23. Houston.
12. **Makarenko, V. D., Maksymov, S. Yu., Osadchii, V. S., et al. (2021)** *Koroziyno-mekhanichni ruynuvannya hidrotekhnichnykh sporud Ukrayiny*. Kyiv: NUBiP. [in Ukrainian]
13. **Makarenko, V. D., Maksymov, S. Yu., Bilyk, S. I., et al. (2021)** *Koroziyini ruynuvannya kanalizatsiynykh system Ukrayiny*. Kyiv: NUBiP. [in Ukrainian]
14. **Tributsch, H., Rojas-Chapana, J. A., Bartsels, C. C., Ennaoui, A., & Hofmann, W. (1998)**. Role of Transient Iron Sulfide Films in Microbial Corrosion of Steel. *Corrosion*, 54(3), 216–227. <https://doi.org/10.5006/1.3284846>
15. **Makarenko, V. D., Paliy, R. V., Galichenko, E. N., et al. (2002)** *Fiziko-mekhanicheskiye osnovy serevodородного korrozionnogo razrusheniya promyslovykh truboprovodov*. Chelyabinsk: TSNTI. [in Russian]
16. **Makarenko, V. D., Maksymov, S. Yu., Vinnikov, Yu. L. et al. (2021)** *Koroziyini ruynuvannya mors'kykh ta richkovykh pryhaliv*. Kyiv: NUBiP. [in Ukrainian]
17. **Vinnikov, Yu. L., Galinska, T. A., Makarenko, Yu. V. et al. (2022)** Koroziyno-mekhanichni vlastyvoli stalevykh i zalizobetonnykh konstruktsiy kanalizatsiynykh system. Kyiv: NUBiP. [in Ukrainian]
18. **Makarenko, V., Bilyk, S., Khomutetska, T., Arhatenko, T., Makarenko, Yu., Panchenko, O. (2022)** Increasing corrosion and mechanical resistance destruction of welding cover capacities water towers. *Problems of Water supply, Sewerage and Hydraulics*, 39. 33-43. <https://doi.org/10.32347/2524-0021.2022.39.33-43>

Research of accidents pipelines

Valery Makarenko, Volodymyr Gots, Yulia Makarenko, Tetiana Arhatenko, Viktor Polishchuk

Abstract. The durability and reliability of operation of steel pipelines of water supply and sewage systems is determined in particular by the quality of their welded joints, which in turn depends both on the composition of the materials used in their manufacture and on the observance of welding technology. The composition of impurities of transported liquids, which can cause corrosive destruction of materials, also has a significant impact on the reliability of pipeline systems. These phenomena are especially important in hot water supply and industrial drainage systems, where the destructive influence of physical factors and the chemical composition of the environment can be decisive. It was found that the loss of strength of the pipeline is caused in particular by improper operation, under the conditions of which micro-flaws of welded joints of pipelines appear, which leads to their destruction. The results of examinations and experimental studies of the strength of welds of steel process pipelines are presented. An external inspection was carried out, determination of the structure and strength parameters of pipeline welds, layer-by-layer analysis of corrosion damage on their inner surface. It was found that premature destruction of welded joints of hot water supply pipelines and industrial sewage is caused by long-term operation in a stressed state. Under such circumstances, the uneven coarse-grained structure of the seam, the presence of non-metallic inclusions in the metal structure, and violations of the welding technology had a critical impact on the loss of strength. In order to increase the corrosion-mechanical resistance of welded joints of industrial pipelines, it is necessary to modify the surfacing metal of the weld to break down the structure and significantly reduce non-metallic inclusions, as well as to improve the technology of manual arc welding with coated electrodes, in particular, the root layers of welding seams.

Key words: strength of technological pipelines, weld structure, corrosion-mechanical resistance of the material.

Стаття надійшла до редакції 21.09.2022