

ДОСЛІДЖЕННЯ МІЖКРИСТАЛІТНОГО КОРОЗІЙНОГО РОЗТРІСКУВАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТРУБОПРОВОДІВ ЧОРНОБИЛЬСЬКОЇ АЕС. МАТЕРІАЛОЗНАВЧИЙ АСПЕКТ

В.М. Тороп, М.Д. Рабкіна, Є.О. Давидов

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: v.torop@gmail.com

Корозійне розтріскування під напруженням, подібно до міжкристалітної корозії у зварних швах аустенітної сталі, при контакті з корозійним середовищем вражає переважно границі зерен у зоні термічного впливу, що призводить до сенсibilізації – зниження структурної цілісності, спричиняючи розтріскування та втрату зерен. Об'єктом досліджень були зразки, вирізані з «котушок» із трубопроводів 3-го енергоблоку ЧАЕС у районах пошкоджених зварних з'єднань. На підставі радіографічного та ультразвукового контролю зварних швів трубопроводів, а також визначення у досліджуваних зразках вмісту легуючих елементів, механічних властивостей, металографічних, фрактографічних і мікрорентгеноспектральних досліджень, включаючи дослідження поверхонь руйнування зразків, що циклічно навантажувалися, з урахуванням борозенок втоми, а також з огляду щодо вирішення проблеми корозійного розтріскування аустенітних сталей у киплячих реакторах, було розроблено комплекс заходів: довгострокові заходи – заміна сталей на інші, що не схильні до корозійного розтріскування; короткострокові заходи – нанесення зовнішнього зварного покриття, ремонт дефектних ділянок, зняття залишкових напружень; тимчасові заходи – обґрунтування допустимості експлуатації дефектного зварного шва. Бібліогр. 9, табл. 5, рис. 8.

Ключові слова: радіографічний та ультразвуковий контроль зварних з'єднань, міжкристалітна корозія, корозійне розтріскування під напруженням, корозійностійка сталь, трубопроводи, легуючі елементи, карбіди хрому, борозенки втоми

Вступ. Корозійне розтріскування під напруженням у зварних з'єднаннях (ЗЗ), подібно до міжкристалітної корозії (МКК), може відбуватися практично без візуальних ознак корозійного впливу [1]. Металографічні та фрактографічні дослідження зламів, які виконані на вирізаних з трубопроводів блоку № 3 пошкоджених кільцевих зварних швів (трубопроводи 1-го контуру із зовнішнім діаметром 325 мм і товщиною стінки 16 мм), виявили міжзеренний (при розповсюдженні тріщини в зоні термічного впливу) і внутрішньозеренний (при розповсюдженні тріщини по металу шва) характер руйнування. Поверхні тріщини окислені. Спостерігається суттєве корозійне пошкодження з характерним розгалуженням тріщини в обох випадках [2]. МКК, як відомо, – це вид локальної корозії сталей і сплавів, коли при контакті з корозійним середовищем виникає різниця потенціалів між границями та тілом зерен. Цей тип корозії зазвичай має місце, коли у сплаві відбувається виділення фази із твердого розчину. У більшості випадків виділення відбувається швидше на границях зерен, так звана сенсibilізація, унаслідок чого матеріал поблизу границь зерен збіднюється легуючим елементом. Ознаки ураження міжкристалітною корозією нержавкої сталі, на відміну від інших форм корозії (пітингова, щілинна, фреттинг-корозія), не завжди вияв-

ляються на поверхні металу. Поява міжкристалітної корозії відбувається на мікроскопічному рівні, впливаючи на саму структуру металу, та вимагає певних умов, яких у деяких випадках можливо уникнути. Виділення карбідів хрому на границях зерен у нержавких аустенітних сталях зазвичай відбувається при нагріванні від 540 до 845 °С, що призводить до збіднення границь зерен за хромом і, отже, посилення чутливості до корозії. Найчастіша причина сенсibilізації – зварювання. Крім того, вказані температури найбільш поширені під час термічної обробки або експлуатації у високо-температурному середовищі.

Таким чином, міжкристалітна корозія у зварному шві нержавкої сталі вражає переважно границі зерен у зоні термічного впливу, що призводить до зниження структурної цілісності, викликаючи розтріскування та втрату зерен. У той же час у зварних конструкціях із феритних сталей руйнування відбувається як в області, безпосередньо прилеглої до місця зварювання, так і у самому зварному шві. Ігнорування ризиків міжкристалітної корозії може призвести до катастрофічного виходу з ладу або часткового порушення відповідальних зварних споруд і різних компонентів конструкцій із нержавкої сталі, у тому числі обладнання АЕС, трубопроводів, що використовують при транспортуванні нафти та газу тощо.

В.М. Тороп – <https://orcid.org/0000-0002-8807-9811>, М.Д. Рабкіна – <https://orcid.org/0000-0003-3498-0716>,

Є.О. Давидов – <https://orcid.org/0000-0003-3470-2329>

© В.М. Тороп, М.Д. Рабкіна, Є.О. Давидов, 2024

Вплив легуючих елементів на механізм МКК у нержавках сталях. Нержавкі сталі традиційно використовуються трьох класів: феритні, мартенситні та аустенітні, рідше двофазні. До найбільшої групи серед всіх нержавких сталей належать аустенітні корозійностійкі сталі, які становлять 60...70 % світового споживання. Вони зазвичай містять 16...25 % Cr, 6...14 % Ni, іноді 2...6 % Mo і невелику кількість інших елементів. Найрозповсюдженішим прикладом є сталь марки 08X18H10T. Слід зазначити, що сталь 08X18H10T, яка застосовується для виготовлення труб, є аналогом нержавкої аустенітної сталі AISI 321, стабілізованої титаном.

Основним легуючим елементом у корозійностійких сталях, що забезпечує здатність сталі до пасивації у широкому інтервалі потенціалів, є хром. Нестійкість хрому виявляється тільки в області потенціалів $-0,58$ В у сильно відновлювальних середовищах і $1,3$ В у сильно окислювальних середовищах (табл. 1).

Вплив хрому на МКК тісно пов'язаний з карбідоутворенням. При постійній температурі загартування мінімальний час $\tau_{\min}$, необхідний для утворення карбідів, залежить від швидкості дифузії вуглецю та хрому. В області низьких температур поява схильності до МКК контролюється дифузією хрому, а при вищих температурах – дифузією вуглецю. Через те, що здатність вуглецю утворювати карбіди визначається його термодинамічною активністю, на яку істотно впливає хімічний склад сталі, допустимий вміст вуглецю залежить від вмісту легуючих елементів у сталі – нікелю, молібдену та ін.

Нікель, кремній та кобальт підвищують активність вуглецю, тобто полегшують утворення карбідів; молібден, вольфрам, ванадій, ніобій та марганець знижують активність вуглецю, тобто гальмують утворення карбідів. Нікель у корозійностійкій сталі вводиться для забезпечення стабільності аустенітної структури та для підвищення корозійної стійкості сталі в основному в

середовищах відновлювального характеру, хоча він має задовільну корозійну стійкість у широкому діапазоні потенціалів. Молібден посилює здатність хромонікелевих сталей до самопасивації та суттєво підвищує їх стійкість у неокислювальних і слабо окислювальних середовищах. У окислювальних і сильно окислювальних середовищах швидкість корозії молібдену та багатих на них фаз велика (табл. 1).

Один з найпоширеніших способів запобігання МКК – легування корозійностійких сталей карбідоутворюючими елементами. Найстійкіші карбіди утворюють титан, ніобій і тантал, але частіше використовується стабілізація титаном і ніобієм. Відповідно до стехіометричної формули карбідів титану та ніобію для зв'язування вуглецю рекомендується вводити титан у 5-кратній, а ніобій – у 8–11-кратній кількості по відношенню до вуглецю. Спеціальні карбіди TiC і NbC не є повністю нерозчинними. Їх розчинність залежить від ступеня стабілізації, але температура їх розчинення значно вище температури розчинення карбідів хрому. У порівнянні з низьковуглецевими, стабілізовані сталі схильні до МКК приблизно в тому ж інтервалі температур, але в стабілізованій сталі схильність до МКК при тривалих витримках зникає. Останнє пояснюється тим, що в стабілізованих сталях залежно від ступеня стабілізації спочатку утворюється деяка кількість $M_{23}C_6$, а не спеціальний карбід TiC або NbC через уповільнену дифузію титану та ніобію. Зі збільшенням витримки утворюються карбіди TiC або NbC – відбувається розчинення карбіду хрому та збіднення по хрому зникає.

Оскільки виділення карбідів з твердого розчину відбувається швидше на границях зерен (рис. 1), матеріал поблизу границь зерен збіднюється легуючим елементом, створюючи різницю потенціалів, що сприяє кращому розчиненню приграничних зон сплаву. МКК спостерігається в Cr-і Cr-Ni-сталях і призводить до різкого зниження міцності та пластичності сплаву, що може викликати передчасне руйнування конструкції. До МКК призводить повільне охолодження сплаву з про-

Таблиця 1. Вплив легуючих елементів у сталі на підставі анодних поляризаційних кривих чистих металів [3]

Значення потенціалу E , В	Характеристика середовища	Швидкість розчину металу в ряду
$-0,5$	сильно відновлювальне	$Ni < Mo < W < Fe < Cr < Mn$
$-0,05$	неокислювальне	$Mo < Cr < W < Ni < Fe < Mn$
$+0,2$	слабо окислювальне	$Mo < Cr < W < Ni < Fe < Mn$
$+0,6$	середньо окислювальне	$Cr < Ni < Fe < W < Mo < Mn$
$+1,1$	окислювальне	$Cr < Ni < Fe < W < Mo < Mn$
$+1,3$	сильно окислювальне	$Fe < Ni < W < Cr < Mo$

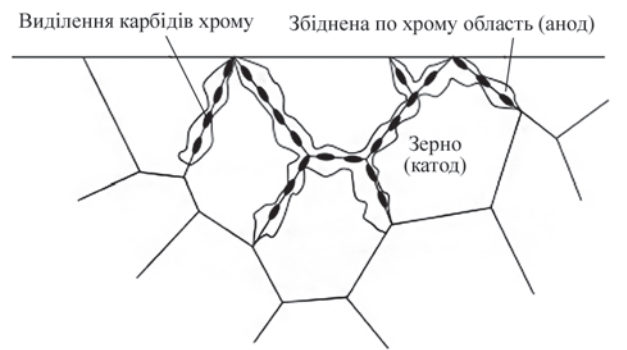


Рис. 1. Схематичне зображення виділення карбідів на границях зерен в аустеніті [4]

ходженням небезпечної області температур і навіть тривалі зварювальні роботи. При швидкому охолодженні цього не спостерігають.

Таким чином, МКК сталей і сплавів відбувається, коли при контакті з корозійним середовищем – електролітом – виникає різниця потенціалів між границями та тілом зерен. У цілому, в корозійностійких Cr- і Cr–Ni-сталях можна виділити три основні механізми міжкристалітної корозії:

- збіднення приграничних областей зерен елементами, що зумовлюють стійкість матеріалу в даному середовищі;
- низька хімічна стійкість фаз, що виділяються по границях;
- сегрегація на границях зерен поверхнево активних елементів, що знижують стійкість основи у цьому середовищі.

Зазначені механізми МКК можуть діяти в різних сталях одночасно, але визначальний вплив на швидкість корозії має якийсь один. Зазвичай має місце виділення фази із твердого розчину.

Міжкристалітне корозійне розтріскування під напруженням (МККРПН). Проблема корозійного розтріскування зварних швів аустенітних сталей у киплячих ядерних реакторах (BPW) та легководних ядерних реакторах (LPW) вперше виникла у 70-х роках ХХ-го століття [5]. Західні країни та Японія з проблемою розтріскування зварних з'єднань трубопроводів, виготовлених із аустенітних нержавіжних сталей на АЕС із реакторами типу LPW, стикнулися на початку 70-х років ХХ-го століття. У США вперше тріщини було виявлено на другому блоці АЕС «Дрезден» у вересні 1974 р. Потім на АЕС США проблема корозійного розтріскування набула великих масштабів. У середньому 25 % зварних з'єднань мали тріщини, причому на деяких блоках рівень дефектності сягав 50 %.

У зв'язку з цим було розроблено спеціальну програму технологічних, розрахункових та експериментальних робіт [5] з метою вирішення питань:

- необхідності ремонту виявлених тріщин;
- дефектоскопії всіх зварних швів;
- оцінки довговічності дефектних чи відремонтованих перерізів;
- довгострокових рішень, які включають заміну трубопроводних систем.

Великі капітальні вкладення були спрямовані на пошук покращувальних заходів. Як найбільш доступні та обґрунтовані були запропоновані наступні:

- індукційне нагрівання для зняття залишкових напружень;
- нанесення зовнішнього зварювального покриття;
- механічне обтиснення зовнішньої поверхні труби поблизу дефектного ЗЗ.

Як довгострокову мету та як основний напрямок боротьби з явищем МККРПН на фірмі KWU Siemens було почато розробку нових видів сталей, не схильних до сенсibilізації та корозії [6].

У Японії дослідження МККРПН виконувалося у межах національної програми забезпечення надійності трубопроводних систем, основною метою якої було:

- демонстрація цілісності трубопроводної системи в період експлуатації з урахуванням як втоми, так і особливо МККРПН за достатніх коефіцієнтів запасу;
- верифікація концепції «течія перед руйнуванням» у трубопроводних системах;
- демонстрація ефективних захисних пристроїв при гільйотинному руйнуванні.

Таким чином, на підставі огляду щодо вирішення проблеми корозійного розтріскування аустенітних сталей у киплячих реакторах було розроблено наступний комплекс заходів:

- довгострокові заходи – заміна сталей на інші, не схильні до корозійного розтріскування;
- короткострокові заходи – нанесення зовнішнього зварного покриття, ремонт дефектних ділянок, зняття залишкових напружень;
- тимчасові заходи – обґрунтування допустимості експлуатації дефектного зварного шва.

Матеріалознавчі аспекти стану трубопроводів Ду300 блоку № 3 ЧАЕС. Енергоблок № 3 Чорнобильської АЕС (ЧАЕС) належить до блоків другого покоління реакторів потужності 1000 МВт (РБМК-1000) і являє собою гетерогенний каналний реактор на теплових нейтронах з графітовим уповільнювачем і киплячим легководним теплоносієм. РБМК-1000 має типову для одноконтурних реакторів, що охолоджуються киплячою водою, теплову схему, яка складається з каналних труб і трубопроводів різного діаметра, що утворюють у сукупності контур багаторазової примусової циркуляції (КМПЦ), а також паропроводу, що подає пару до турбін. Більша частина трубопроводів Ду300 КМПЦ (опускні трубопроводи (ОТ), напірні трубопроводи (НТ), система автоматичного охолодження реактору (САОР) та інші) мають зовнішній діаметр 325 мм, номінальну товщину стінки 16 мм і виготовлені із аустенітної сталі, стабілізованої титаном 08X18H10T, яка є аналогом нержавіжної аустенітної сталі AISI 321.

Під час зупинки третього енергоблоку ЧАЕС на планово-попереджувальний ремонт у 1997 р. було проведено 100%-й радіографічний контроль зварних швів трубопроводів ОТ, НТ і САОР (табл. 2). На цей час обладнання блоку № 3 ЧАЕС виробило ресурс 99230,33 годин експлуатації. У відповідності до Інструкції [7] та на основі «Ро-

Таблиця 2. Результати радіографічного контролю зварних швів трубопроводів системи безпеки енергоблоку № 3 ЧАЕС, отримані в 1997 р.

Тип трубопроводів	№ приміщення	Кількість проконтрольованих зварних швів	Кількість виявлених дефектів	
			тріщин	дефектів зварних
Опускні трубопроводи	804/1 БС 21	120	9	4
	БС 22	96	9	6
	804/2 БС 11	96	21	10
	БС 12	120	17	4
	403/1 БС 21	84	7	-
	БС 22	84	6	3
	403/2 БС 11	84	9	6
	БС 12	84	11	6
	Разом	768	89	39
Напірні трубопроводи	404/1	88	23	-
	404/2	88	17	3
	403/1	160	23	4
	403/2	160	17	3
	Разом	496	80	10
Трубопроводи системи аварійного охолодження реактора	404/1	15	4	2
	404/2	12	6	1
	405	51	14	6
	216	14	5	3
	02	95	1	2
	Разом	187	30	14
Всього		1451	199	63

бочої програми по вирізці ділянок трубопроводів 3-го блоку для проведення досліджень стану основного металу і зварних з'єднань після 100 тис. год. експлуатації» була проведена вирізка ділянок трубопроводів. Ділянки трубопроводів, що вирізались, знаходилися в експлуатації з грудня 1981 р.

Програма включала: визначення механічних властивостей (σ_b , σ_T , δ , ψ) і ударної в'язкості при температурах кімнатній (20 °С) і 350 °С; твердість (НВ) за поперечним перерізом труб; визначення хімічного складу основного металу і зварних з'єднань; дослідження мікроструктури; визначення характеристик циклічної тріщиностійкості основного металу і зварного з'єднання. У процесі ра-

діаційного контролю 1451 зварних з'єднань ОТ, НТ і трубопроводів САОР Ду 300 були виявлено 199 дефектів у вигляді тріщин і 63 дефекти зварювання. Усі виявлені дефекти було відремонтовано в 1997 р. Оскільки впевненості в тому, що всі дефекти зварних швів методом радіографічного контролю були виявлені, керівництвом ЧАЕС було прийняте рішення щодо проведення 100%-го ультразвукового контролю (УЗК) доступних для УЗК зварних швів. Результати УЗК, що були отримані протягом 1997–1998 рр., наведені у табл. 3.

У зв'язку з тим, що відремонтувати всі знову виявлені дефекти на ЧАЕС не було можливим, то було прийнято рішення оцінити спроможність по-

Таблиця 3. Результати ультразвукового контролю зварних швів трубопроводів системи безпеки енергоблоку № 3 ЧАЕС, отримані в 1997–1998 рр.

Тип трубопроводів	№ приміщення	Кількість проконтрольованих зварних швів	Кількість виявлених дефектів
Опускні трубопроводи	804/1 БС 21	107	9
	БС 22	81	7
	804/2 БС 11	65	6
	БС 12	99	19
	403/1 БС 21	77	12
	БС 22	75	11
	403/2 БС 11	69	9
	БС 12	67	9
	Разом	640	82
Напірні трубопроводи	404/1	65	18
	404/2	68	17
	403/1	111	26
	403/2	118	32
	Разом	368	93
Трубопроводи системи аварійного охолодження реактора	404/1	9	—
	404/2	5	3
	405	31	2
	216	6	2
	02	92	1
	Разом	143	8
Всього		1145	183

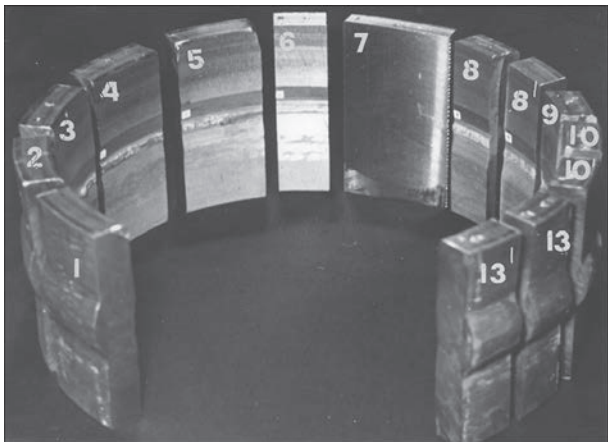


Рис. 2. Загальний вид «котушки» зі зварним швом, розрізаної на темплеті

дальшої експлуатації трубопроводів систем безпеки ЧАЕС з виявленими дефектами ще один рік (до наступного планово-попереджувального ремонту).

У процесі дослідження пошкоджених зварних з'єднань трубопроводів вивчали:

- якість металу зварюваних труб;
- зони переважного зародження тріщин і характер їх поширення;
- механізм поширення розкритих тріщин (фрактографія).

Об'єктом досліджень були зразки, вирізані з «котушок» (рис. 2) із трубопроводів 3-го енергоблоку ЧАЕС у районах пошкоджених зварних з'єднань, у тому числі: опускних – 53 одиниці, напірних – 32 одиниці та 4 одиниці САОР.

На рис. 2 показано розрізану на темплеті «котушку», яка містить зварний шов (у даному випадку це шов №8 напірного трубопроводу). Темплети розташовані в тому ж порядку, що й у нерозрізаної «котушки», а вказані на темплетах номери дозволяють локалізувати наступні дослідження шляхом посилення на відповідний номер темплету.

Визначення вмісту легуючих елементів досліджуваних зразків проводили на скануючому електронному мікроскопі Camascan з рентгенівським спектрометром System 860 CP2-50 фірми Link System. Для отримання достовірних результатів

виміри проводили в декількох точках. Приклад результатів наведено в табл. 4.

Визначення механічних властивостей здійснювали на плоских або п'ятикратних циліндричних зразках (тип IV ГОСТ 1497-84) діаметром 4 мм в інтервалі температур $-196...+350\text{ }^{\circ}\text{C}$. Стандартизовані випробування із визначення механічних властивостей в інтервалі температур $77...293\text{ }^{\circ}\text{K}$ проводили на спеціалізованій установці «Ала-Тоо» і універсальній випробувальній машині Instron-1251, що були обладнані спеціальними крио- і термокамерами для створення та підтримки відповідних температур випробування. Схему вирізки зразків та їх основні розміри наведено на рис. 3. Ударна в'язкість визначалася за результатами випробувань зразків Шарпі з V-подібним надрізом на сертифікованому маятниковому копрі МК-30А згідно з ГОСТ 9454-78. Крім ударних випробувань зразків Шарпі, критичну температуру крихкості (КТК) визначали за температурною залежністю відносного звуження і за методом рентгенографічного аналізу.

Деякі результати випробувань трубчастих зразків із сталі 08X18H10T наведено в табл. 5.

Металогіфічні дослідження. На площинках різі (див. рис. 2) були виготовлені макрошліфи з наступним травленням у реактиві 1 ч. $\text{HNO}_3 + 2\text{ ч. HCl}$, що дозволило виявити контури та структуру зварного шва (рис. 4), а також тріщини, якщо вони були присутні (рис. 5).

Необхідно зазначити, що схильність сталей до міжкристалітної корозії, яка визначалась за стандартною методикою [8], не була виявлена навіть у дефектних зварних з'єднаннях. Однак проведені ретельні металогіфічні дослідження на темплетях, вирізаних з котушок опускних, напірних та трубопроводів системи аварійного охолодження реактору виявили вузьку (до 1 мм) зону сенсibiliзації металу, яка розташовувалася вздовж лінії сплавлення (зона більшого зерна аустеніту). У цій зоні спостерігалось утворення сітки карбідів Cr_{23}C_6 вздовж границь аустенітних зерен. У підтвердження цьому мікрорентгеноспектральним аналізом виявлений підвищений (до 38 %) вміст хрому у вузькій зоні на границях аустенітних зе-

Таблиця 4. Хімічний склад (мас. %) металу труб зі сталі 08X18H10T

Ділянка зварного з'єднання	C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P	Ti	Cu
Основний метал ліворуч	0,08	1,41	0,55	19	10,17	–	0,035	0,4	0,07
Основний метал праворуч	0,08	0,99	0,23	19,28	10,21	0,018	–	0,428	0,3
Вимоги згідно з ТУ 14-3-197-73 на поставку за ГОСТ 5632-72	$\leq 0,08$	$\leq 1,5$	$\leq 0,8$	17÷19	10÷11	$\leq 0,02$	$\leq 0,035$	5C÷0,06	$\leq 0,3$

Таблиця 5. Механічні властивості трубчастих зразків із досліджуваної сталі 08X18H10T

Зразки з труб	T, $^{\circ}\text{C}$	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	KCV, кгс·м/см ²
Діаметр 325×16	+20	434	641	49,1	58,8	19,0
		473	656	41,8	64,8	22,9
		361	665	42,5	66,3	19,1

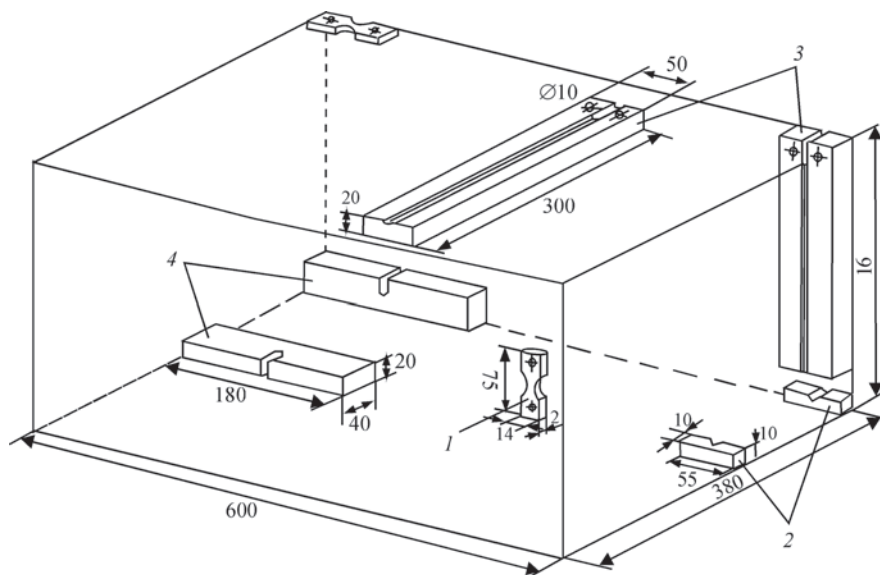


Рис. 3. Схема вирізки зразків та їх основні розміри

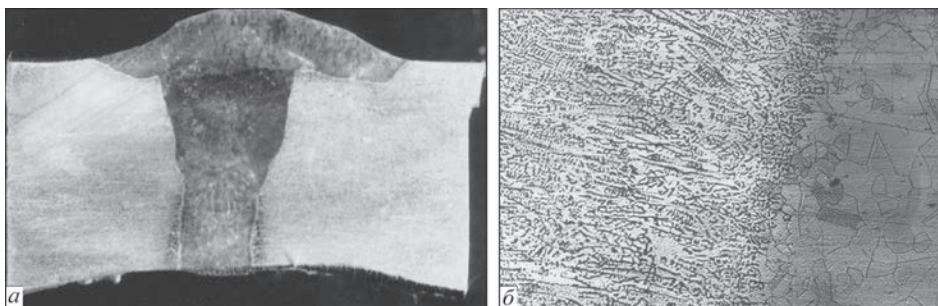


Рис. 4. Структура матеріалу трубопроводу (325×16, сталь 08X18H10T) у блоку №3 ЧАЕС після 100 тис. год. експлуатації: а – макроструктура, ×3; б – мікроструктура, ×100

рен, у той час як у тілі зерна вміст хрому становив 11...13 %.

Металографічні дослідження дозволили виявити на внутрішній поверхні труби (як у зварному шві, так і в пришовній зоні) тріщини окружної орієнтації. Тріщини, що спостерігаються в пришовній, зоні мали вигляд тріщин з розгалуженнями (рис. 5).

Тріщини, що розгалужуються, як правило, розповсюджувались вглиб основного металу труби міжзеренно, по вузькій зоні вздовж лінії спалення зерен аустеніту, що зросли в ході проведення зварювання.

Зародження тріщин на внутрішній поверхні труби носило багатозародковий характер, а розвиток магістральних окружних тріщин відбувався шляхом злиття різнорівневих зародкових тріщин. Спостерігалися випадки розташування тріщин як з однієї, так і з обох сторін зварного шва.

Фрактографічні дослідження проводили на растровому електронному мікроскопі Camscan. Ці дослідження підтвердили міжзеренний (при зростанні тріщини в зоні термічного впливу) і внутрішньозеренний (при зростанні тріщини по металу шва) характер поширення тріщини з численними слідами корозійного впливу на зернограничні фасетки (рис. 6). На поверхні руйнування спостері-

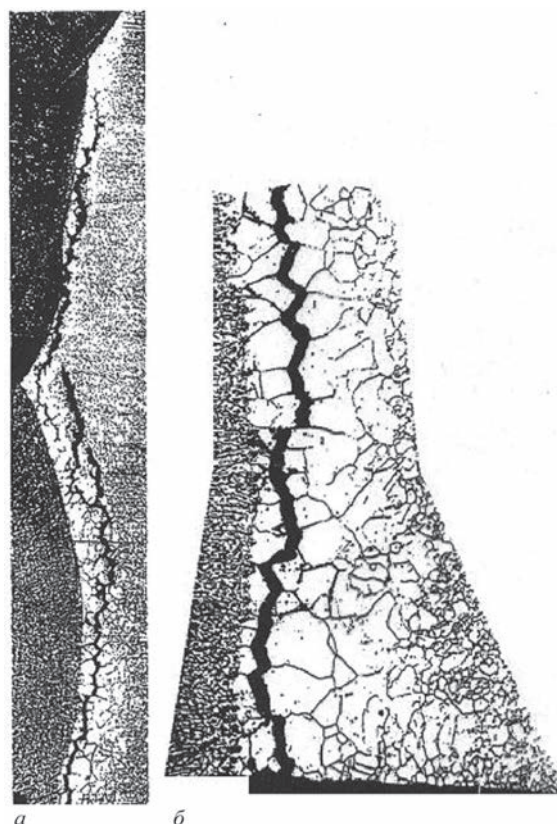


Рис. 5. Вигляд тріщини в пришовній зоні зварного з'єднання: а – ×30; б – ×80

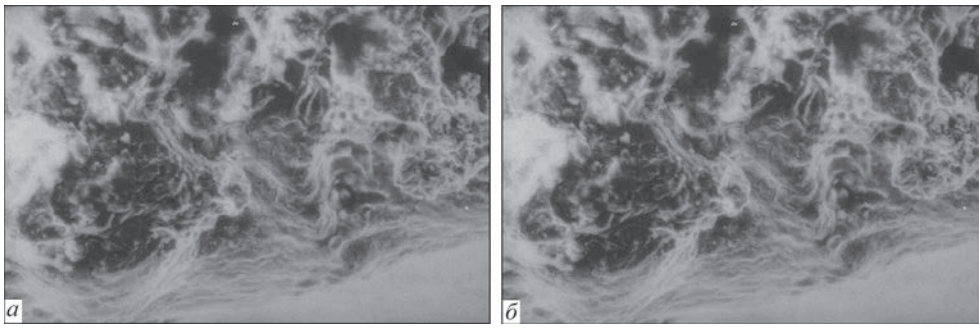


Рис. 6. Мікрофрактограми поверхні корозійної тріщини: *а* – до очищення; *б* – після очищення (середній крок борозенки втоми $\Delta \approx 1,0$ мкм)

гаються вторинні тріщини, що йдуть углиб металу. Аналіз продуктів корозії на поверхні зламу показав наявність хлору в кількості 0,15 % ваги.

Фрактографічні та металографічні дослідження поверхні тріщини, очищеної від корозійного відкладення, показали, що основним механізмом є міжзеренне руйнування з характерним для корозії гілкуванням (розгалуженням) тріщини. На поверхні зламу, вільного від продуктів корозії, виявлено ознаки втомного руйнування у вигляді борозенок, які можна виявити навіть безпосередньо біля джерела зародження тріщини (рис. 6, *б*). Спостерігаються чіткі борозенки втоми, що є відбитком фронту тріщини на кожному циклі навантаження, причому їх крок становив 0,4 мкм. У міру просування тріщини крок борозенок збільшився до 1,0 мкм.

Фрактографічні дослідження поверхонь руйнування зразків, що циклічно навантажувалися, виявили борозенки втоми, які чітко спостерігалися з постійним кроком, відповідним кожному ступеню циклічного навантаження (рис. 7). Ця постійність кроку борозенок зумовлена умовами випробувань – постійністю амплітуди навантаження на кожному ступені навантаження. Виміряний при цьому крок борозенок відносився до середньої ділянки кінетичної діаграми втомного руйнування, причому у всьому діапазоні навантажень, де спостерігалися борозенки втоми, їх крок відповідав середній швидкості тріщини, виміряній безпосередньо на зразку в процесі експерименту.

Така відповідність між мікрошвидкістю тріщини, виміряної за кроком борозе-

нок, і макрошвидкістю тріщини спостерігалась при швидкостях тріщини, що перевищувала 10^{-7} м/цикл, а виміряний крок борозенок був у межах 0,3...2,0 мкм. Це добре узгоджується з багатьма дослідженнями (наприклад [9]), де було показано, що крок борозенок добре корелює з макроскопічною швидкістю тріщини при її швидкостях, вищих за 10^{-7} м/цикл.

Менш регулярні борозенки втоми, що спостерігалися на поверхні тріщин міжкристалічної корозії зварних швів труб, показали інтервал виміряних борозенок між 0,4 і 1,0 мкм (див. рис. 7, *б*), що попадає у вказаний вище інтервал кроку борозенок, виміряного на зразках. Цю відповідність можна розглядати як свідчення того, що циклічна складова напружень у трубі впливає на зростання корозійної тріщини, тобто накладення процесів корозійного розтріскування під напруженням і втомного зростання тріщини. Іншими словами, ми спостерігаємо розвиток тріщин за механізмом корозійної втоми.

Особливості розвитку тріщин міжкристалічної корозії. Як показали дослідження, що виконані на вирізаних із трубопроводів блоку № 3 пошкоджених кільцевих зварних швів (трубопроводи 1-го контуру із зовнішнім діаметром 325 мм і товщиною стінки 16 мм), тріщини міжкристалічної корозії зароджуються біля кореневого шва на внутрішній стінці труби та розвиваються, як правило, у зоні термічного впливу вздовж лінії сплавлення шва. Місцями зародження тріщини є локальні концентратори напружень, викликані або

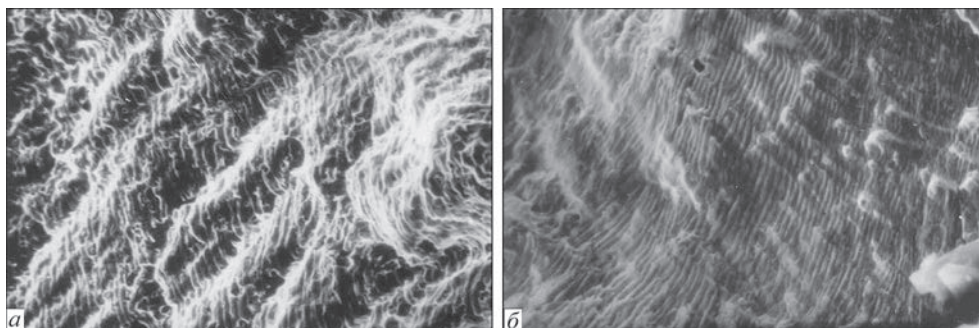


Рис. 7. Поверхня руйнування зразка зі сталі 08X18H10T, що випробовувався на циклічну тріщиностійкість: *а* – при 20 °С, середній крок борозенки втоми $\Delta \approx 1,5$ мкм; *б* – при 50 °С, середній крок борозенки втоми $\Delta \approx 2,0$ мкм

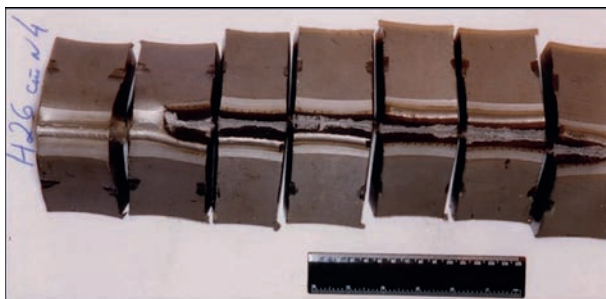


Рис. 8. Зовнішній вигляд поверхневої тріщини на зруйнованих темплетях

утяганням металу при охолодженні кореневого зварного шва, або грубими рисками механічного оброблення внутрішньої поверхні труби при зварюванні. Велика кількість таких концентраторів на внутрішній стороні шва та у пришовній зоні призводить до зародження декількох тріщин. Ці тріщини, що мають декілька зародків, які розташовані в різних паралельних перерізах труби, у процесі розвитку часто зливаються в одну тріщину. У зв'язку з тим, що моменти зародження цих тріщин не співпадають за часом, одні тріщини випереджають інші, що при злитті їх у загальну магистральну тріщину призводить до її звивистого фронту. Зовнішній вигляд поверхні однієї з таких тріщин показано на рис. 8, де представлені сім сусідніх зруйнованих темплетів, вирізаних з пошкодженого зварного шва.

Кожна протилежна половинка темплету містить поверхню у відповідь однієї й тієї ж корозійної тріщини (темного кольору, звернена назовні знімка) і поверхню тріщини долому (світла, що всередину), отриману в результаті механічного долому темплетів при їх згині.

Поверхні корозійної тріщини покриті товстим шаром корозійних відкладень, що мають темно-коричневе забарвлення та значну радіоактивність. При вивченні особливостей зростання корозійних тріщин було помічено, що вибір тріщиною траєкторії її зростання значною мірою визначається місцем її зародження, яке, у свою чергу, залежить від ефективності (тобто гостроти) місцевого концентратора напружень. Тому на вирізаних з труб пошкоджених зварних стиках спостерігалися як тріщини, що розповсюджуються по зоні термічного впливу поблизу лінії сплавлення, так і (рідше) тріщини, зростаючі по металу зварного шва. Щоби врахувати ці особливості, потрібно, по-перше, визначити міцність металу зварного шва, а по-друге, визначити граничне навантаження руйнування перерізу зварного шва, що залишився непошкодженим тріщиною.

Висновки

1. Металографічні та фрактографічні дослідження зварних з'єднань трубопроводів енергоблоку № 3 Чорнобильської АЕС виявили міжзеренний (при зростанні тріщини у зоні термічного впливу) і внутрішньозеренний (при зростанні тріщини по металу шва) характер руйнування. Спостерігається суттєве корозійне ушкодження з характерним розгалуженням тріщини в обох випадках.

2. Додатковими фрактографічними дослідженнями поверхонь корозійного руйнування зварних швів підтверджено наявність ознак впливу циклічних навантажень (борозенок втоми) на значній площі зламу.

3. У результаті проведених комплексних металографічних, фрактографічних та мікрорентгеноспектральних досліджень розроблено комплекс заходів щодо вирішення проблеми корозійного розтріскування під напруженням аустенітних сталей.

4. У разі можливого розвитку МКК особливо значимим для надійної експлуатації силового устаткування стає контроль виникнення та розвитку тріщин. Особливо важливо вміти вимірювати геометричні характеристики тріщин, що суттєво розширює можливості тимчасових і короткострокових заходів підтримки експлуатаційної надійності. Тому розвиток та оптимізація неруйнівних методів контролю зварних з'єднань, схильних до МКК, є актуальним завданням.

Список літератури

1. IAEA. *Report of a regional workshop on environmentally assisted cracking of NPP austenitic piping*. Slavutych, Ukraine, 22–26 June 1998. Introduction, p.p. 7–38.
2. Красовский А.Я., Маковецкая И.А., Тороп В.М., Чугунов В.А. (2000) Экспертиза причин коррозионного растрескивания под напряжением трубопроводов 1-го контура АЭС. В кн.: Труды конференции «Оценка и обоснование продления ресурса элементов конструкций», Киев, 6–9 июня 2000 г., ИПП НАНУ, Т.1, сс. 27–34.
3. Lai, J.K., Shek, C.H., Lo, K.H. (2015) *Stainless steels: An introduction and their recent development*. Hong Kong, Bentham Books.
4. Lawrynowicz, Z. (2018) *Diagnostics of the effect of prior cold deformation and aging time on intergranular corrosion resistance in case of austenitic stainless steel: proceedings*. 17th International Conference Diagnostics of Machines and Vehicles. MATEC Web of Conferences 182, 2018. 01011.
5. (1975) *US NRC Pipe Crack Study Group. Investigation and Evaluation of Cracking in Austenitic Stainless Steel Piping of BWR Plants*. NUREG –75/061.
6. (1986) *Pressure Vessel and Piping Codes. Evaluation of Flaws in Austenitic Steel Piping*. Trans. of ASME. *J. of Pressure Vessels Technology*, 3, 357.
7. (1988) *Инструкция по исследованию состояния металла трубопроводов АЭС с помощью вырезов после 100 тысяч часов эксплуатации (АИ-35-17-86)*. Москва, ВНИИ-АЭС. Введ. 30.04.88.
8. ГОСТ 6032-89 *Стали и сплавы коррозионностойкие*. М., Издательство стандартов, 1990.
9. (2002) *IAEA-EBP-IGSCC Mitigation of intergranular stress corrosion cracking in RBMK reactors. Final Report of the Programme's Steering Committee. IAEA-EBP-IGSCC. A publication of the extrabudgetary programme on mitigation of intergranular stress corrosion cracking in RBMK reactors*.

References

1. IAEA. Report of a regional workshop on environmentally assisted cracking of NPP austenitic piping. Slavutych, Ukraine, 22–26 June 1998. Introduction, p.p. 7–38.

2. Krasovsky, A.Ya., Makovetskaya, I.A., Torop, V.M., Chugunov, V.A. (2000) Examination of causes of stress corrosion cracking in 1st pipeline circuit of NPP. In: Book: Proc. of Conf. on Assessment and Substantiation of Extension of the Service Life of Structural Elements. Kyiv, 6–9 June, 2000, IPS, Vol. 1, 27–34 [in Russian].

3. Lai, J.K., Shek, C.H., Lo, K.H. (2015) Stainless steels: An introduction and their recent development. Hong Kong, Bentham Books.

4. Lawryniewicz, Z. (2018) Diagnostics of the effect of prior cold deformation and aging time on intergranular corrosion resistance in case of austenitic stainless steel. In: Proc. of

17th Inter. Conf. on Diagnostics of Machines and Vehicles. MATEC Web of Conferences 182, 2018. 01011.

5. (1975) US NRC Pipe Crack Study Group. Investigation and Evaluation of Cracking in Austenitic Stainless Steel Piping of BWR Plants. NUREG –75/061.

6. (1986) Pressure Vessel and Piping Codes. Evaluation of Flaws in Austenitic Steel Piping. Trans. of ASME. J. of Pressure Vessels Technology, 3, 357.

7. (1988) Instruction on investigation of state of metal of NPP pipelines using cut-out samples after 100 thou h of operation (AI-35-17-86). Moscow, VNIIAES. Introd. 30.04.88 [in Russian].

8. GOST 6032-89: Corrosion-resistant steels and alloys. Moscow, Izd-vo Standartov, 1990 [in Russian].

9. (2002) IAEA-EBP-IGSCC Mitigation of intergranular stress corrosion cracking in RBMK reactors. Final Report of the Programme's Steering Committee. IAEA-EBP-IGSCC. A publication of the extrabudgetary programme on mitigation.

STUDY OF INTERCRYSTALLINE CORROSION CRACKING IN WELDED JOINTS OF CHORNOBYL NPP PIPELINES. MATERIALS SCIENCE ASPECT

V.M. Torop, M.D. Rabkina, E.O. Davydov

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: v.torop@gmail.com

Stress corrosion cracking, similar to intergranular corrosion in austenitic steel welds, primarily affects grain boundaries in the heat-affected zone when exposed to a corrosive environment, leading to sensitization – a reduction in structural integrity, which causes cracking and grain loss. The object of research were samples cut out of «coils» of pipelines of the 3rd power unit of the Chernobyl NPP in the areas of damaged welded joints. Based on radiographic and ultrasonic inspection of pipeline welds, as well as determination in the examined samples of the content of alloying elements, mechanical properties, metallographic, fractographic and micro-X-ray spectral studies, including investigation of fracture surfaces of samples that were cyclically loaded, taking into account fatigue grooves, and with regard to solution of the problem of corrosion cracking of austenitic steels in boiling water reactors, a set of measures was developed: long-term measures – replacement of steels with others not prone to corrosion cracking; short-term measures – application of external weld coating, repair of defective areas, relieving residual stresses; temporary measures – justification of the admissibility of the defective weld for operation. 9 Ref., 5 Tabl., 8 Fig.

Keywords: radiographic and ultrasonic inspection of welded joints, intergranular corrosion, stress corrosion cracking, corrosion-resistant steel, pipelines, alloying elements, chromium carbides, fatigue grooves

Отримано 17.10.2024

Отримано у переглянутому вигляді 27.11.2024

Прийнято 20.12.2024

ПЕРЕДПЛАТА 2025

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.				
	місяць	два місяця	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 3041-2374 (Print). ISSN 3041-234X (Online). Передплатний індекс 70031	–	300	–	900	1800
«Сучасна електрометалургія», видається з 1975 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-238 (Print). ISSN 3041-2331 (Online). Передплатний індекс 70693	–	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2366 (Print). ISSN 3041-2358 (Online). Передплатний індекс 74475	–	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X (Print). ISSN 3041-2293 (Online). Передплатний індекс 21971.	600	1200	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

** Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково переклади на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль». Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агентцій «УКРПОШТА», «Прес Центр», «Меркурій» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів. Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf.

На сайті видавництва у 2024 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2023 pp.

Адреса видавництва

Міжнародна Асоціація «Зварювання»
03150, Україна, Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Тел.: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com