

АНАЛІЗ ПОВЕДІНКИ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ РІЗНОРІДНИХ СТАЛЕЙ В КОНСТРУКЦІІ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ТРУБОПРОВОДУ РИФОРМІНГУ РЕАКТОРНОГО БЛОКУ

С.З. Стасюк

Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України. 01014, м. Київ, вул. Тимірязєвська, 2. E-mail: ips@ipp.kiev.ua

Розглянуто особливості руйнування технологічного трубопроводу риформінгу реакторного блоку з робочим продуктом із вмістом водню до 85 %, напрацювання якого становило 200 000 год при 520 °С і тиску середовища 5,3 МПа. В конструкції трубопроводу труби зі сталі 15Х5М мартенситного класу були з'єднані аустенітними швами між собою і з фланцем зі сталі 20 перлітного класу. Показано, що мікроструктура основного металу труби, металу зварного шва і навколошовної зони не зазнала суттєвих змін від дії водневовмісного середовища за довготривалої експлуатації. Проте в матеріалі фланця відбулася воднева корозія, яка проявилася у знеуглецюванні та деградації властивостей металу, що привело до руйнування зварного з'єднання. Знеуглецювані зони, які утворилися навкруги ланцюжків чистого графіту (продукту розпаду цементиту) і коагульованих частинок цементиту, послабили матрицю та забезпечили крихке руйнування. Встановлено, що тріщина розповсюдилась по металу фланця по ділянкам нормалізації та неповної перекристалізації зони термічного впливу. Бібліогр. 23, табл. 5, рис. 6.

Ключові слова: водневовмісне середовище, технологічні трубопроводи, тривале напрацювання, металографічні дослідження, мікроструктура металу, механічні випробування, характеристики міцності, пластичності та ударної в'язкості, температура крихкості, деградація властивостей, руйнування

Вступ і постановка задачі. Технологічні трубопроводи хімічної, нафтохімічної та нафтопереробної промисловості являють собою об'єкти, що складаються з окремих елементів (труб, з'єднаних зварюванням, фасонних деталей, фланців, арматури тощо), тому одним із шляхів економії матеріалів при виготовленні є можливість використання в окремих вузлах деталей із низьколегованих або вуглецевих сталей, тоді як сам трубопровід виготовлено з високолегованої сталі. Зварювання високолегованих сталей з середньо- чи низьколегованими або вуглецевими складає окрему проблему, відому як зварювання різнорідних сталей [1–3]. Оскільки особливістю різнорідних зварних з'єднань є значна хімічна та структурна неоднорідність металу шва, утворюються кристалізаційні та дифузійні прошарки по лінії сплавлення значно відмінні від структури металів, що сплаваються (основного металу і металу шва). Зміни структури можуть бути настільки сильними, що суттєво знизяться їх характеристики міцності та пластичності, внаслідок чого можливе передчасне (аварійне) руйнування конструкції. Гідрогенізаційні процеси при каталітичному риформінгу відносяться до основних технологічних процесів у нафтопереробних і нафтохімічних виробництвах, при яких внаслідок циклів реакції здійснюється приєднання водню до різних металів і сплавів в умовах високих температур 420...550 °С і тиску від 0,1 до 70 МПа. При довготривалому контакті металу з водневовмісним середовищем за температур 260...550 °С і тиску 2,1...6,6 МПа метал насичується воднем і, в

наслідок цього, виникає воднева корозія – знеуглецювання сталі та воднева крихкість – втрата металом пластичності, що викликана виникненням і розвитком тріщин внаслідок акумулювання водню на різних дефектах (дислокаціях, вакансіях, міжзеренних границях тощо). Вивченню впливу дії середовища із вмістом водню на пошкодження структури та зміну фізико-механічних властивостей матеріалу присвячено багато досліджень і вони знайшли сучасне відображення в рамках праці колективу авторів [4]. Традиційно технологічні трубопроводи установок каталітичного риформінгу нафтопереробного виробництва виготовляють зі сталей, легованих карбідоутворюючими елементами (Cr і Mo). Схильність таких сталей до водневої корозії оцінюють за кривими Нельсона [4, 5], керуючись якими визначають область безпечної експлуатації сталі на реальних об'єктах при заданих параметрах технологічного процесу: температурі та тиску. Дослідження [6] показали, що при тривалому напрацюванні сталі (навіть після $2 \cdot 10^5$ год) в робочих умовах при дії високих температур від 250 до 600 °С та високих тисків, хоча ознаки вихідної структури зберігаються, проте властиві їй механічні характеристики можуть суттєво змінюватись. В напрацьованому металі можна спостерігати зміну мікроструктури переважно поблизу меж зерен, коли вільний вуглець дифундує з тіла зерна до його меж, утворюючи там карбіди нанотовщини [7], які сприяють окрихченню металу. Водень не тільки пришвидшує ці дифузійні процеси в структурі, а також посилює ріст мікротріщин та інших мікрodefек-

тів [4, 8–10]. В роботі [11] показано, що довготривале напрацювання хромомолібденової сталі (2Cr–1Mo) в конструкції трубопроводів риформінгу реакторного блоку установок каталітичного риформінгу не призвело до змін структури і механічних властивостей металу за термін служби $2,5 \cdot 10^5$ год, проте процеси водневої корозії ініціюються у зварних швах, і це проявляється у різкому зниженні ударної в'язкості металу шва, внаслідок чого відбувається зміщення критичної температури крихкості в область позитивних температур.

Дослідження структури металу зварного з'єднання у взаємозв'язку з механічними характеристиками є актуальною задачею, яка і обумовила мету даної роботи: вивчення впливу експлуатаційного напрацювання в умовах дії водню високих параметрів (за температури і тиску) на поведінку зварного з'єднання різнорідних сталей – мартенситного (труби із сталі марки 15X5M) і перлітного (фланець зі сталі 20) класів в конструкції технологічного трубопроводу реакторного блоку установки риформінгу після напрацювання 200 000 год за температури 520 °С і тиску 5,3 МПа.

Зазначимо, що для роботи у водневому середовищі (у трубопроводі подання робочого продукту з реактора риформінгу до теплообмінника вміст водню складав 85 %) зазначений матеріал даного трубопроводу (хромомолібденова сталь) відповідає вимогам його використання при заданих температурі та тиску, проте матеріал фланцю (вуглецева сталь) не може бути пристосований до експлуатації в заданих умовах, а саме її використання рекомендовано в інтервалі від 260 °С до 280 °С [4, 10]. Через те, що ці сталі відрізняються своїми фізико-хімічними властивостями, важко було отримати якісне і надійне їх зварне з'єднання, через що відбулося руйнування ділянки трубопроводу по периметру зварного шва з'єднання труби з фланцем.

Для визначення причин руйнування і наслідків тривалої дії водню високих параметрів (за температури і тиску) проведено лабораторні дослідження металу трубопроводу, які включали мікроструктурні дослідження і механічні випробування.

Матеріали та методика досліджень. Досліджували зразки, взяті з двох ділянок трубопроводу зі зварними швами пошкодженої (ділянка 1) і непошкодженої (ділянка 2, контрольна) частин

труби. Хімічний склад металів наведено у табл. 1. Металографічні дослідження виконано на поперечних темплетях, контрольована поверхня яких включала переріз шва з прилеглою до нього зоною термічного впливу і ділянок основного металу обох сталей даного з'єднання. Мікроструктуру виявляли згідно з рекомендаціями [12, 13], її параметри визначали за допомогою мікроскопів «НЕ-ОФОТ-32» і МИМ 10, використовуючи стандартні методи згідно з [14–16]. Зазначимо, що зварне з'єднання на контрольній ділянці трубопроводу, як і на ділянці руйнування, виконано аустенітними матеріалами. Випробування проводили на розтяг згідно з ДСТУ EN 1002-1 [17] і ДСТУ EN 1002-5 [18] та ударну в'язкість при температурах 20 і 525 °С – робочої температури експлуатації трубопроводу. Характеристики ударної в'язкості основного металу і зварних з'єднань отримано на зразках Шарпі за ДСТУ EN 10045-1 [19] і ГОСТ 6996 [20], відповідно використовуючи маятниковий копер PSWO-30 з максимальною енергією маятника 294 Дж і швидкістю руху маятника в момент удару 5,6 м/с. Зразки виготовлено таким чином, щоб розповсюдження тріщини руйнування проходило по товщині перерізу труби.

Результати досліджень мікроструктури. Мікроструктурний аналіз основного металу труби зі сталі 15X5M і металу шва ділянок 1 і 2 показав наступне. На зруйнованій ділянці 1 трубопроводу в основному металі виявлено велику кількість неметалевих включень (переважно нітридів титану) різного ступеню дисперсності (від 0,005 до 0,050 мм) і форм (шестигранники, трикутники, прямокутники), які здебільшого наявні у поперечному та повздовжньому перерізах труби і, практично, не спостерігаються на внутрішній і зовнішній поверхнях. Відмітимо, що мікроструктура сталі характерна для структури самогартування сорбіту по усіх перерізах труби. Є деякі відмінності у розмірах зерен (табл. 2). На контрольній ділянці 2 трубопроводу в основному металі труби присутні неметалеві включення в незначній кількості (оксиди точкові та стрічкові, включення нітридів, силікати пластичні) і крихкі, одиничні частинки алюмосилікатів, а також наявні дефекти типу пор. Найбільша кількість неметалевих включень спостерігається на внутрішній поверхні труби. Мікроструктура основного металу ідентична в

Таблиця 1. Хімічний склад металу конструктивних елементів трубопроводу

Назва	Вміст елементів, мас. %								
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	S	P	Cu
Метал труби ділянки 1 (сталь 15X5M)	0,145	0,34	0,30	5,3	0,55	0,16	0,01	0,014	0,10
Метал фланцю (сталь 20)	0,189	0,41	0,217	0,11	–	0,08	0,019	0,005	–
Зварний шов ділянки 2 (Електрод марки ОЗЛ-8)	0,085	1,98	0,23	20,7	0,12	10,7	0,005	0,032	0,07

Таблиця 2. Показники структури основного металу труби зі сталі 15X5M пошкодженій ділянці труби

Місце дослідження	Розмір зерна	
	Бал	Середній розмір d_m , мм
Поперечний переріз труби	8	0,022
Поздовжній переріз труби	8	0,022
Зовнішня поверхня труби	8–9	0,015...0,022
Внутрішня поверхня труби	7–8	0,022...0,031

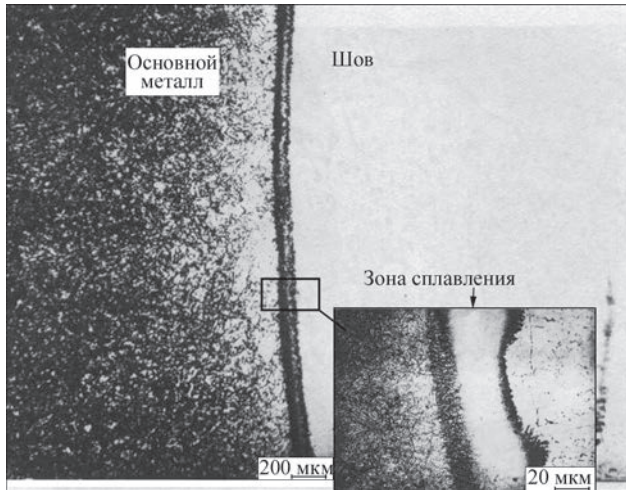


Рис. 1. Мікроструктура зварного з'єднання труби зі сталі 15X5M контрольної ділянки 2

усіх розглянутих перерізах і являє собою ферит та карбіди типу $Me_7C_3 + Me_{23}C_6 + Me_3C$.

У зварному шві контрольної ділянки 2 неметалевих включень небагато (це оксиди точкові, сульфід) і вони рівномірно розподілені по всьому перерізу шва. Мікроструктура зварного

з'єднання ділянки 2 представлена на рис. 1, ділянки 1 – на рис. 2, показники структури металу шва за проходами (шарами) і навколошовної зони – у табл. 3 і 4. Усі шари чотирипрохідного зварного шва з'єднання труби з фланцем мають однакові параметри макроструктури шва: ячеїсто-дендритна структура з гранульованим зерном у границі сплавлення величиною 4–5 бали і 2–3 бали в центральній частині шва (рис. 2). При віддаленні від границі сплавлення до центру шва зеренна структура порушується (рис. 2, а), з'являються тонкі стовбчасті дендрити шириною до 0,01 мм і довжиною від 1,0 до 1,5 мм. У центрі шва кристаліти зменшуються, формується крупне грануляційне зерно 2 (3) бала (рис. 2, б). У зварному шві наявні неметалеві включення: точкові оксиди (1 бал) з розміром частинок від 0,003 до 0,005 мм, які розміщено в основному у корені шва; частинки глинозему трикутної, прямокутної форми та у формі трапеції і мають поперечні розміри від 0,01 до 0,03 мм. Глиноземні частинки розміщені в основному по границях шарів багатопрохідного зварювання і виникли внаслідок неякісного зачищення їх поверхонь. Показники структури металу шва надано в табл. 4. Отже в металі шва аномальних структур не виявлено і можна стверджувати, що за час високотемпературної тривалої експлуатації у водневому середовищі структурні зміни і структурно-фазові перетворення не відбувалися.

Будова зони сплавлення основного металу з металом шва являє собою дифузійний прошарок –

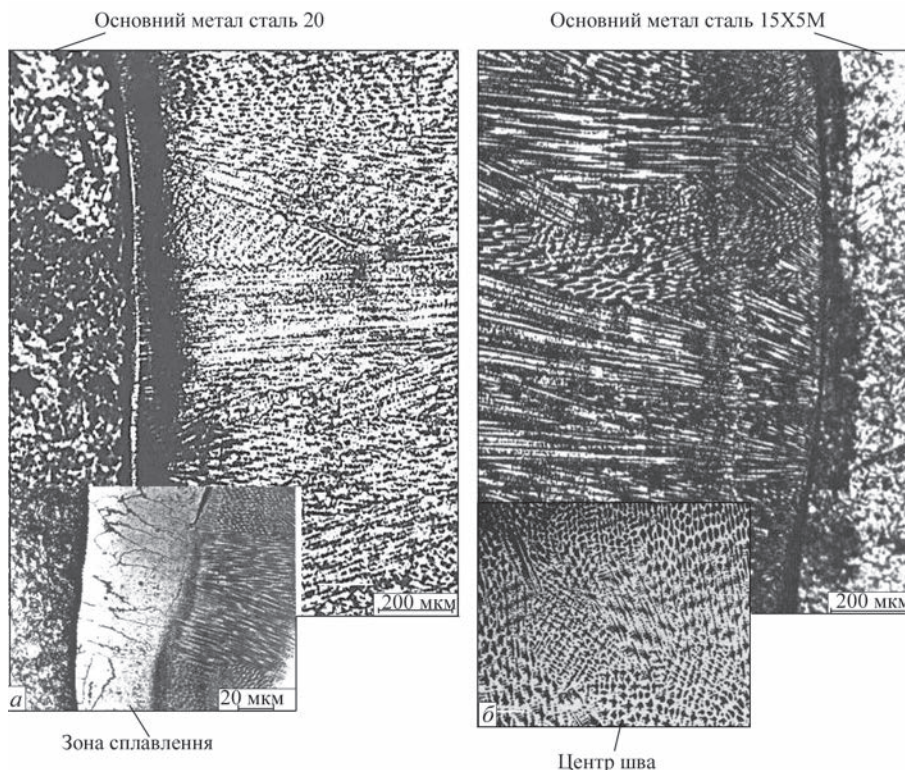


Рис. 2. Мікроструктура металу шва приварювання фланця зі сталі 20 до труби зі сталі 15X5M: а – з боку фланця; б – з боку труби

Таблиця 3. Показники структури металу шва і навколошовної зони зварного з'єднання контрольної ділянки труби

Назва, місце дослідження за проходами (шарами), структурні області	Протяжність, мм	Зерно		Стовчасті кристали		
		Розмір, мм	Середній розмір d_m , мм	Ширина, мм	Довжина, мм	
Зварний шов	Шар I	6,4	4	0,088	–	–
	Шар II	4,5	–	–	~0,06...0,10	~0,7...0,12
	Шар III	4,7	–	–	~0,04...0,07	~0,5...0,7
	Шар IV	2,3	–	–	~0,02...0,03	до 0,4
Зона сплавлення	Шар I	–	5...6	0,062...0,044	–	–
	Шар II	–	6	0,044	–	–
	Шар III	–	6	0,044	–	–
	Шар IV	–	6...7	0,044...0,031	–	–
*Зона термічного впливу	Ділянка 1	~0,2	6...7	0,044...0,031	–	–
	Ділянка 2	~0,3...0,4	8	0,022	–	–
	Ділянка 3	~0,6...0,8	9...10	0,015...0,011	–	–
	Ділянка 4	~1,0...1,2	10(9)	0,011...0,015	–	–
Основний метал		–	7...8	0,031...0,022	–	–

Примітки. *Ділянка 1 – неповного розплавлення; ділянка 2 – перегрівання; ділянка 3 – нормалізації; ділянка 4 – неповної перекристалізації.

Таблиця 4. Показники структури металу шва (периферія) пошкодженої ділянки труби

Проходи (шари)	Протяжність, мм	Зерно шару I	
		Розмір зерна, мм	Середній розмір d_m , мм
I	~0,3	4	0,088
II	~0,3	5	0,062
III	~0,3	6...7	0,044...0,031
IV	~0,3	6	0,044

вузьку перехідну область між металом шва і ділянкою неповного розплавлення основного металу, шириною від 0,03 до 0,05 мм. Цей дифузійний прошарок може розвиватися в процесі високо-температурної експлуатації, як це досліджено в роботах [1, 2, 21]. В зоні сплавлення виникає структурна неоднорідність, коли відбувається дифузія вуглецю із зони менш легованого матеріалу в більш легований, і тоді спостерігається знеуглецьований прошарок з боку менш легованого металу і науглецьований – з боку більш легованого металу. В структурі навколошовної зони ділянки 2 різких границь між переходами від однієї ділянки до іншої (неповного розплавлення, перегрівання, нормалізації та рекристалізації) не існує: відбувається повільний перехід однієї структури в іншу.

Мікроструктура металу фланця представлена на рис. 3. Ферито-перлітна структура металу

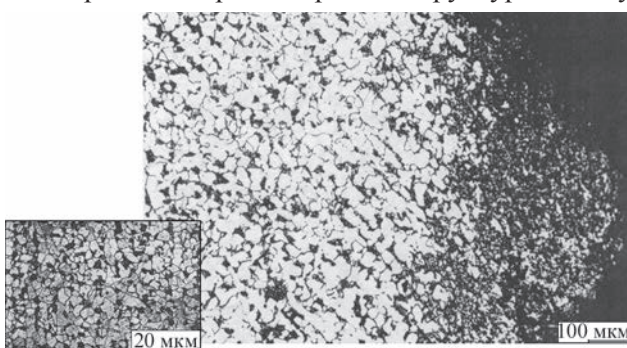


Рис. 3. Мікроструктура металу фланця зі сталі 20

містить 80 % фериту і не більше 20 % зернистого перліту. Присутність в мікроструктурі укрупнених зерен фериту (7 і навіть 6 балів), а також наявність їх чітких границь є свідченням того, що в основному металі відбулася рекристалізація. В металі, що безпосередньо примикає до місця руйнування, присутні дефекти овальної форми – це пори або поглиблення від частинок, що випали, розміром від 0,01 до 0,1 мм. Зазначимо, що такі дефекти стали осередками виникнення та розвитку тріщин. Область руйнування показана на рис. 4. По обидва боки від магістральної тріщини розкрилися вторинні тріщини, які проходили в метал під кутом (30...40°) до магістральної. Ширина пороженчів вторинних тріщин складала від 0,02 до 0,1 мм, а їх протяжність (довжина) 1,0 мм і більше. Крім того, в металі фланцю з'явилися зигзагоподібні переривисті ланцюжки із вільного графіту (продукту розпаду цементиту), які також могли ініціювати тріщини (рис. 4, в). Розсипи цих ланцюжків спостерігались на рівні першого та другого шару від кореню шва. Глибина їх проникнення в метал відмічалася до 15 мм, а ширина знаходи-

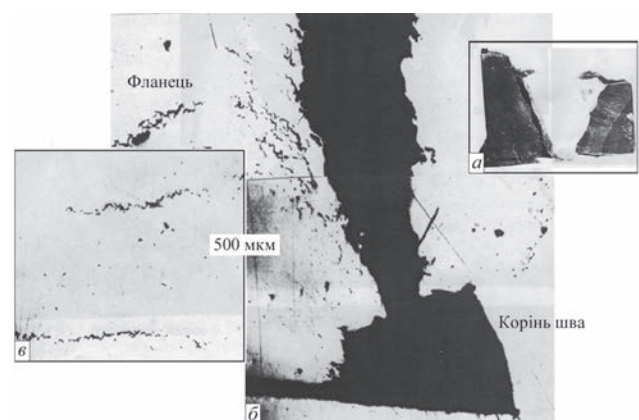


Рис. 4. Область руйнування зварного шва приварювання фланця до труби: а – макроструктура; б – магістральна тріщина; в – зигзагоподібні ланцюжки в металі фланця зі сталі 20

лась в межах від 0,0002 до 0,005 мм. Вони розповсюджувались від зерна до зерна поздовж границь сусідніх зерен (рис. 5, а). Навкруги ланцюжків сформувалися знеуглецьовані області розмірами $0,7...0,8 \times 1,0...1,5$ мм, звільнені від перлітної складової мікроструктури (майже чистий ферит з розмірами зерна до 7 балів), саме утворення яких спричинено розпадом цементиту і концентрованою виділення графіту в окремих ланцюжках по границях зерен. Окрім графітизації металу фланця мала місце коагуляція частинок цементиту (рис. 5, в): у структурі наявні відносно крупні частинки розмірами 20...30 мкм і частинки розмірами від 0,4 мкм до 3...5 мкм, навкруги яких також утворилися знеуглецьовані зони звільнені від перліту (рис. 5, б).

Отже, виникнення тріщини спричинено графітними ланцюжками, які проникли в основний метал фланця вглиб і розповсюдились по його висоті (до рівня I і II шарів зварного шва). Руйнування з'єднання пройшло по ділянках нормалізації і неповної перекристалізації в матеріалі фланця, на яких питома довжина границь зерен дуже висока (максимальна в порівнянні з іншими ділянками ЗТВ) через малий розмір зерен і, отже, там, велика концентрація виділених частинок вільного графіту, які послабили матрицю та обумовили крихке руйнування металу.

Таким чином, мікроструктурні дослідження показали, що воднева корозія металу фланця, проявом якої стало знеуглецьовання, виникла че-

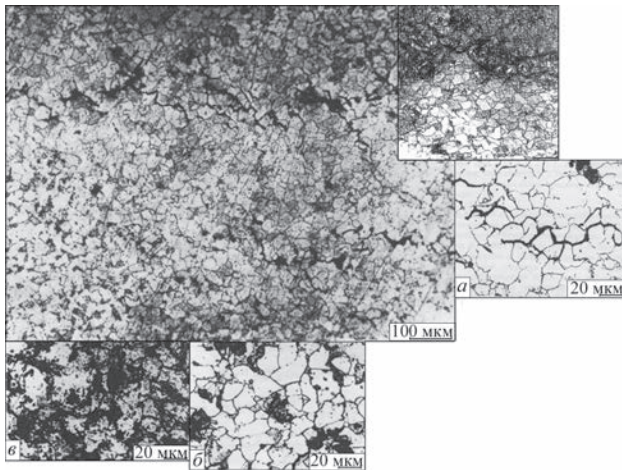


Рис. 5. Мікроструктура зони термічного впливу зварного шва з боку фланця: а – зигзагоподібні графітні ланцюжки; б – знеуглецьовані зони; в – коагуляція частинок цементиту

рез те, що не були враховані рекомендації [5, 10] щодо можливості використання фланця зі сталі 20 у середовищі з вмістом водню за температури більше 280 °С.

Результати досліджень механічних характеристик. Як показали результати випробувань (табл. 5) характеристики міцності та пластичності основного металу труб ділянок 1 і 2 відповідають вимогам нормативно-технічної документації. Міцність зварного шва за кімнатної температури практично співпадає з такою основного металу, а за робочої температури спостерігається підвищення його міцності в середньому на 12 %. Таким чином, можна стверджувати, що фактори – тривале напруження при температурі 525 °С і водневе середовище не вплинули на зміни механічних властивостей матеріалу труби зі сталі 15Х5М за характеристиками міцності і пластичності. Відмітимо, що більший вплив тривалої дії водню виявлено на зміни ударної в'язкості металу шва: так, величина *KCV* майже у три рази менша такої основного металу, проте вона наближена до нормованої для сталей аустенітного класу (не нижче ніж 50 Дж/см² [22, 23]). Між тим, такий вплив може бути достатньо суттєвий для зміщення температури крихкості в область позитивних температур.

Для дослідження цього фактору визначали критичну температуру крихкості T_k в температурному інтервалі, до якого входили точки $T_k \pm 10$ °С, $T_k \pm 20$ °С, $T_k \pm 30$ °С, $T_k \pm 40$ °С, використовуючи графіки залежності ударної в'язкості *KCV* і в'язкої складової в зламі *B* від температури, за критеріальними значеннями цих показників для хромомолібденових сталей, по яких *KCV* дорівнює 35 Дж/см², а *B* – 50 % (рис. 6). Отримані дані показали, що для основного металу труби пошкодженої ділянки 1 (див. рис. 6, а, б) перехід від крихкого руйнування до в'язкого спостерігається у вузькому діапазоні температур: від –29 до –20 °С при зміні величини *KCV* від 38 до 177 Дж/см². Важливо відмітити, що таке різке підвищення ударної в'язкості пов'язано зі збільшенням тільки опору металу зародженню руйнування. Так, співставлення експериментальних даних з оцінкою поверхні руйнування зразків показало, що при значеннях *KCV* > 147 Дж/см² метал в області верхів'я концентратора зазнав значну пластичну деформацію на стадії зародження руйнування, яка супро-

Таблиця 5. Механічні характеристики основного металу і металу шва з'єднання труби зі сталі 15Х5М

Назва		Температура випробувань, °С	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	<i>KCV</i> , Дж/см ²
Основний метал	Ділянка 1	20	505,8	227,6	36,0	76,6	204,1
		525	298,0	169,4	24,7	83,6	334,8
	Ділянка 2	20	500,3	237,2	36,0	77,3	225,8
		525	298,0	160,5	33,4	84,3	305,8
Метал шва ділянки 2 (руйнування по шву)		20	515,6	–	–	–	60,0
		525	326,0	–	–	–	96,0

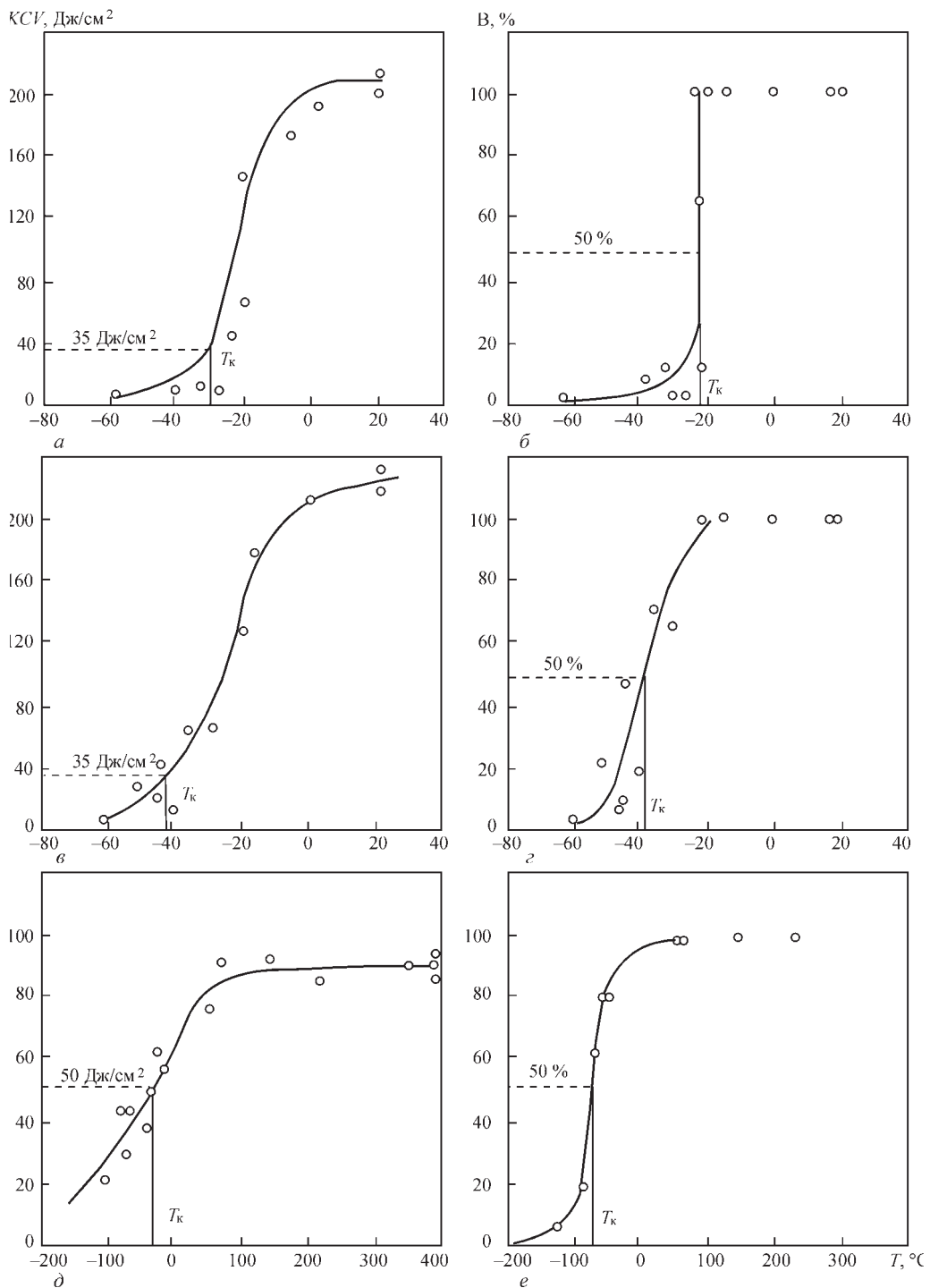


Рис. 6. Визначення температури крихкості металу труби зі сталі 15X5M ділянок 1 і 2 за показниками ударної в'язкості (KCV) і в'язкої складової у зламі (B): а, б – основний метал ділянки 1; в, г – основний метал ділянки 2; д, е – зварний шов ділянки 2

1: за показниками KCV і B вони становили -40 і -38 $^{\circ}\text{C}$, відповідно. При цьому критичні температури крихкості визначено в більш низькому діапазоні відносно ділянки

Метал шва, виконаний аустенітними матеріалами, відрізнявся від основного металу відсутністю явного переходу від в'язкого до крихкого руйнування (рис. 6, д, е). Як видно з наданих на рисунку графіків, із зниженням температури ударна в'язкість повільно зменшувалася з максимального рівня 60 Дж/см^2 при кімнатній температурі до 6 Дж/см^2 за температури -190 $^{\circ}\text{C}$, а T_k , визначена за критеріальним значенням ударної в'язкості для аустенітних сталей ($KCV = 50$ Дж/см^2), ста-

новила 0 °С. Відмітимо, що для досліджуваних аустенітних швів достатньо складно було ідентифікувати ділянки крихких і в'язких руйнувань на поверхні зламу зразків. Так, в температурному діапазоні від 20 до –90 °С спостерігалась рихла волокниста поверхня зламу з характерними ділянками відриву у вигляді штрихів, які можна вважати умовно крихкими, розмір і кількість яких збільшувались із зниженням температури. Проте при 20 °С (і вище) злам в'язкий зі значними утяжками кромки; руйнування відбувалось шляхом зрізу; в центральній частині зразка поверхня зламу була орієнтована уздовж ліній ковзання з переважаючим руйнуванням за механізмом зсуву. Отримані дані показали, що основний метал і метал шва трубопроводу знаходяться у в'язкому стані як при експлуатаційній, так і кімнатній температурах, між тим критична температура крихкості шва зміщена в область понижених температур.

Враховуючи те, що високотемпературна експлуатація в умовах дії водню високих параметрів не викликала деградацію механічних характеристик матеріалу труби зі сталі 15Х5М і її зварних з'єднань, проте, у зв'язку з підвищенням температури в'язко-крихкого переходу зварних швів за певних умов експлуатації може статися крихке руйнування ділянки трубопроводу. З метою запобігання виробничих інцидентів, під час технічних наглядів чи експертних обстежень трубопроводів реакторного блоку установок каталітичного риформінгу гідравлічні або пневматичні випробування на міцність повинні проводитись за температури не менше 15 °С. В штатних умовах експлуатації (відповідно до регламентних режимів) внаслідок високого рівня в'язких властивостей матеріалу і механічних характеристик небезпека руйнування за робочими температурами (від 525 до 550 °С) відсутня.

Висновки

1. Мікроструктура основного металу труби трубопроводу, металу шва і навколошовної зони не зазнала значних змін від дії водневовмісного середовища за довготривалої експлуатації. Механічні властивості основного металу труби зі сталі 15Х5М, експлуатація якої відбувалася за температури 520 °С і тиску середовища 5,3 МПа протягом 200 000 год знаходяться в межах вимог стандарту на цю сталь, механічні характеристики зварних швів суттєво не відрізняються від основного металу і мають показники не нижче вказаних у нормативних документах [11, 23].

2. Мікроструктурні дослідження показали, що руйнування зварного з'єднання пішло по ділянках нормалізації та неповної перекристалізації зони термічного впливу в матеріалі фланцю зі сталі 20, де питома довжина границь зерен значно вища

в порівнянні з іншими ділянками через малий їх розмір, тому велика концентрація частинок вільного графіту, що виділився там, послабила матрицю та забезпечила крихке руйнування металу. До того ж мала місце коагуляція частинок цементиту з утворенням навколо них знеуглецьованих областей.

3. Внаслідок довготривалої експлуатації за температури 520 °С і тиску середовища 5,3 МПа протягом 200 000 год відбулася воднева корозія металу фланця зі сталі 20, яка проявилася у знеуглецьованні та деградації властивостей металу, що є наслідком порушення рекомендацій [5, 10] щодо можливості використання даної марки сталі тільки в інтервалі температур 260...280 °С з урахуванням напрацювання 10⁵ год і більше.

Список літератури

1. Бельчук Г.А., Земзин В.Н. (1978) Сварка разнородных сталей, металлов и сплавов. *Сварка в машиностроении: справочник*. Акулов А.И. (ред.). Москва, Машиностроение, Т.2, сс. 322–364.
2. Готальский Ю.Н. (1981) *Сварка разнородных сталей*. Киев, Техника.
3. (2007) СТО-00220368-011-2007 *Сварка разнородных соединенных сосудов, аппаратов и трубопроводов из углеродистых, низколегированных, теплоустойчивых, высоколегированных сталей и сплавов на железоникелевой и никелевой основах*, Волгоград.
4. Назарчук З.Т. (ред.) (2017) *Технічна діагностика матеріалів і конструкцій: довідн.*, у 8-ми томах. Львів, Простір-М.
5. Нельсон Г.Г. (1988) *Водородное охрупчивание. Охрупчивание конструкционных сталей и сплавов*. Брайент К.Л., С.К. Бенерджи (ред.). Москва, Металлургия, сс. 256–333.
6. Крижанівський Є.І., Осташ О.П., Никифорчин Г.М. та ін. (2016) *Експлуатаційна деградація конструкційних матеріалів*. Львів, Простір-М, Т.1.
7. Nechaev Yu.S. (2008) Metallic materials for the hydrogen energy industry and main gas pipelines: complex physical problems of aging, embrittlement, and failure. *Phys. Usp.*, **51**, 681–697.
8. Пахмурский В.И., Федоров В.В. (1981) Некоторые особенности влияния водорода на магнитные и структурные превращения в переходных металлах и сплавах на их основе. *Физ.-хим. механика материалов*, **1**, 3–11.
9. Колачев Б.А. (1985) *Водородная хрупкость металлов*. Москва, Металлургия.
10. Арчаков Ю.И. (1985) *Водородная коррозия сталей*. Москва, Металлургия.
11. Стасюк С.З. (2018) Контроль технічного стану технологічних трубопроводів за довготривалої експлуатації у водневовмісному робочому середовищі. *Технічна діагностика і нерозрушаючий контроль*, **1**, 8–20.
12. Панченко Е.В., Скаков Ю.А., Кример Б.И. и др. (1965) *Лаборатория металлографии*. Москва, Металлургиздат.
13. Коваленко В.С. (1970) *Металлографические реактивы: справочник*. Москва, Металлургия.
14. ГОСТ 5639-82 *Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна*.
15. ГОСТ 1778-70. *Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений*.
16. ГОСТ 8233-56 *Сталь. Эталоны микроструктуры*.

17. ДСТУ EN 1002-1:2006 *Матеріали металеві. Випробування на розтяг. Ч.1. Метод випробування за кімнатної температури.*
18. ДСТУ EN 1002-5:2018 *Матеріали металеві. Випробування на розтяг. Ч.5. Метод випробування за підвищених температур.*
19. ДСТУ EN 10045-1:2018 *Матеріали металеві. Випробування на ударний згин за Шарпі. Частина 1 Метод випробування.*
20. ГОСТ 6996-66 (ISO 4136-89, ISO 5173-81, ISO 5177-81). *Сварные соединения. Методы определения механических свойств.*
21. Закс И.А. (1973) *Сварка разнородных сталей.* Москва, Машиностроение.
22. (2010) НПАОП 0.00-6.09-10 *Порядок проведення огляду, випробування та експертного обстеження обладнання установок гідрогенізаційних процесів у нафтопереробному, нафтохімічному та хімічному виробництві.*
23. (2018) НПАОП 0.00-1.81-18 *Правила охорони праці під час експлуатації обладнання, що працює під тиском.*

References

1. Belchuk, G.A., Zemzin, V.N. (1978) Welding of dissimilar steels, metals and alloys. Welding in machine-building. Ed. by A.I. Akulov. Moscow, Mashinostroenie, Vol. 2, pp. 322-364 [in Russian].
2. Gotalsky, Yu.N. (1981) *Welding of dissimilar steels.* Kiev, Tekhnika [in Russian].
3. (2007) STO-00220368-011-2007: *Welding dissimilar joints of vessels, apparatuses and pipelines from carbon-, low-alloy, high-temperature, high-alloy steels and alloys on iron-nickel and nickel bases.* Volgograd [in Russian].
4. (2017) *Technical diagnostics of materials and structures:* Refer. book. In: 8 Vol. Ed. by Z.T.Nazarchuk. Lviv, Prostir-M [in Ukrainian].
5. Nelson, G.G. (1988) *Hydrogen embrittlement. Embrittlement of structural steels and alloys.* Ed. by K.L.Brajent, S.K. Benerdzhii. Moscow, Metallurgiya, 256-333 [in Russian].
6. Kryzhanivskiy, E.I., Ostash, O.P., Nykyforchyn, G.M. et al. (2016) *Service degradation of structural materials.* Vol. 1. Lviv, Prostir-M [in Ukrainian].
7. Nechaev, Yu.S. (2008) Metallic materials for the hydrogen energy industry and main gas pipelines: Complex physical problems of aging, embrittlement, and failure. *Phys. Usp.*, **51**, 681–697 [in Russian].
8. Pakhmurskiy, V.I., Fedorov, V.V. (1981) Some peculiarities of hydrogen effect on magnetic and structural transformations in transition metals and alloys on their base. *Fiz.-Khimich. Mekhanika Materialov*, **1**, 3–11 [in Russian].
9. Kolachev, B.A. (1985) *Hydrogen brittleness of metals.* Moscow, Metallurgiya [in Russian].
10. Archakov, Yu.I. (1985) *Hydrogen corrosion of steels.* Moscow, Metallurgiya [in Russian].
11. Stasyuk, S.Z. (2018) Monitoring the technical condition of process pipelines in long-term service in hydrogen-containing working medium. *Tekh. Diagnost. i Nerazrush. Kontrol*, **1**, 8–20 [in Russian].
12. Panchenko, E.V., Skakov, Yu.A., Krimer, B.I. et al. (1965) *Laboratory of metallography.* Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
13. Kovalenko, V.S. (1970) *Metallographic reagents:* Refer. book. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
14. GOST 5639-82: *Steels and alloys. Methods for identifying and determining grain size* [in Russian].
15. GOST 1778-70: *Steel. Metallographic methods for detection of nonmetallic inclusions* [in Russian].
16. GOST 8233-56: *Steel. Microstructure standards.*
17. DSTU EN 1002-1: 2006: *Materials are metal. Tensile test. Pt 1: Test method at room temperature* [in Ukrainian].
18. DSTU EN 1002-5: 2018: *Materials are metal. Tensile test. Pt 5: Test method at elevated temperatures* [in Ukrainian].
19. DSTU EN 10045-1:2018: *Charpy impact test on metallic materials. Pt. 1. Test method* [in Ukrainian].
20. GOST 6996-66 (ISO 4136-89, ISO 5173-81, ISO 5177-81): *Welded joints. Methods of mechanical properties determination* [in Russian].
21. Zaks, I.A. (1973) *Welding of dissimilar steels.* Moscow, Mashinostroenie [in Ukrainian].
22. (2010) NPAOP 0.00-6.09-10: *Procedure for conducting inspection, testing and expert examination of equipment of plants of hydrogenation processes in oil refining, petrochemical and chemical production* [in Ukrainian].
23. (2018) NPAOP 0.00-1.81-18: *Occupational safety rules during operation of pressure equipment* [in Ukrainian].

ANALYSIS OF BEHAVIOUR OF DISSIMILAR STEEL WELDED JOINT IN THE STRUCTURE OF REFORMING PROCESS PIPELINE OF A REACTOR BLOCK

S.Z. Stasyuk

G.P. Pisarenko Institute for Problems of Strength of the NAS of Ukraine. 2 Timiryazevskaya Str., 01014, Kyiv.
E-mail: ips@ipp.kiev.ua

The paper deals with the features of fracture of reforming process pipeline of a reactor block transporting working product with up to 85% hydrogen content, with operating time of 200 000 h at 520 C and medium pressure of 5.3 MPa. In the pipeline structure pipes from steel 15Kh5M of martensitic class were joined by austenitic welds to each other and to a flange from steel 20 of pearlitic class. It is shown that microstructure of the pipe base metal, weld and HAZ metal did not undergo any essential changes from the impact of hydrogen-containing medium during long-term service. However, hydrogen corrosion occurred in the flange material, which was manifested in decarbonization and degradation of metal properties that led to welded joint fracture. Decarbonized zones which formed around the pure graphite chains (cementite decomposition products) and coagulated cementite particles weakened the matrix and caused brittle fracture. It is found that the crack propagated through the flange metal in the areas of normalizing and incomplete recrystallization of the HAS. 23 Ref., 5 Tabl., 6 Fig.

Keywords: hydrogen-containing medium, process pipelines, long-term service; metallographic studies, metal microstructure, mechanical testing, characteristics of strength, ductility and impact toughness, brittleness temperature, property degradation, fracture

Надійшла до редакції
20.09.2019