

УДК: 621.643:620.194.22

ISSN 1729-4428

Л.І. Ниркова, Л.В. Гончаренко, С.О. Осадчук, С.М. Прокопчук, А.В. Клименко,
В.А. Костін

Корозійне розтріскування зварних з'єднань труб з низьколегованої сталі з високочастотним і дуговим швами в умовах катодного захисту

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, lnyrkova@gmail.com

За результатами комплексу електрохімічних, корозійно-механічних та фрактографічних досліджень встановлено та експериментально підтверджено існування трьох областей потенціалів, в яких корозійне розтріскування сталі 17Г1С (17Г1С-У) у модельному ґрунтовому електроліті NS4, відбувається за різними механізмами: за потенціалів позитивніших $-0,8$ В за механізмом локального анодного розчинення, від $-0,8$ В до $-0,98$ В – за змішаним механізмом, за потенціалів від'ємніших $-0,98$ В за водневим механізмом. Схильність до корозійного розтріскування високочастотного з'єднання, оцінена за коефіцієнтом K_s , в діапазоні від потенціалів від потенціалу корозії до $-1,2$ В зростає (K_s зростає від 1,1 до 1,8), що менш інтенсивно, ніж для сталі 17Г1С/17Г1С-У (K_s зростає від 1,1 до 2,8), для дугового – змінюється не сильно (K_s зростає від 1,1 до 1,3). Встановлено правомірність застосування коефіцієнту K_s , введеного для основного металу, для порівняльного оцінювання схильності до корозійного розтріскування зварних з'єднань, за умови відсутності у зварних швах дефектів.

Ключові слова: нафтопровід, низьколегована сталь, зварні з'єднання, деформація з малою швидкістю, вольтамперометрія, металографія, фрактографія, стрес-корозійне розтріскування.

Подано до редакції 23.08.2022; прийнято до друку 15.09.2022.

Вступ

Для виготовлення труб для нафто- та газопроводів застосовують технології високочастотного зварювання (ВЧ) та дугового зварювання. Багато практичних досліджень присвячено вивченню характеристик втомного руйнування, яке, як вважають автори [1-6], є однією з основних вимог до цілісності трубопроводу.

У роботі [7] проаналізовано причину утворення наскрізних уражень сталевих труб та показано, що вихід їх з ладу пояснюється незадовільним сплавленням кромek внаслідок відносно низького тепловкладення.

Представлені також дані [8], що локальне термічне оброблення області зварювання при 930 °С (додаткове до повного термічного оброблення при

690 °С) сприяє підвищенню стійкості проти розвитку щільної корозії. Показано, що корозія в щільній пов'язана з мікроструктурою та хімічним складом зварного шва. Вивчення впливу режимів зварювання та термічної оброблення на механічні властивості та корозійну стійкість показало [9], що високочастотне зварювання з подальшим високотемпературним відпалом забезпечує міцність та корозійні властивості зварних швів труб із низьковуглецевих низьколегованих сталей на рівні основного металу. Дослідження міцності на розрив та ударної в'язкості як основного металу, так і зварного з'єднання труб зі сталі Х52, виконаних високочастотним зварюванням [10] показали, що як основний метал, так і зварне з'єднання мають відмінний баланс між міцністю та ударною в'язкістю. Але зварні з'єднання мають меншу циклічну витривалість внаслідок впливу

поверхневих дефектів, ніж основний метал, що потрібно враховувати для оцінки інтенсивності труб.

Є дані [11], що сприйнятливість зони термічного впливу (ЗТВ) до корозійного розтріскування зварного з'єднання зі сталі Х70 у модельному ґрунтовому електроліті залежить від двох чинників: впливу мікроструктури ЗТВ на електрохімічні реакції та механічних властивостей – на розвиток корозійного розтріскування. Процеси виділення водню можуть значно полегшуватися в області ЗТВ, якщо катодний потенціал позитивніше -1050 мВ (відносно хлорид-срібного електроду порівняння, х.с.е.). Однак, якщо катодний потенціал від'ємніше -1050 мВ катодні густини струму різних мікроструктур близькі. При потенціалах -650 і -850 мВ, швидше за все корозійне розтріскування, розвивається в області ЗТВ, а при -1200 мВ – як в області ЗТВ, так і в області основного металу.

Результати випробувань зварного з'єднання Х65 в модельному ґрунтовому електроліті продемонстрували [12], що зі збільшенням щільності струму поляризації, спостерігалися крихіткі характеристики руйнування. Термічне оброблення змінює мікроструктуру сталі, що призводить до зміни сприйнятливості до SCC: загартована сталь з бейнітною мікроструктурою проявляє вищу сприйнятливості до SCC, ніж сталь без термооброблення та нормалізування.

Покращення якісних властивостей труб, зварених струмами високої частоти, в Україні досягнуто завдяки застосуванню комплексу заходів щодо суттєвого технологічного удосконалення виробництва цих труб, що дозволило розширити сортамент труб, які виготовляють для магістральних газонафтопроводів з урахуванням вимог сучасних стандартів до їх якості [13, 14].

З наведеного короткого огляду витікає, що корозійно-механічні властивості зварних з'єднань, отриманих різними способами зварювання, в умовах катодної поляризації висвітлені недостатньо. Тому метою роботи є порівняння та оцінювання схильності до корозійного розтріскування зварних з'єднань, отриманих височастотним та дуговим зварюванням.

I. Матеріали і методи випробувань

Для досліджень застосовували методи потенціометрії, вольтамперометрії, випробування при постійній деформації, деформації з малою швидкістю, оптичної мікроскопії, сканувальної електронної мікроскопії.

Робочий розчин – модельний ґрунтовий електроліт складу, г/л:
0,122 + 0,483 NaHCO₃ + 0,181 CaCl₂ + 0,131 MgSO₄ [15].

Об'єкт досліджень – основний метал та зварні з'єднання (виготовлені за технологією височастотного зварювання та дуговим способом) маловуглецевої трубної сталі 17Г1С. Дослідження проводили на зразках зварних з'єднань труб зі сталі 17Г1С-У, виготовлених згідно із застосовуваною на Новомосковському трубному заводі технологією та на зварних з'єднаннях труб зі сталі 17Г1С, виконаних дуговим зварюванням під флюсом. Зразки вирізали з труб розміром 530×10,5 мм зі сталі 17Г1С-У з височастотним зварним швом, та з труб розміром 1220×10,5 мм зі сталі 17Г1С з дуговим зварним швом. Зразки виготовляли з темплетів труб так, щоб зварний шов розташовувався посередині зразків, згідно з ескізом, рис. 1.

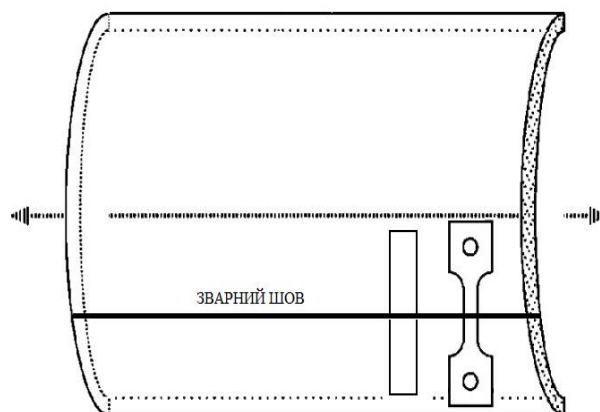


Рис. 1. Схема виготовлення зразків з темплету труби.

Хімічний склад сталей наведено в табл. 1, механічні властивості – в табл. 2.

Електрохімічні дослідження проводили на зразках зварних з'єднань зі шліфованою поверхнею. Для

Таблиця 1.

Хімічний склад основного металу досліджуваних сталей

Марка сталі	C	Mn	Si	S	P	Al	Ni	Mo	Ti	V	Nb	Cr
17Г1С	0,16	1,32	0,47	0,023	0,016	Н.в.	0,06	Відс.	Н.в.	Відс.	Відс.	0,04
Труба з ВЧ швом зі сталі 17Г1С-У	0,12	1,23	0,49	0,016	0,013	0,01	0,03		0,005		0,021	
ТУ 14-3-721	0,15-0,20	1,15-1,55	0,4-0,6	0,03	0,035	-	0,3	-	-			
Труба зі сталі 17Г1С з дуговим швом	0,147	1,30	0,49	0,022	0,016	0,095 (0,055)	0,08	0,011	0,001	-	-	-
ГОСТ 5520	0,15-0,20	1,15-1,6	0,4-0,6	0,040	0,035	-	-	-	-	-	-	-
17Г1С-У	0,12	1,23	0,49	0,016	0,013	0,01	0,03		0,005	0,03	0,021	

вимірювань потенціалів та поляризаційних кривих застосовували притиску комірку.

ГОСТ 9.915 [18]. Концентрацію водню, що зворотно проникає в сталь обчислювали за формулою:

Таблиця 2.

Механічні властивості досліджуваних сталей

Марка сталі, характеристика зразка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
17Г1С лист (згідно з ГОСТ 5520)	345-355	510	23
Труба з ВЧ швом зі сталі 17Г1С-У, основний метал	400-430	560-580	
17Г1С-У, високочастотне з'єднання	-	550-580	
Труба з дуговим швом зі сталі 17Г1С, основний метал	522,2	646,3	
17Г1С, дугове з'єднання	-	616,8	

Потенціали вимірювали відносно хлоридсрібного електроду порівняння (х.с.е.) за допомогою потенціостату ПИ-50-1.1. Поляризаційні криві знімали на основному металі та зварному шві зразків зварних з'єднань у потенціодинамічному режимі зі швидкістю розгортки потенціалу $5 \cdot 10^{-4}$ В/с. Під час дослідження механізму корозійного розтріскування швидкість сканування потенціалу становила $5 \cdot 10^{-4}$ В/с та 0,1 В/с.

Схильність до корозійного розтріскування досліджували методом деформування зразків з малою швидкістю 10^{-6} с⁻¹ на розривній машині АИМА-5-1 при повному зануренні у розчин NS4. Застосовували плоскі зразки типу МИ-8 [16], зварний шов розташовували посередині. На зразки наводили потенціали в діапазоні від потенціалу корозії до -1,2 В.

Шліфи для металографічних досліджень виготовляли за стандартною методикою. Мікроструктуру виявляли травленням у розчині 4 % нітратної кислоти в етиловому спирті. Металографічні дослідження проводили на мікроскопі НЕОРНОТ 21, цифрове зображення мікроструктури зразків отримували за допомогою цифрової камери Sigeta. Бал зерна визначали згідно з ДСТУ 8972 [17].

Поверхні зразків після дослідження корозійного розтріскування аналізували методом сканувальної електронної мікроскопії на електронному мікроскопі JSM 840 (JEOL, Японія) в режимі вторинних і зворотнорозсіяних електронів при прискорювальній напрузі 20 кВ і струмі електронного пучка (10^{-7} - 10^{-10}) А.

Електролітичне наводнювання сталі досліджували на основі удосконаленої методики

$$J_{cm} = \frac{I_{cm}}{FS} = \frac{DC_0}{L}, \quad (1)$$

де J_{cm} – потік проникнення водню в поверхневий шар сталі на окисненому боці мембрани при стаціонарному режимі, моль/(м²·с);

I_{cm} – сила струму при стаціонарному режимі проникнення водню, А;

S – площа досліджуваного зразка з боку окислювальної камери, м²;

F – постійна Фарадея, 96485 Кл/моль;

D – коефіцієнт дифузії водню, рівний $1,5 \cdot 10^{-5}$ см²/с;

C_0 – концентрація водню в поверхневому шарі сталевий мембрани з боку камери наводнювання, моль/м³;

L – товщина мембрани, м.

Силу струму при стаціонарному режимі проникнення водню розраховували за рівнянням:

$$I_{cm} = I_{H_2} - I_{\phi}, \quad (2)$$

де I_{H_2} – загальна сила струму, виміряна в камері окиснення, А; I_{ϕ} – фоновий струм, А.

II. Експериментальні результати та їх обговорення

2.1. Мікроструктура основного металу та зварних швів

Мікроструктура основного металу труби зі сталі 17Г1С-У – суміш дрібнозернистого фериту і перліту з феритним зерном 9-10 номеру (рис. 2, а). Смугастість

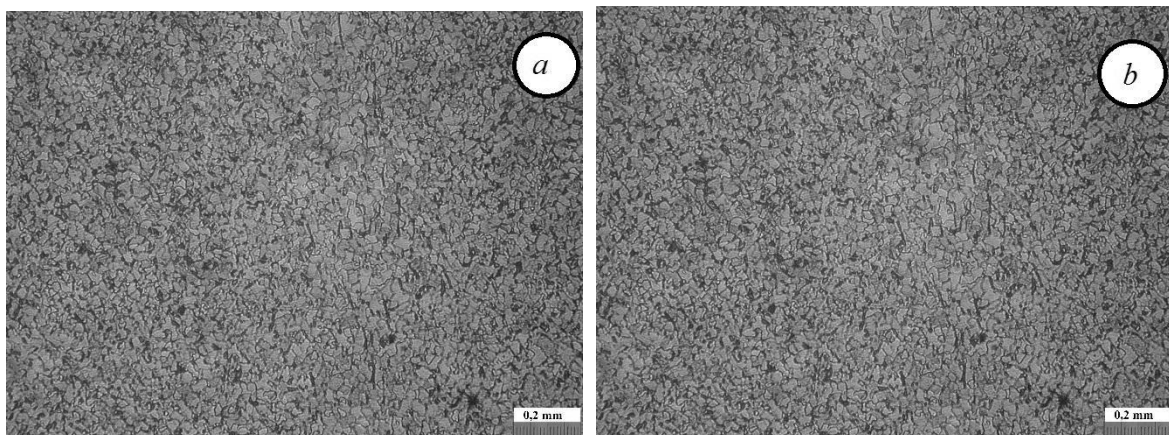


Рис. 2. Мікроструктура основного металу (а) та металу високочастотного зварного шва (б) труби зі сталі 17Г1С-У [19].

сталі характеризується балом 4-5 за шкалою 3 (ГОСТ 5640). Забрудненість основного металу локальна, в окремих зонах, здебільшого шлаковими включеннями, дрібними глобулярними оксидами, витягнутими оксидами, у тому числі біля зони сплавлення (рис. 2, б). Мікроструктура металу на біляшовній ділянці зразка з високочастотним швом – типова дрібнозерниста ферито-перлітна суміш. Загальна ширина цієї зони на зовнішній поверхні труби становить (19-23) мм, а на внутрішній – (10-13) мм. Виходячи з наявного досвіду, оптимальною вважають таку ширину зони локального термооброблення, за якого забезпечується близька за розмірами її ширина з внутрішньої і зовнішньої сторін труби.

Мікроструктура основного металу труби зі сталі 17Г1С – дисперсна суміш полігонального фериту з продуктами розпаду бейніту та мартенситу. Частка феритної складової не перевищує 30 % (рис. 3, а). Неметалеві включення є типовими для сталі такого класу: оксиди рядкові, силікатами пластичні, крихкі і недеформовані (у тому числі глобулярні), сульфіди та одиничні нітриди алюмінію.

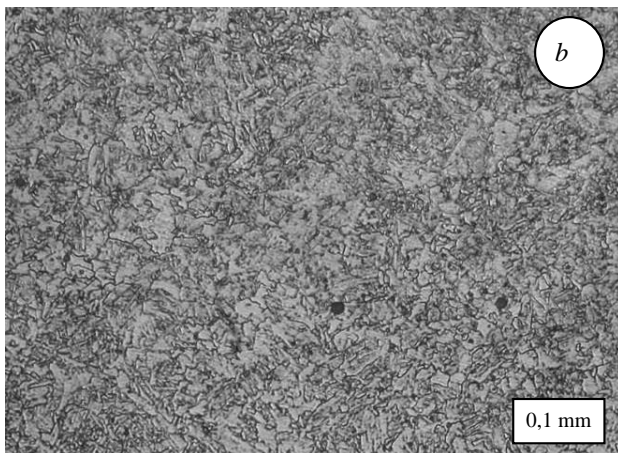
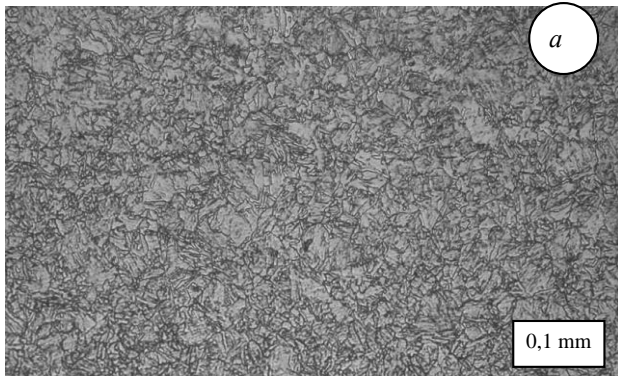


Рис. 3. Мікроструктура основного металу сталі 17Г1С (а) та металу дугового шва (б) труби зі сталі 17Г1С [19]

Мікроструктура металу дугового шва з зовнішнього боку є типовою структурою низьколегованого металу після гартування і відпуску та представляє дисперсну феритно-карбідну суміш (типу сорбіт) з виділеннями фериту (рис. 3, б). Неметалеві включення в металі дугового шва за морфологією, кількістю та розмірами є характерними для металу швів, виконаних на сталі такого

класу із застосуванням кислого плавненого флюсу типу АН-60 і представляють, в основному, глобулярні кремній-марганцеві оксиди.

2.2. Електрохімічні властивості зварних з'єднань

На рис. 4 представлені поляризаційні криві основного металу сталі 17Г1С (17Г1С-У) та зварних швів з яких визначено електрохімічні характеристики, наведені в табл. 3.

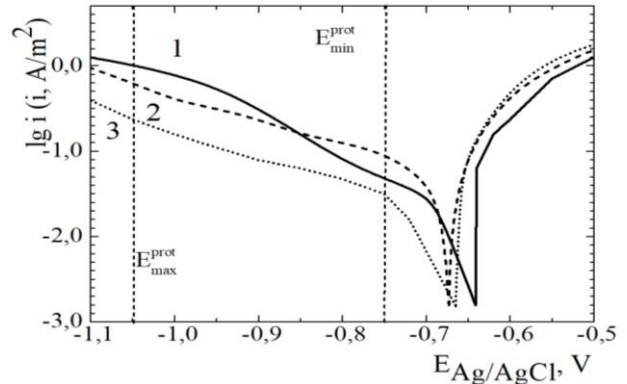


Рис. 4. Поляризаційні криві основного металу сталі 17Г1С (17Г1С-У) (1) та зварних швів, виконаних за технологією високочастотного (2) та дугового (3) зварювання.

З аналізу електрохімічних даних встановлено, що існує різниця між потенціалами корозії основного металу та зварних швів, табл. 3: потенціали корозії високочастотного і дугового швів від'ємніше, ніж основного металу сталі 17Г1С (17Г1С-У). Різниця потенціалів між основним металом і високочастотним швом та основним металом і дуговим швом становить, відповідно 14 та 16 мВ, табл. 3.

Згідно з ГОСТ 9.005 [20] така різниця потенціалів не представляє небезпеку (небезпечною для зварних з'єднань вважається різниця потенціалів більше 50 мВ) і можна очікувати, що не призведе до переважної корозії окремої зони, зокрема зварного шва.

Характер анодної та катодної поляризаційних кривих, як основного металу, так і зварних швів однаковий. Анодні криві для швів знаходяться в області від'ємніших потенціалів порівняно з основним металом. Струми анодного розчинення металу швів всіх видів зварних з'єднань практично співпадають в області від потенціалу корозії до 0,5 В, що вказує на схожість їх анодної поведінки. За значеннями нахилів анодних кривих встановлено, що корозійний процес у нейтральному водному розчині перебігає з дифузійним контролем.

Значення граничного струму відновлення кисню на основному металі в 4 рази менше, ніж на зварному шві, виконаному високочастотним зварюванням, та в 1,3 рази менше, ніж для дугового шва, табл. 3. Оскільки в умовах вільного доступу кисню у водних розчинах корозія перебігає з дифузійним контролем, більші струми відновлення кисню зварних швів можуть сприяти прискоренню корозійного процесу в

Таблиця 3.

Електрохімічні характеристики різних зон зварних з'єднань сталі 17Г1С-У у розчині 3% NaCl.

Зона зварного з'єднання	E_k, V	Електрохімічні показники процесів					
		анодного		катодного			
		b_a, V	$i, A/m^2$	$i_d, A/m^2$	E_{H_2}, V	Катодні струми, A/m^2 , за поляризаційних потенціалів, V	
					-0,75	-1,05	
Основний метал	-0,658	0,064	0,047	0,047	-0,79	0,048	0,97
Високочастотний шов	-0,683	0,066	0,185	0,160	-0,94	0,093	0,62
Дуговий шов	-0,674	0,049	0,062	0,053	-1,11	0,032	0,23

Примітки. E_k - потенціал корозії; b_a - нахил анодної поляризаційної кривої; i - густина анодного струму за потенціалу -0,64 В; i_d - густина граничного дифузійного струму відновлення кисню; E_{H_2} - потенціал початку виділення водню.

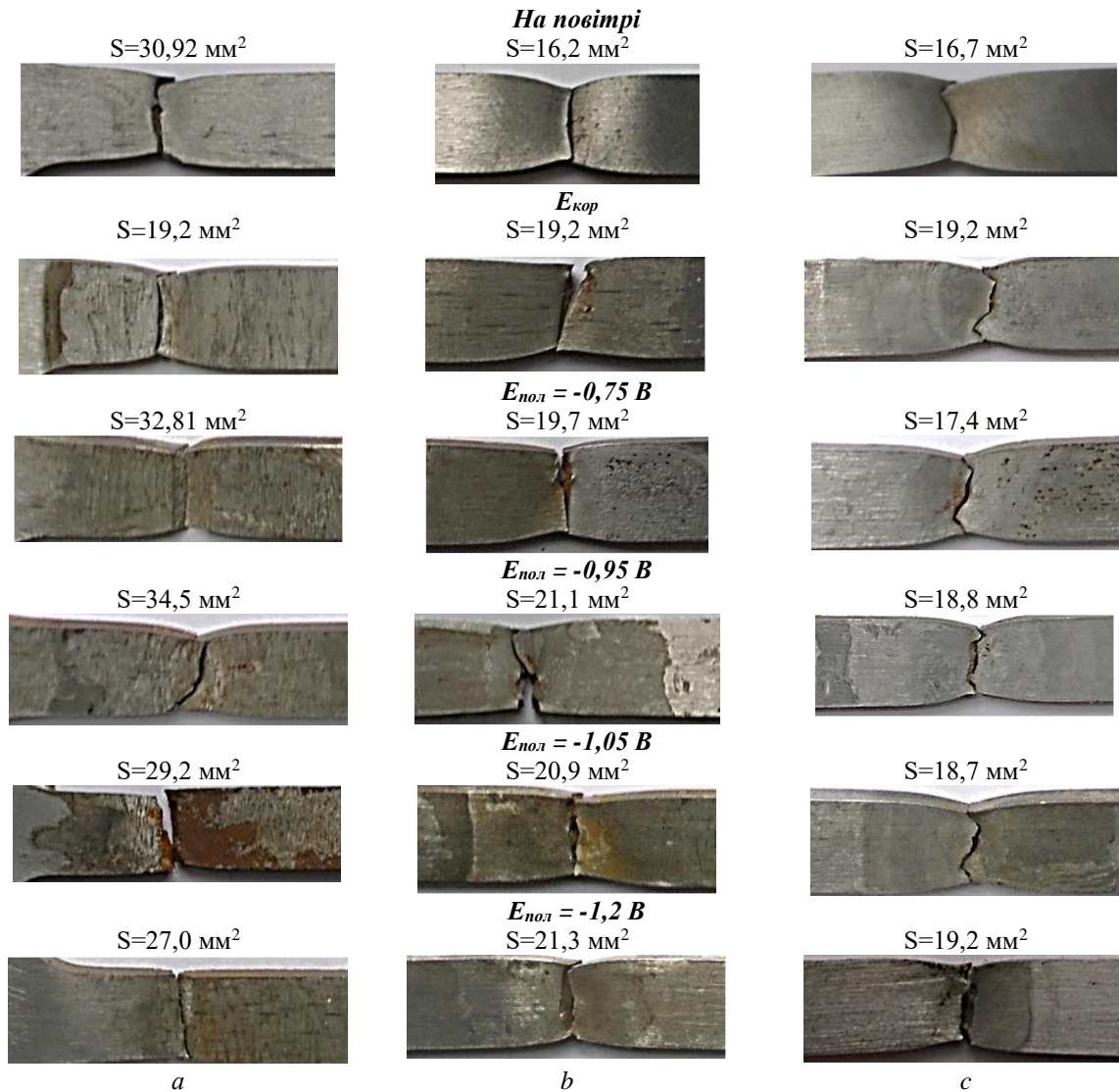


Рис. 5. Видгляд області руйнування основного металу (а) сталі 17Г1С (17Г1С-У) та зварних з'єднань, виготовлених високочастотним (б) та дуговим (в) зварюванням, після механічних випробувань у повітрі та корозійно-механічних випробувань у модельному ґрунтовому електrolіті NS4 за різних потенціалів.

цій області, що потребує підвищеної уваги.

Потенціали відновлення водню на всіх зварних швах приблизно на (8-32) мВ від'ємніше, ніж на основному металі, табл. 3, що за певних умов може

створити умови для переважного наводнювання області зварного шва.

2.3. Корозійно-механічні дослідження трубної сталі 17Г1С (17Г1С-У) та зварних з'єднань

Фотографії області руйнування зразків зі сталі 17Г1С-У та зварних з'єднань у повітрі та у розчині за різних потенціалів катодної поляризації представлені на рис. 5, діаграми руйнування зразків – на рис. 6. З аналізу діаграм руйнування у повітрі (рис. 6, криві 1, 3, 5) видно, що розрив зварних зразків відбувається швидше у порівнянні з основним металом. Процес руйнування зварних з'єднань супроводжується меншим відносним видовженням, яке дорівнює 31 % для основного металу, 20 % та 24 % для зварних

з'єднань (рис. 6, криві 1, 3, 5). Відносне звуження зразків складає 48 %, 46 % та 44,4 %, відповідно. Характер руйнування в'язкий ямковий, ямки мають різну глибину та діаметр, рис. 6 (фото 1).

Під час руйнування зразків у розчині NS4 за потенціалу корозії (рис. 6, а криві 2, 4, 6) розрив зразків, як основного металу, так і зварних з'єднань, відбувається незначно швидше у порівнянні з їх руйнуванням на повітрі: відмічено зниження показників відносного звуження до 43 %, 36 % та 41,3 %, відповідно; відносне видовження знаходиться в межах розкиду даних – 31,42 %, 17,1 % та 17,6 %

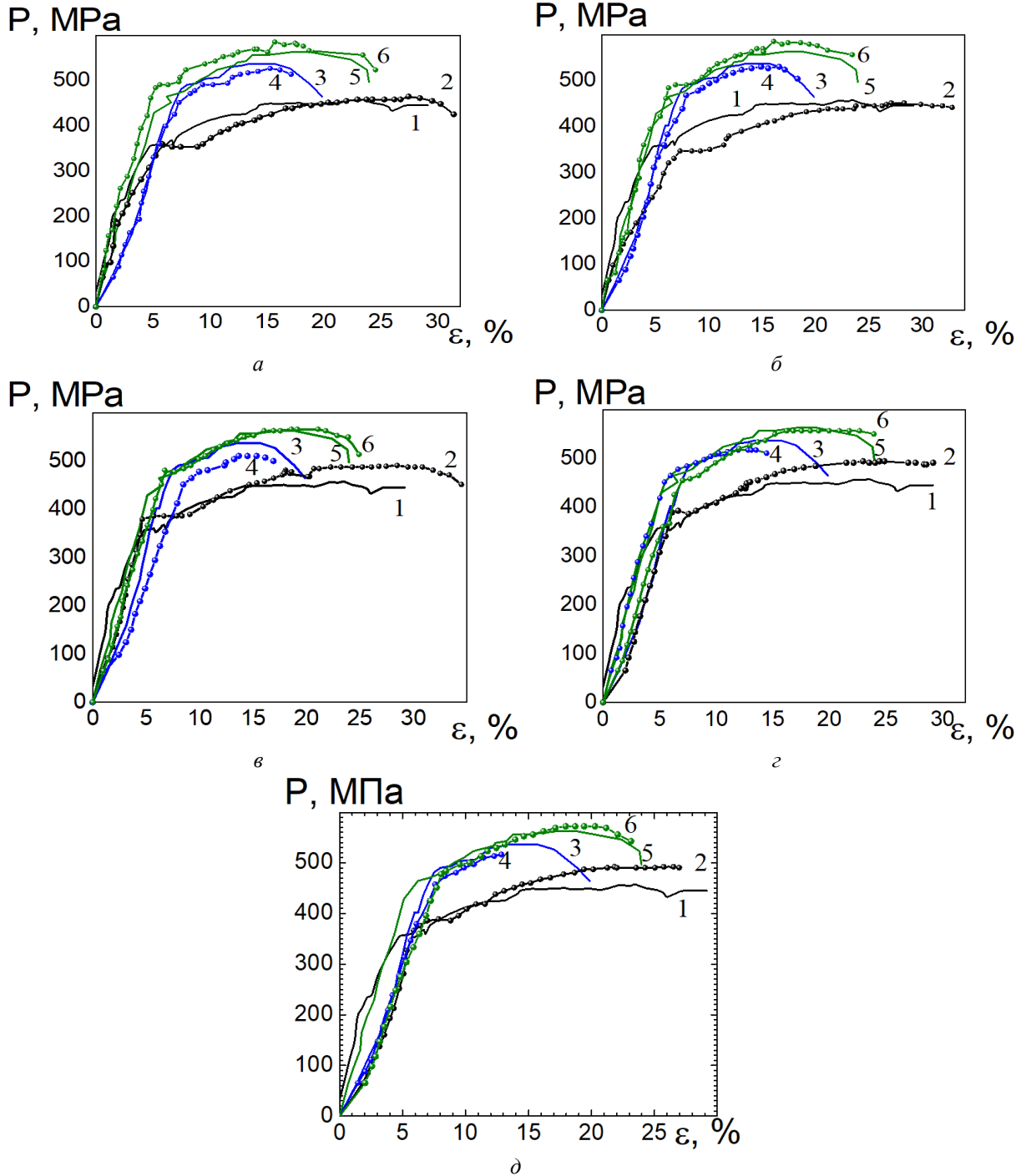


Рис. 6. Діаграми руйнування зразків основного металу та зварних з'єднань зі сталі 17Г1С (17Г1С-У) у повітрі та у розчині NS4 за різних умов: 1, 2 – основний метал; 3, 4 – високочастотне зварне з'єднання; 5, 6 – дугове зварне з'єднання 1, 3, 5 – у повітрі; 2, 4, 6 – за потенціалу корозії або потенціалу катодної поляризації: а – $E_{кор}$; б – $-0,750$ В; в – $-0,950$ В; г – $-1,05$ В; д – $-1,2$ В.

(рис. 6, а, криві 2, 4, 6). Лінія розриву основного металу та високочастотного з'єднання зі сталі 17Г1С-

У плавна, дугового з'єднання – хвиляста, ламана, рис. 5. На поверхні зламів зберігаються ознаки в'язкого

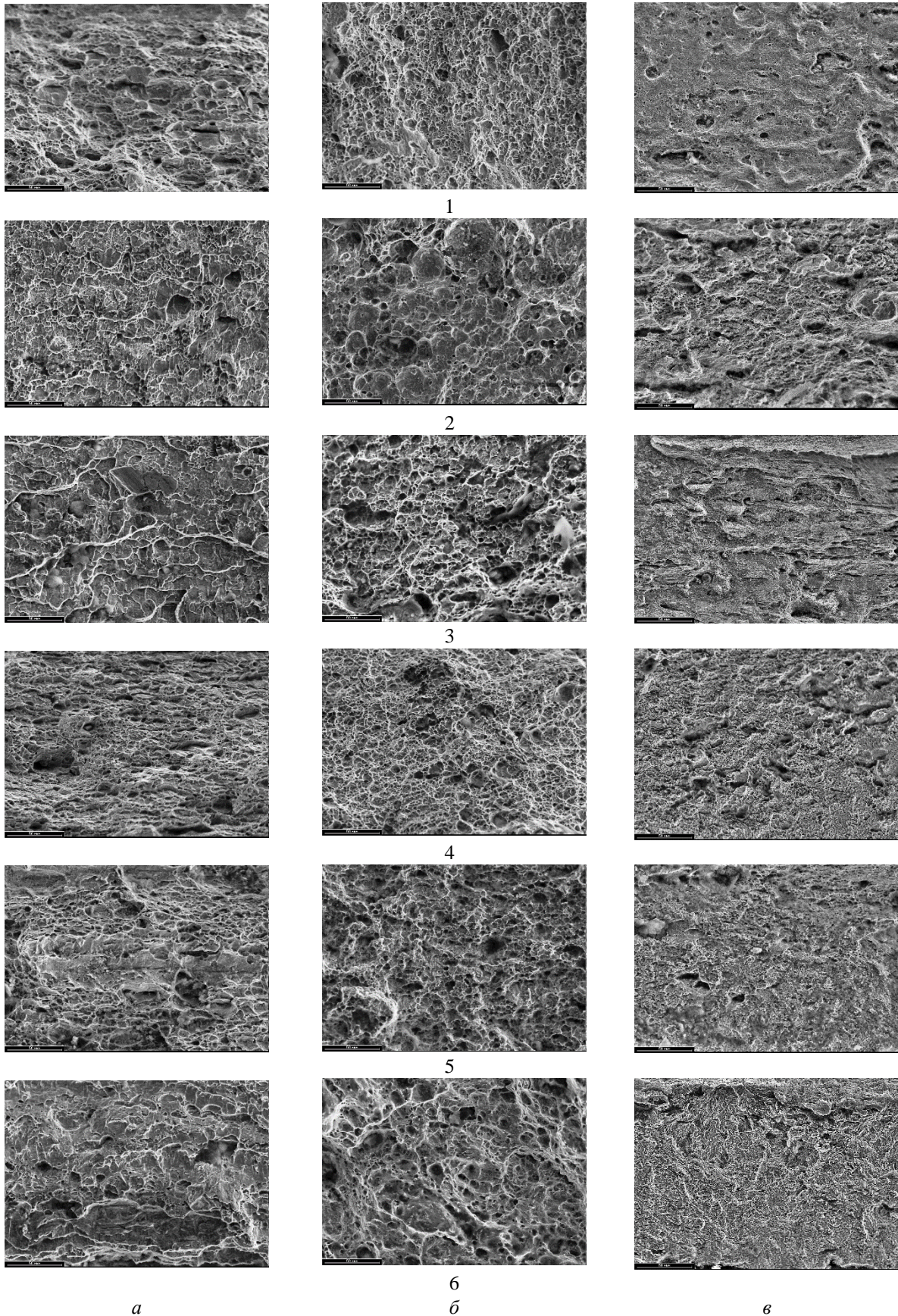


Рис. 7. Фрактограми поверхонь руйнування зразків основного металу (а) зі сталі 17Г1С-У з високочастотним зварним швом (б) та дуговим швом (в) у повітрі та у розчині NS4 за різних умов: 1 – у повітрі; 2 – за потенціалу корозії; за катодних потенціалів: 3 – $-0,75$ В, 4 – $-0,95$ В, 5 – $-1,05$ В, 6 – $-1,2$ В.

руйнування, простежується укрупнення ямок, рис. 7 (фото 2). Схильність до корозійного розтріскування низька, коефіцієнт K_S дорівнює 1,1, 1,28 та 1,1 для основного металу, високочастотного та дугового з'єднань, рис. 8 (криві 1-3).

При наведенні мінімального захисного потенціалу $-0,75$ В у розчині NS4, рис. 6, б (криві 2, 4, 6) показники відносного видовження для всіх зразків знаходилися в межах розкиду даних та складали для основного металу, високочастотного та дугового з'єднань, відповідно: 32,81 %, 18, 3 % та 23,5 %; відносне звуження зменшилося до 42 %, 34 % (найбільш сильно порівняно із відносне звуженням зразків на повітрі) та 42,1 %. Лінія розриву основного металу залишилася плавною; в лінії розриву зварних з'єднань з'явилися фрагменти ламаної, рис. 5. На всіх зразках зберігається характерне утягування біля місця розриву. На поверхнях зламів є ознаки переважно в'язкого руйнування, але з'являються плоскі ділянки, рис. 7 (фото 3).

Схильність до корозійного розтріскування, оцінена за коефіцієнтом K_S , дорівнює 1,1, 1,34 та 1,1 для основного металу, високочастотного та дугового з'єднань, рис. 8.

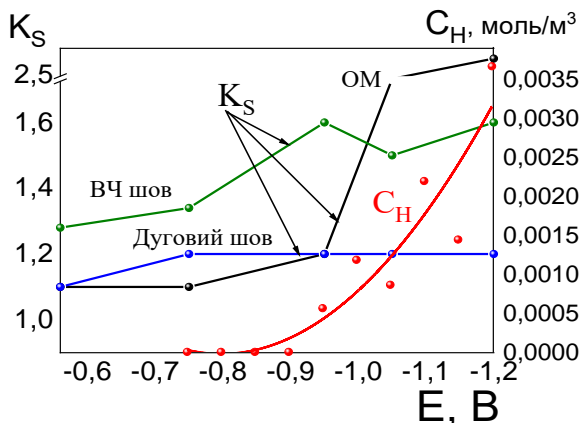


Рис. 8. Зміна схильності до корозійного розтріскування, оцінена за коефіцієнтом K_S та концентрації водню, що проникає в сталь 17Г1С-У, від потенціалу.

При захисному потенціалі в нормованому діапазоні $-0,95$ В у розчині NS4, рис. 6, в (криві 2, 4, 6) показники відносного видовження для всіх зразків знаходилися в межах розкиду даних та складали для основного металу, високочастотного та дугового з'єднань: 34,5 %, 16,9 % та 24,9 %; відносне звуження для основного металу та дугового з'єднання знизилось до 39,7 % та 37,4 % й мало змінилося для високочастотного з'єднання – 29,7 %. Лінія розриву всіх зразків ламана, біля місця розриву в більшому або меншому ступені спостерігається утягування, властиве для в'язкого руйнування, рис. 5. На поверхнях руйнувань зростає частка плоских ділянок руйнування та зменшується частка ямкового руйнування рис. 7 (фото 4). Коефіцієнт схильності до корозійного розтріскування дорівнював 1,2, 1,6 та 1,2, рис. 8.

При випробуваннях за максимального захисного потенціалу $-1,05$ В у розчині NS4 (рис. 6, в, криві 2, 4,

б) показники відносного видовження для всіх зразків знаходилися в межах розкиду даних та складали для основного металу, високочастотного та дугового з'єднань: 29,16 %, 4,5 % та 23,3 %; але відносне звуження зменшилося до 26,3 %, 30,3 % та 37,8 %, відповідно. Утягування всіх зразків помітно менше, ніж на повітрі, лінія розриву ламана, рис. 5. На поверхнях зламів зростає частка плоских ділянок руйнування та зменшується частка ямок, рис. 6 (фото 5). Коефіцієнт K_S дорівнює 1,8, 1,5 та 1,2, тобто найбільшу схильність до корозійного розтріскування має основний метал, рис. 8. Отже, зі зміщенням потенціалу від мінімального $-0,75$ В до максимального захисного $-1,05$ В схильність до крихкого руйнування зросла для основного металу сталі 17Г1С-У, менше – для високочастотного з'єднання, а для дугового збільшилась незначно.

За потенціалу, більшого за абсолютним значенням, ніж максимальний захисний, $-1,2$ В, рис. 6, д (криві 2, 4, 6) спостерігали зменшення як відносного видовження зразків основного металу, високочастотного та дугового з'єднань під час розриву до 27, 12,9 і 23,1 %, так і відносного звуження – до 17%, 29 % та 36,1 %, відповідно. Розрив всіх зразків відбувався практично без пластичної деформації, їх утягування помітно менше, ніж на повітрі, лінія розриву ламана, рис. 5. На поверхнях зламів частка плоских ділянок руйнування превалює, частка ямок зменшується, рис. 7 (фото 5). Закономірність зміни схильності до корозійного розтріскування така сама, як при максимальному захисному потенціалі: K_S дорівнює 2,8, 1,6 та 1,2, тобто найбільшу схильність до корозійного розтріскування проявляє основний метал.

Співставляючи результати визначення кількості водню, який проникає в сталь 17Г1С (17Г1С-У) при катодній поляризації в розчині NS4 встановили, що проникнення водню починається за потенціалу $-0,95$ В (його вміст в сталі становить $0,00056$ моль/м³), і за максимального захисного потенціалу досягає значення $0,00086$ моль/м³. Аналогічно зростає схильність основного металу сталі 17Г1С-У до корозійного розтріскування. Схильність до корозійного розтріскування високочастотного зварного з'єднання в досліджуваному діапазоні потенціалів зростає, але менш інтенсивно, ніж для основного металу. Для дугового з'єднання схильність у всьому діапазоні потенціалів майже однакова.

Зменшення відносного звужування зразків під час випробувань вказує на те, що під дією корозивного середовища та катодної поляризації відбувається повільне окрихчення біляповерхневого шару, що сприяє розвитку крихкого руйнування.

Слід відзначити, що за відсутності у зварних швах дефектів (непроварів, пор, скупчення неметалевих включень тощо) руйнування зварних з'єднань відбувається по основному металу. Це підтверджує правомірність застосування введеного коефіцієнту K_S для порівняльного оцінювання схильності до корозійного розтріскування зварних з'єднань. Схильність до корозійного розтріскування, оцінена коефіцієнтом K_S , для основного металу та для високочастотного зварного з'єднання найбільш

інтенсивно зростає при наближенні катодного потенціалу до максимального захисного та вище, для дугового – залишається майже однаковою як в нормованому діапазоні захисних потенціалів, так і за потенціалу, більшому за максимальний захисний.

Таким чином, зі зміщенням потенціалу від мінімального до максимального захисного схильність до крихкого руйнування зростає для основного металу, менше для височастотного зварного з'єднання, для дугового збільшилась незначно.

Висновки

1. За результатами комплексу електрохімічних, корозійно-механічних та фрактографічних досліджень встановлено та експериментально підтверджено існування трьох областей потенціалів, в яких корозійне розтріскування сталі 17Г1С (17Г1С-У) у модельному ґрунтовому електроліті NS4, відбувається за різними механізмами:

- в області потенціалів позитивніших $-0,8$ В розтріскування перебігає за механізмом локального анодного розчинення, проникнення водню через сталь не відбувається, значення коефіцієнту K_S змінюються від 1,1 до 1,16, морфологія поверхня руйнування в'язка;

- в області потенціалів від $-0,8$ В до $-0,98$ В розтріскування відбувається за механізмами локального анодного розчинення та водневого розтріскування: зростає концентрація водню, здатного зворотно проникати крізь сталеву мембрану, коефіцієнт схильності до корозійного розтріскування зростає від 1,16 до 1,58, в морфології руйнування з'являються ділянки крихкого руйнування;

- в області потенціалів від'ємніше $-0,98$ В превалує водневе розтріскування: інтенсивно зростають концентрація водню, що проникає в сталь, та коефіцієнт схильності до корозійного розтріскування від 1,56 до 4,38, що корелює зі збільшенням частки крихких ділянок на поверхні руйнування.

2. Зварні з'єднання зі сталі 17Г1С, отримані височастотним і дуговим зварюванням, у модельному ґрунтовому електроліті NS4 при катодній

поляризації мають такі закономірності:

- схильність до корозійного розтріскування височастотного з'єднання в діапазоні від потенціалу корозії до $-1,2$ В зростає (від 1,1 до 1,8) менш інтенсивно, ніж для основного металу (від 1,1 до 2,8), для дугового – змінюється не сильно (від 1,1 до 1,3);

- найбільш суттєво схильність до корозійного розтріскування для основного металу та для височастотного зварного з'єднання зі сталі 17Г1С зростає при наближенні потенціалу катодної поляризації до максимального захисного $-1,05$ В та вище, для дугового з'єднання – залишається майже однаковою, як в нормованому діапазоні захисних потенціалів, так і за потенціалу, більшого за максимальний захисний.

3. Встановлено правомірність застосування коефіцієнту K_S схильності до корозійного розтріскування, введеного для основного металу, для порівняльного оцінювання схильності до корозійного розтріскування зварних з'єднань, оскільки за відсутності у зварних швах дефектів (непроварів, пор, скупчення неметалевих включень тощо) руйнування зварних з'єднань відбувається по основному металу.

Подяка.

Робота виконана за підтримки Національної академії наук України (номер державної реєстрації 0118U100537).

Ниркова Л.І. – доктор технічних наук, завідувач кафедри зварювання газонафтопроводів;

Гончаренко Л.В. – молодший науковий співробітник відділу зварювання газонафтопроводів;

Осадчук С.О. – кандидат технічних наук, науковий співробітник відділу зварювання газонафтопроводів;

Прокопчук С.М. – аспірант відділу зварювання газонафтопроводів;

Клименко А.В. – кандидат технічних наук, старший науковий співробітник відділу газомасляного зварювання;

Костін В.А. – доктор технічних наук, провідний науковий співробітник відділу фізико-хімічних досліджень матеріалів.

- [1] B. Pinheiro, I. Pasqualino, S. Cunha, Fatigue life assessment of damaged pipelines under cyclic internal pressure: pipelines with longitudinal and transverse plain dents, International Journal of Fatigue, 68, 38 (2014); <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.06.003>.
- [2] J. X. Zhao, W. X. Chen, K. Chevil et al, Effect of pressure sampling methods on pipeline integrity analysis. Journal of Pipeline Systems Engineering and Practice, 8 (4), Article 04017016 (2017).
- [3] M. A. Neves Beltrão, E. M. Castrodeza, F. L. Bastian, Fatigue crack propagation in API 5L X-70 pipeline steel longitudinal welded joints under constant and variable amplitudes, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, 34 (5), 321 (2011); <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2010.01521.x>.
- [4] O. Fatoba, R. Akid, Low cycle fatigue behaviour of API 5L X65 pipeline steel at room temperature, Procedia Engineering. 2014. 74, 279 (2014); <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.06.263>.
- [5] J. C. R. Pereira, A. M. P. de Jesus, A. A. Fernandes, G. Varelis, Monotonic, low-cycle fatigue, and ultralow-cycle fatigue behaviors of the X52, X60, and X65 piping steel grades, Journal of Pressure Vessel Technology, 138 (3), Article 031403 (2016); <https://doi.org/10.1115/1.4032277>.
- [6] C. Taylor, S. Das, L. Collins, M. Rashid, Fatigue crack growth at electrical resistance welding seam of API 5L X-70 steel line pipe at varied orientations. Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering, 139 (3), article 031401 (2017); <https://doi.org/10.1115/1.4035385>.

- [7] B. Y. Lee, S. Lee, Studies on the microstructure and corrosion characteristics of electrical resistance welded steel, *Advances in nondestructive evaluation*, 270-273, 2327 (2004); <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.270-273.2327>.
- [8] Z. Bi, R. Wang, X. Jing, Grooving corrosion of oil coiled tubes manufactured by electrical resistance welding, *Corrosion Science*, 57, 67 (2012); <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2011.12.033>.
- [9] L. M. Vyboishchik, A. V. Ioffe, Formation of structure and properties in welded joints of oil line pipes, *Metal science and heat treatment*. 2013. 54 (9-10), 535 (2013); <https://doi.org/10.1007/s11041-013-9544-5>.
- [10] P. Tian, K. Xu, G. Lu, G. Qiao, B. Liao, Evaluation of the mechanical properties of the X52 high frequency electric resistance welding pipes, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2018. 165, 59 (2018); <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2018.06.006>.
- [11] Z. Y. Liu, C. W. Du, C. Li, F. M. Wang, X. G. Li, Stress Corrosion Cracking of Welded API X70 Pipeline Steel in Simulated Underground Water, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22, 2550 (2013); <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0575-2>.
- [12] HongxiaWanCuiwei, Du Zhiyong Liu, Dongdong Song Xiaogang Li, The effect of hydrogen on stress corrosion behavior of X65 steel welded joint in simulated deep sea environment, *Ocean Engineering*, 114 (1), 216 (2016); <https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2016.01.020>.
- [13] Yu. N. Antipov, E. V. Dmitrenko, A. A. Kovalenko, S. A. Goryanoy, A. A. Rybakov, S. E. Semenov, T. N. Filipchuk, Improvement of operational reliability of oil and gas pipelines manufactured by the method high-frequency welding, *Strength Problems*, 5, 147 (2009).
- [14] Yu. N. Antipov, E. V. Dmitrenko, A. A. Kovalenko, S. A. Goryanoy, A. A. Rybakov, S. E. Semenov, T. N. Filipchuk PJSC "Interpipe NMTW", *Automatic welding*. 2014. 3, 43 (2014).
- [15] R. Antunes de Sena, I. Napoleão Bastos, G. Mendes Plat, Theoretical and Experimental Aspects of the Corrosivity of Simulated Soil Solutions, *International Scholarly Research Notices*, article ID 103715, 6 pages, (2012).
- [16] L.I. Nyrkova, P.E. Lisovyi, L.V. Goncharenko, S.O. Osadchuk, V.A. Kostin, A.V. Klymenko, Regularities of Stress-Corrosion Cracking of Pipe Steel 09G2S at Cathodic Polarization in a Model Soil Environment, *Physics and chemistry of solid state*, 22 (4), 828 (2021); <https://doi.org/10.15330/pcss.22.4>.
- [17] ДСТУ 8972:2019 Steel and alloys. Methods for detection and determination of grain size
- [18] ГОСТ 9.915-2010 Unified system of corrosion and ageing protection. Metals, alloys, coatings, products. Test methods of hydrogen embrittlement.
- [19] L. Nyrkova, S. Prokopchuk, S. Osadchuk, L. Goncharenko, Stress corrosion of welded joints of pipeline steel obtained by various welding methods, *Physico-chemical mechanics of materials*, Special issue 13, 83 (2020).
- [20] ГОСТ 9.005-72 Unified system of corrosion and ageing protection. Metals, alloys, metallic and non-metallic coatings. Permissible and impermissible contacts with metals and non-metals.

L.I. Nyrkova, L.V. Goncharenko, S.O. Osadchuk, S. M. Prokopchuk, A.V. Klymenko, V.A. Kostin

Stress-corrosion cracking under cathodic protection of low alloy steel joints with high frequency weld and arc weld

E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, lmyrkova@gmail.com

According to the results of complex electrochemical, corrosion-mechanical and fractographic studies, the existence of three potential regions, in which the stress-corrosion cracking (SCC) of 17G1S (17G1S-U) steel in the NS4 model soil electrolyte occurs by different mechanisms was established and experimentally confirmed: at potentials positively than -0.8 V – by the mechanism of local anodic dissolution, at potentials region from -0.8 V to -0.98 V – by the mixed mechanism, at potentials less than -0.98 V by hydrogen breaking mechanism. The susceptibility to SCC of high-frequency weld joints, estimated by the coefficient of K_s , in the potential range from the corrosion potential to -1.2 V increases (K_s increases from 1.1 to 1.8), which is less intense than for steel 17G1S/17G1S-U (K_s increases from 1.1 to 2.8), for arc weld joints – does not change much enough (K_s increases from 1.1 to 1.3). The validity of K_s coefficient introduced for the base metal for comparative assessment of the susceptibility to SCC of welded joints, is provided in case that there are no defects in the welds and SCC occurs on base metal.

Keywords: oil pipeline, low alloy steel, welded joints, slow strain rate method, voltammetry, metallography, fractography, stress-corrosion cracking.