

ПРОБЛЕМИ МОКРОГО ПІДВОДНОГО ЗВАРЮВАННЯ ДУПЛЕКСНИХ СТАЛЕЙ

С.Ю. Максимов, А.А. Радзієвська, Д.В. Васильєв, Г.В. Фадєєва

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

В статті розглядається питання зварювання дуплексних сталей: стан питання в даний час і перспективи розвитку в подальшому. Зварні шви, виконані на повітрі і під водою з використанням покритих електродів, характеризуються аналогічною структурою і властивостями. Інтенсивне охолодження, що забезпечується водним середовищем, не призводить до збільшення вмісту фериту в зварному шві і ЗТВ в порівнянні з вмістом фериту в з'єднаннях, виконаних на повітрі. Стовпкові з'єднання, виконані під водою при нестабільному горінні дуги, характеризуються схильністю до утворення холодних тріщин в металі шва, але у ЗТВ тріщини не виявлені. В статті подано аналіз розподілу твердості в досліджуваних з'єднаннях, який не виявив істотних відмінностей між значеннями, визначеними в зварних швах, виконаних на повітрі і в воді. Розмір аустенітних фаз при сухому зварюванні був більше, ніж при мокрому зварюванні при тих же умовах тепловкладення. При мокрому зварюванні доля γ -фази значно зросла при збільшенні погонної енергії з 27,31 до 39,46 % для центру шва і від 35,01 до 44,9 % для металу шва, прилеглого до лінії сплавлення. Всі досліджені композиції хімічного складу металу шва були нечутливі до локальної корозії через високі значення PREN. Метал зварного шва, що примикає до лінії сплавлення, показав оптимальну стійкість до локальної корозії, а також метал зварного шва показав кращу стійкість до локальної корозії, ніж зона термічного впливу. Бібліогр. 17, табл. 1, рис. 8.

Ключові слова: дуплексні сталі, підводне зварювання, зварне з'єднання, формування, структура, корозія, службові властивості, зварювальні матеріали

З початку 1990-х років дуплексні і супердуплексні нержавіючі сталі грають важливу роль в нафтогазовій промисловості, на транспорті, в будівництві і в переробній промисловості [1]. До сьогодення сфера їх застосування розширилася на металоконструкції, що експлуатуються у водному середовищі, зокрема, при будівництві морських і атомних енергетичних установок, трубопроводів для транспортування сірчистого газу, нафти і морської води, завдяки сприятливому поєднанню високої механічної міцності і загальної та локальної корозійної стійкості і стійкості до розтріскування, викликаного взаємодією напружень і водню, джерелом якого є кисле середовище рідких вуглеводнів, а також меншій вартості через понижений вміст нікелю [2].

Сучасні дуплексні нержавіючі сталі зазвичай містять 4,5...7,5 % нікелю і 20...25 % хрому при низькому рівні вуглецю і мають двофазну феритно-аустенітну мікроструктуру. Як видно з діаграми фазового перетворення системи Fe–Cr–Ni [3] (рис. 1), коли еквівалентні відношення Cr/Ni вище 1,75, з рідини виділяється тільки фаза фериту до повної кристалізації. В подальшому процесі охолодження ферит частково перетворюється в аустеніт, коли температура знижується до температури перетворення $\delta \rightarrow \gamma$, яка визначається хімічним складом. Під час перетворення фериту в аустеніт в міру охолодження морфологія аустеніту може послідовно проявлятися у вигляді зернограничних аморфних структур, бічних пластин Відман-

штетта або внутрішньозеренних бічних пластин, голчастих, а також дрібних внутрішньозеренних виділень [4]. З початком перетворення аустеніт спершу з'являється на кордоні зерен через його максимальну вільну енергію. Перетворення внутрішньозеренного аустеніту вимагає найбільшої рушійної сили і відбувається при самій низькій температурі. Температура перетворення аустеніту бічної пластини Відманштетта знаходиться між двома вищезгаданими температурами. Ступінь перетворення і кінцева морфологія аустеніту визначаються хімічним складом і швидкістю охолодження.

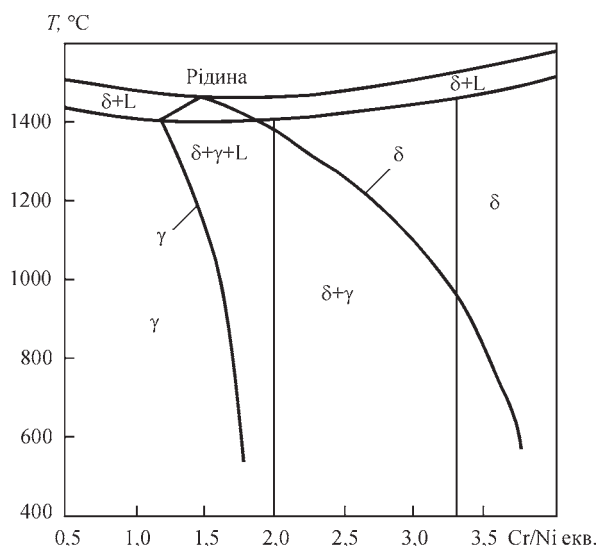


Рис. 1. Діаграма псевдобінарного фазового перетворення системи Fe–Cr–Ni [3]

Максимов С.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-5788-0753>

© С.Ю. Максимов, А.А. Радзієвська, Д.В. Васильєв, Г.В. Фадєєва, 2021

Чим вищий вміст елементів-стабілізаторів аустеніту, тим більше ступінь його перетворення. Чим вище швидкість охолодження, тим більше голчастих і дрібних виділень присутні в фериті.

Механічні властивості і корозійна стійкість зварних з'єднань дуплексної сталі залежать від частки фериту і аустеніту в структурі, морфології і розміру зерен фериту і аустеніту, типу, морфології і розподілу інтерметалідних фаз, які можуть виділятися з фериту. Стандартні дуплексні і супердуплексні сталі охоплюють цілий ряд мікроструктур, властивості цих сплавів залежать в основному від балансу між двома фазами – фериту і аустеніту. Будь-яка форма термообробки, включаючи термічні цикли зварювання, впливає на морфологію цих сталей і, як наслідок, на механічні та корозійні властивості зони термічного впливу в зварних з'єднаннях [5]. Так, при нагріванні приблизно від 600 до 1000 °С супердуплексні нержавіючі сталі схильні до утворення інтерметалідних фаз (наприклад, σ -фази, χ -фази і R-фази) [6]. Повторний нагрів може також викликати утворення вторинного аустеніту і осадження нітридів. Присутність цих фаз суттєво погіршує корозійну стійкість і ударну в'язкість.

Величина тепловкладення і швидкість охолодження істотно впливають на мікроструктуру і утворення вторинних фаз в ЗТВ. Під час зварювання зона термічного впливу доводиться до температури, при якій матеріал практично повністю феритний. При охолодженні починається реформування аустеніту. Ступінь перетворення фериту в аустеніт залежить від складу сталі і умов зварювання. Більш високий вміст нікелю і азоту і більш повільне охолодження сприяють цьому перетворенню. При швидкому охолодженні в ЗТВ може фіксуватися високий вміст фериту, що призводить до зниження міцності і корозійної стійкості з'єднань. Вміст фериту в металі зварного шва і зоні термічного впливу має бути в межах 25...70 %, щоб забезпечити оптимальні механічні властивості і корозійну стійкість [7]. Для досягнення необхідної збалансованої мікроструктури необхідно строго контролювати склад присадкового металу і швидкість охолодження. На думку авторів роботи [8] хімічний склад присадкового металу чинить більший вплив на кінцеве співвідношення ферит/аустеніт, ніж швидкість охолодження. Схильність до утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях дуплексних сталей залежить від вмісту фериту в їх структурі, погонної енергії і вмісту водню в захисному газі. Було відзначено, що вона підвищується, якщо вміст фериту в зварному шві перевищує 50 %. З іншого боку, введення водню в захисний газ (Ar) призвело до зменшення утворення тріщин. Форма оброблення крайок так само може

сприяти утворенню холодних тріщин через несприятливий розподіл залишкових напружень після зварювання [9, 10].

Незважаючи на широке застосування дуплексних сталей вплив водного середовища на структуру і властивості зварних з'єднань досі вивчено мало. В літературі не зустрічаються результати широких досліджень і звіти про поведінку дуплексних сталей при підводному зварюванні та властивості одержаних з'єднань. Найбільш несприятливими факторами для підводного зварювання дуплексної сталі вважаються підвищена швидкість охолодження і гідростатичний тиск, також існує небезпека збільшення вмісту водню в феритній фазі [11, 12]. При цьому більшість проблем пов'язана з зоною термічного впливу, а не зі зварним швом.

При мокрому зварюванні фактори, що впливають на якість зварювання, є більш складними, ніж при сухому зварюванні, і процес зварювання також є більш складним. Більшість доступних результатів проведених експериментів отримані при використанні ручного зварювання промисловими електродними матеріалами, застосовуваними на повітрі, тому що до теперішнього часу спеціалізовані електродні матеріали для підводного мокрого зварювання дуплексних сталей ще не розроблені [13]. При цьому оцінювалися схильність до утворення холодних тріщин, пор, вплив термічного циклу зварювання безпосередньо у водному середовищі на структуру і властивості металу шва.

Так, в роботах [12, 14] наведені результати визначення стійкості проти утворення холодних тріщин за допомогою проби Теккен сталі 2205 UNS-S31803 (1.4462). Зварювання виконували електродами BÖHLER FOX CN 22/9N (EN 1600 - E 22 9 3 N L R 3 2) діаметром 4 мм на глибині 0,5 м. Випробувані зразки мали підрізи, несплавлення і неправильну форму. Під час підводного зварювання було помічено, що дуга горіла нестабільно, що призводило до розбризкування, неконтрольованого збільшення параметрів режиму, що перевищують допустиму погонну енергію для дуплексних сталей. Результати металографічних досліджень виявили внутрішні дефекти в металі швів – пори і тріщини, які виникли в кореневому проході (рис. 2). ЗТВ була дуже вузькою і



Рис. 2. Поперечний перетин шва, звареного під водою [11]

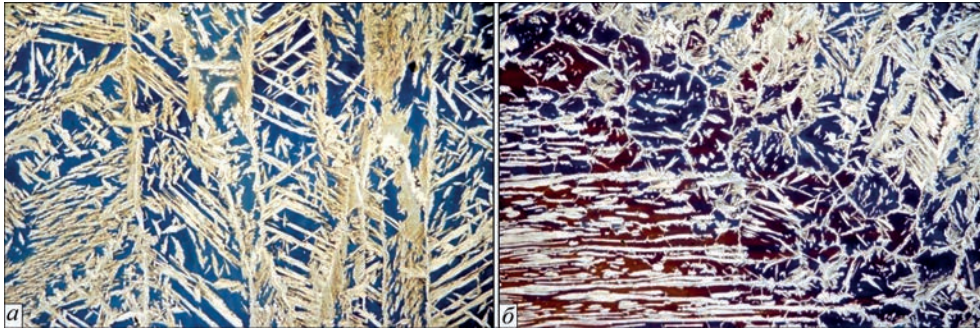


Рис. 3. Мікроструктура (×100) металу шва (а) і ЗТВ (б) [11]

не ідентифікувалася до 50-кратного збільшення. Основний метал мав типову двофазну структуру, що складається з феритної матриці (35...50 %) і зерен аустеніту, розташованих смугами, середній вміст фериту становив приблизно 48 %. Структура зварного шва складалася з виділень фериту і голчастого аустеніту перпендикулярно лінії сплавлення (рис. 3, а), кількість фериту знаходилася в межах від 52 до 56 %. Різниця у вмісті фериту між основним металом і зварним швом може бути результатом хімічного складу металу, наплавленого електродами FOX CN 22/9N, що характеризуються більш високим вмістом нікелю. Область перегріву ЗТВ (рис. 3, б), характеризувалася підвищеним вмістом фериту, який, однак, не перевищував граничного значення 70 % і знаходився в межах від 54 до 69 %, тоді як перехідна зона містила локальні чисто феритні смуги.

Вимірювання твердості проводились вздовж лінії, розташованої на 2 мм нижче поверхні контрольних швів. Розподіл твердості в поперечному перерізі з'єднань по лінії вимірювання характерний для дуплексних сталей – твердість основного металу не перевищувала $HV\ 5-270$, твердість металу шва і ЗТВ була приблизно однакова і не перевищувала критичних значень. Таким чином, можна зробити висновок, що під дією термічного циклу зварювання не відбувалося процесів виділення вторинних фаз. Слід додати, що точне вимірювання твердості ускладнювалося через дуже вузьку ЗТВ.

Дослідження зразків з'єднань сталі S32101, виконаних порошковим дротом E2209-T0-4 на глибинах 20 та 60 м зі зміною режимів зварювання

Параметри режиму зварювання [16]

Номер п/п	U, В	I, А	V, мм/с	H, м	Q, кДж/мм	δ, %
1	27	275	8,5	20	874	3,16
2	33	275	8,5	20	1068	3,81
3	33	225	8,5	20	874	5,58
4	33	225	5,5	20	1350	3,86
5	27	275	5,5	60	1350	6,36
6	33	275	5,5	60	1650	10,59
7	33	225	5,5	60	1350	8,78
8	33	275	8,5	60	1068	13,23

(таблиця), показало наявність кореляції пористості з мікроструктурою металу шва [15, 16]. Зовнішній вигляд наплавленого металу і його рентгенограма наведені на рис. 4. Пористість металу швів, виконаних на глибині 60 м складала 6...14 %, що майже вдвічі більше, ніж при зварюванні на глибині 20 м (рис. 5). Автори пов'язують це в основному зі збільшенням гідростатичного тиску.

Порівнюючи експерименти № 1 з № 2 і № 5 з № 6 (див. таблицю), легко побачити, що пористість на обох глибинах води збільшується зі збільшенням напруги, а темпи зростання становлять 21 та 67 % відповідно. Аналогічно, порівнюючи № 3 з № 4 і № 6 з № 8, при зменшенні швидкості зварювання пористість зменшується на 31 і 20 % відповідно. Однак при зменшенні зварювального струму пористість на глибині 20 м збільшується на 46 %, а на глибині 60 м зменшується на 17 %.

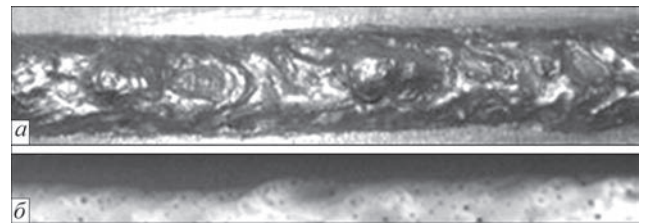


Рис. 4. Зовнішній вигляд зварного шва (а) і його рентгенограма (б) [16]

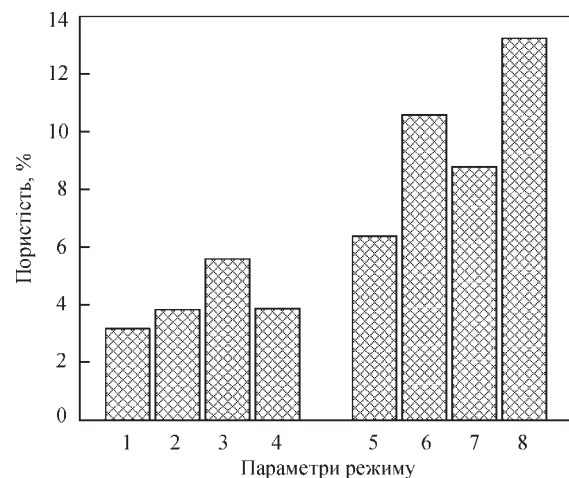


Рис. 5. Пористість зварних швів при різних параметрах зварювання (1–8 – номери експериментів (див. таблицю); 1–4 – глибина 20 м, 5–6 – глибина 60 м [16])

глибині 60 м може бути пов'язано з більш високим тепловкладенням, що дає більше часу для видалення розчиненого газу, незважаючи на більш високий гідростатичний тиск. Зміни параметрів зварювання, які можуть збільшити час для видалення водню, сприяють зниженню пористості.

Співвідношення Cr/Ni у зварювальному дроті становило 2,56, і воно задовольняє типу повністю феритної кристалізації. Первісне затвердіння ванни розплаву включає епітаксціальний рост фериту з основного металу на границі сплавлення. Температурний градієнт визначає початковий напрямок росту дендритів і сприяє утворенню грубозернистої стовпчастої феритної структури.

Мікроструктури металу швів, зварених на глибині 20 та 60 м, суттєво розрізняються за розподілом і морфологією аустенітної фази. Будь-які причини зменшення фактично підведеного тепла будуть стимулювати зародження і зростання внутрішньозеренного аустеніту через відносно збільшення швидкості охолодження. Безперервна мережа аустеніту і дрібних частинок розвивається в зернах фериту у вигляді внутрішньозеренних виділень. Зменшити розмір мікроструктурних компонентів металу зварного шва можна шляхом підвищення швидкості зварювання.

При виконанні зварювання з однаковою погонною енергією мікроструктура і механічні властивості зварних швів можуть відрізнятися. Іншими словами, зміна величини підведеного тепла шляхом зміни напруги або струму може мати різні результати. Так, порівняння швів, виконаних на режимі 1 та 3 (див. таблицю), що мають однакову погонну енергію, показує, що велика сила струму сприяє подрібненню мікроструктури. Аналогічний результат отримано при зварюванні на режимах № 5 і № 7.

Причину зазначеного явища автори пояснюють більшою силою впливу дуги на зварювальну ванну, що викликає в ній сильніший конвективний рух, який призводить до поліпшення умов тепловідведення.

Вплив параметрів зварювання на пористість і мікроструктуру носить складний і нелінійний характер. Однак дифузійна здатність і розчинність водню в фериті і аустеніті суттєво відрізняються один від одного. Границі зерен фериту абсорбують водень. Тим часом атоми водню, розташовані на границях дрібних зерен, можуть дифундувати легше, ніж атоми в більших зернах. Крім того, збільшення підведеного тепла може подовжити час перебування при високій температурі, і газ може легко піти з ванни розплаву. Що стосується співвідношення пористості і мікроструктури, параметри зварювання необхідно розглядати разом.

Порівняльні дослідження структури металу шва і ЗТВ при сухому зварюванні в камері і безпосередньо у водному середовищі [17] (рис. 6), показали, що ширина високотемпературної ділянки, що нагрівається понад 1000 °С, дещо знижується і становить 30...70 мкм. Одночасно зменшується і розмір зерна аустеніту. Автори пояснюють це скороченням часу рекристалізації і зростанням кількості γ -фази, а також обмеженням дифузії γ -стабілізуючих елементів з металу шва. З віддаленням від лінії сплавлення об'ємна частка аустеніту зменшується, причому при мокрому зварюванні менш інтенсивно, ніж при сухому – з 35,01 до 25,39 % та з 51,61 до 32,29 % відповідно.

У металі зварного шва аустеніт попереднього перетворення (previous-transformation austenite PTA) і зернограничний аустеніт (GBA) швидко виділялися по границям зерен фериту (рис. 6, ділянка шва, що прилягає до лінії сплавлення). Велика

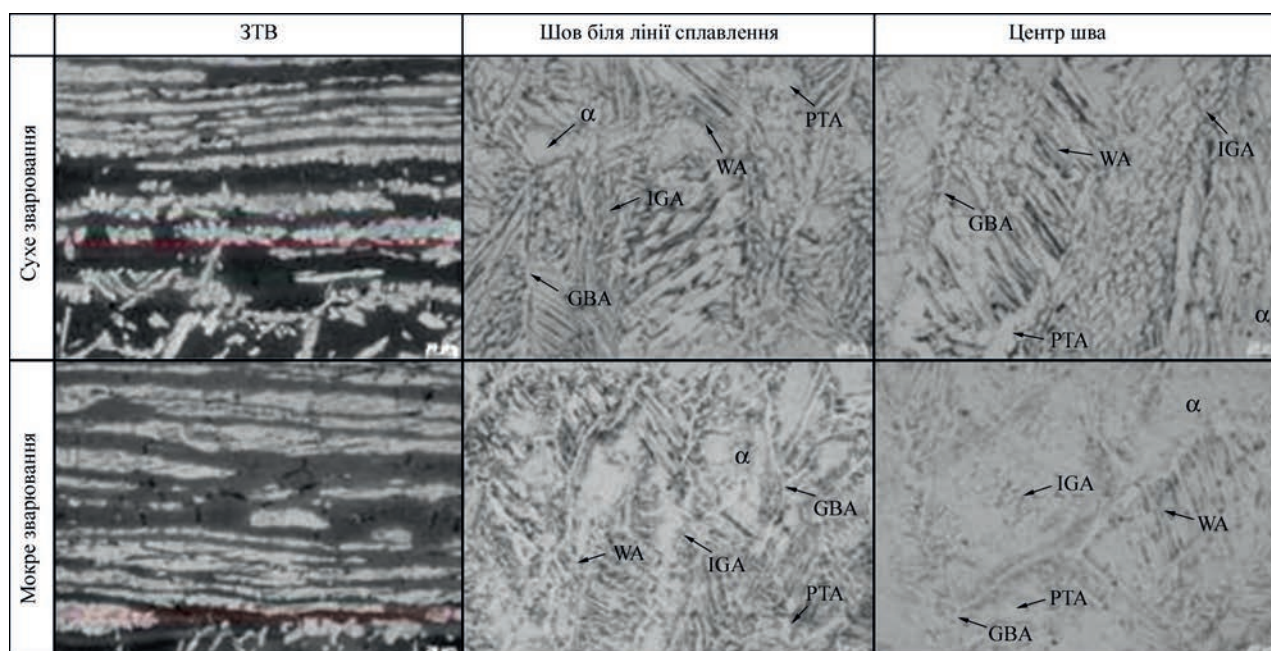


Рис. 6. Мікроструктура різних зон зварного з'єднання [17]

кількість аустеніту виділяється у вигляді відманштеттового аустеніту (WA), який в росте в зерна фериту, і частки внутрізерного аустеніту (IGA) з голчастою морфологією спостерігаються в зернах фериту (рис. 6, метал шва в центрі та біля лінії сплавлення). У порівнянні з сухим зварюванням об'ємна частка цих структурних складових знижується. Більш висока швидкість охолодження скоротила час перетворення. γ -стабілізуючі елементи, такі як N, Ni і Mn, мали менше часу для дифузії, що стримувало зародження і зростання зерен аустеніту.

Дослідження мікроструктури високотемпературної області ЗТВ показало появу ямок на границях зерен α - α та α - γ , а також всередині феритних зерен, що свідчить про випадання на цих ділянках після зварювання збагачених хромом нітридів. Імовірність їх утворення при мокрому зварюванні підвищується. Зі збільшенням погонної енергії об'ємна частка нітридів хрому знижується в результаті зниження швидкості охолодження.

Більш тривале перебування при підвищеній температурі сприяє осадженню нітридів, що відбувається на границях розділу γ/α і α/α через високу когерентність цих границь. Крім того, в α -фазі з'явилося трохи нітридів хрому. Велика кількість тепла забезпечувала атомам азоту достатньо часу для дифузії, що запобігає осадженню перенаси-

чених нітридів. Схематично отримані результати представлені на діаграмі на рис. 7.

Виділення нітридів хрому призводить до збіднення прилеглих ділянок хромом, що значно вплинуло на стійкість до локальної корозії. На рис. 8 представлені графіки значень I_r/I_a для основного металу і низькотемпературної області ЗТВ для різних тепловкладень. Основний метал продемонстрував найвищу густину струму активації I_a і найнижчу густину струму реактивації I_r ($1,83 \cdot 10^{-2}$ та $4,25 \cdot 10^{-6}$, відповідно). Ступінь активації була найвищою зі значенням $I_r/I_a = 2,32 \cdot 10^{-4}$. Оскільки ОМ піддавався серії термічних циклів, він показав збалансовану мікроструктуру. Аустеніт був рівномірно розподілений в феритній матриці і ніяких шкідливих вторинних фаз (таких як карбіди, нітриди, σ або χ фази) виявлено не було. Це свідчить про те, що основний метал продемонстрував кращий опір локальній корозії, ніж метал ЗТВ.

Слід зазначити, що значення I_r/I_a поступово збільшувалося при сухому зварюванні з $2,60 \cdot 10^{-3}$ при мінімальній погонній енергії (726 Дж/мм) до $6,67 \cdot 10^{-3}$ при максимальній погонній енергії (1383,3 Дж/мм) (рис. 8). В останньому випадку метал ЗТВ піддавався більш тривалому часу термообробки і у нітридів також було більше часу для осадження на границях γ/α і α/α через високу когерентність. Таким чином, при сухому зва-

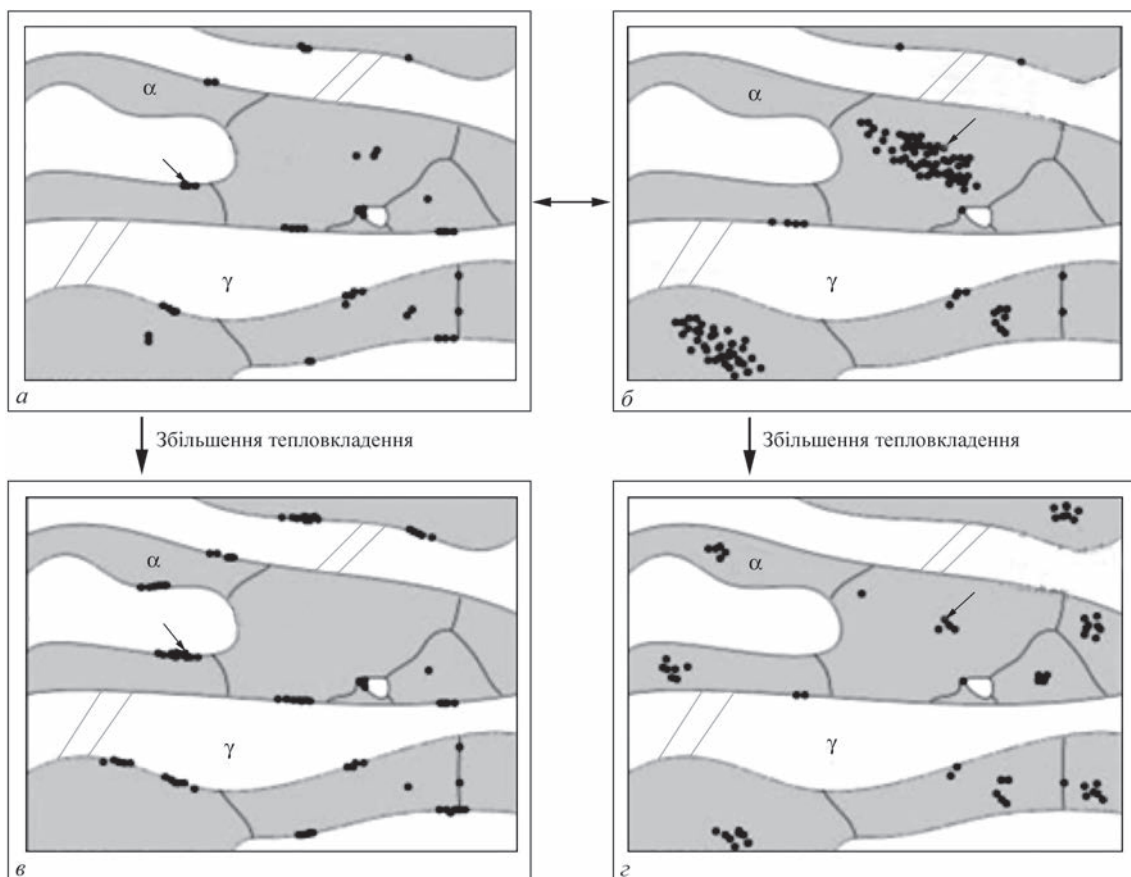


Рис. 7. Схематичні діаграми розподілу збагачених хромом нітридів у низькотемпературній області ЗТВ [17]. Стрілками показані збагачені хромом нітриди всередині α -фази та на границі α/γ

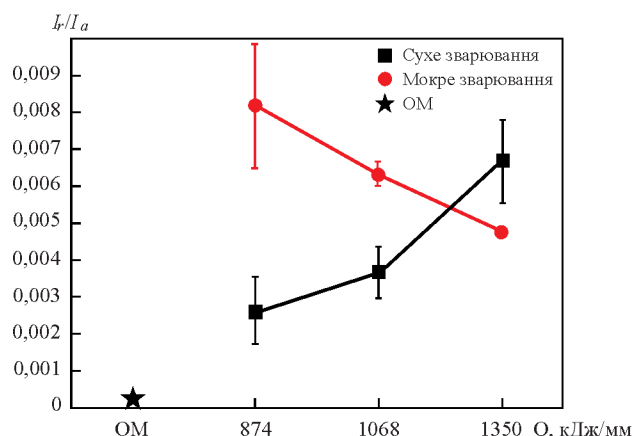


Рис. 8. Значення I_r/I_a для основного металу і низькотемпературної області ЗТВ для різних тепловкладень [17]

рюванні ступінь осадження нітриду і чутливість до локальної корозії збільшувалися зі збільшенням тепловкладення. При мокрому зварюванні значення I_r/I_a поступово зменшувалися з $8,18 \cdot 10^{-3}$ при мінімальній погонній енергії до $4,78 \cdot 10^{-3}$ при максимальній погонній енергії, що вказує на підвищення опору локальній корозії зі збільшенням тепловкладення. Розчинення частини аустеніту призвело до збільшення вмісту азоту в фериті металу ЗТВ. Нітриди хрому осаджувалися з феритної суміші, тому що висока швидкість охолодження призвела до зменшення розчинності азоту. При цьому імовірність їх осадження зменшилася через високі швидкості охолодження і короткий час старіння. Таким чином, при мокрому зварюванні об'ємна частка нітридів хрому в α -фазі зменшувалася зі збільшенням тепловкладення, що сприяє зниженню чутливості до локальної корозії. Як результат, метал ЗТВ швів при мокрому зварюванні на максимальній погонній енергії стає менш чутливим до локальної корозії, ніж при сухому зварюванні.

Висновки

1. На сьогоднішній день для підводного мокрому зварювання дуплексних сталей через відсутність спеціалізованих зварювальних матеріалів використовуються електроди і порошкові драти загального призначення.

2. Дестабілізація процесу горіння дуги у водному середовищі призводить до утворення холодних тріщин в металі шва. У ЗТВ тріщини не виявлені.

3. Зварні шви, виконані на повітрі і під водою з використанням покритих електродів, характеризувалися аналогічною структурою. Інтенсивне охолодження, що забезпечується водним середовищем, не призвело до збільшення вмісту фериту в зварному шві і ЗТВ в порівнянні з вмістом фериту в з'єднаннях, виконаних на повітрі.

4. Аналіз розподілу твердості в досліджуваних з'єднаннях не виявив істотних відмінностей між

значеннями, визначеними в зварних швах, виконаних на повітрі і в воді. Значення твердості, виявлені в ЗТВ, були обмежені діапазоном між значенням твердості основного матеріалу і твердості наплавленого металу.

5. Розмір аустенітних фаз при сухому зварюванні був більше, ніж при мокрому зварюванні при тих же умовах тепловкладення. При мокрому зварюванні відношення γ/α значно зросло при збільшенні погонної енергії – з 27,31 до 39,46 % для центру шва і від 35,01 до 44,9 % для металу шва, прилеглого до лінії сплавлення.

6. Всі досліджені композиції хімічного складу металу шва були нечутливі до локальної корозії через високі значення PREN. Метал зварного шва, що примикає до лінії сплавлення, показав оптимальну стійкість до локальної корозії, а метал зварного шва показав кращу стійкість до локальної корозії, ніж зона термічного впливу. Стійкість до локальної корозії низькотемпературної ділянки ЗТВ збільшувалася зі збільшенням тепловкладення при мокрому зварюванні, тоді як зворотна тенденція спостерігалася у випадку сухого зварювання. Високотемпературна ділянка ЗТВ при сухому зварюванні продемонструвала поліпшену стійкість до локальної корозії в порівнянні з такою для зварних з'єднань, виконаних мокрим зварюванням при тих же умовах тепловкладення.

7. Подальші дослідження будуть стосуватися стабілізації процесу горіння дуги, визначення впливу різних умов процесу зварювання на можливість утворення холодних тріщин, наприклад, вплив типу води (прісна, морська) або зміни геометрії розробки крайок зварного з'єднання і розробки спеціалізованих електродних матеріалів для мокрому зварювання дуплексних сталей.

Список літератури/References

- Charles, J. (2007) Duplex stainless steels, a review after DSS'07 held in Grado. In *Proceedings of the Duplex Stainless Steel Conference*, Maastricht. The Netherlands, 18–20 June 2007.
- Labanowski, J. (2011) Dariusz Fydrych, Grzegorz Rogalski, Krzysztof Samson. Underwater Welding of Duplex Stainless Steel. *Solid State Phenomena*, 183, 101–106.
- Kacar, R. (2004) Effect of solidification mode and morphology of microstructure on the hydrogen content of duplex stainless steel weld metal. *Mater. Design*, 25(1), 1–9.
- Lage, M.A., Assis, K.S., Mattos, O.R. (2015) Hydrogen influence on fracture toughness of the weld metal in super duplex stainless steel (UNS S32750) welded with two different heat input. *Int. J. Hydrogen Energ.*, 40(47), 17000–17008.
- Farrell, J. (1996) Hyperbaric Welding of Duplex Stainless Steel Pipelines Offshore. Ph. D. Thesis. School of Industrial and Manufacturing Science. Cranfield University.
- Karlsson, L. (1999) Intermetallic Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels and Weld Metals Metallurgy, Influence on Properties and Welding Aspects. *Weld. World*, 43, 20–41.
- Labanowski, J. (1997) Duplex steels – new material for chemical processing industry. *Engineering and Chemical Equipment*, 2, 3–10.
- Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S.K., Sundaresan S. (2003) Effect of weld metal chemistry and heat in-

- put on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering* 358, 9–16.
9. Shinozaki, K., Ke, L., North, T.H. (1992) Hydrogen cracking in duplex stainless steel weld metal. *Welding J.*, **11**, 387–396.
 10. Prokop-Strzelczyńska, K., Rogalski, G. (2016) Cold cracking susceptibility of joints made of ferritic austenitic duplex steel 2205 during underwater welding. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach. Nr 16, wydanie 2*, 35–42.
 11. Labanowski, J., Prokop-Strzelczyńska, K., Rogalski, G., Fydrych, D. (2016) *The effect of wet underwater welding on cold cracking susceptibility of duplex stainless steel. Advances in materials science*, 16, 2, 68–77.
 12. Kralj, S., Garasic I., Kozuh, Z. (2009) Underwater wet welding of duplex steel. *Welding in the world*, 53, 35–40.
 13. Yu Hu, Yonghua SHI, Kun Sun, Xiaoqin Shen. (2019) Microstructure evolution and mechanical performance of underwater local dry welded DSS metals at various simulated water depths. *Journal of Materials Processing Tech.*, 264, 366–376.
 14. Prokop-Strzelczyńska, K. (2016) Cold Cracking Susceptibility of Joints made of FerriticAustenitic Duplex Steel 2205 during Underwater Wet Welding. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, 16, 2, 35–42.
 15. Shi, Y., Hu, Y., Li, Z. et al. (2016) Research on porosity of underwater wet FCAW duplex stainless steel. *China Welding*, 25, 2, 27–33.
 16. Shi, Y., Hu, Y., Yi, Y. et al. (2017) Porosity and Microstructure of Underwater Wet FCAW of Duplex Stainless Steel. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 6, 383–389.
 17. Kun Sun, Min Zeng, Yonghua SHI et al. (2018) Microstructure and corrosion behavior of S32101 stainless steel underwater dry and wet welded joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 256, 190–201.

PROBLEMS OF WET UNDERWATER WELDING OF DUPLEX STEELS

S.Yu. Maksymov, A.A. Radzievska, D.V. Vasyliiev, G.V. Fadeeva

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kyiv.ua

The article considers the problem of welding duplex steels: state-of-the-art of the problem and prospects for further development. Welds made in air and under water using coated electrodes, are characterized by a similar structure and properties. Intensive cooling provided by the water environment does not increase the content of ferrite in the weld and HAZ as compared to the content of ferrite in the joints made in the air. Butt joints produced under water at an unstable arc burning are characterized by a tendency to cold cracks formation in the weld metal, but in the HAZ cracks were not detected. In the article the analysis of hardness distribution in the investigated joints was presented, which did not reveal significant differences between the values determined in the welds made in air and in water. The size of austenitic phases in dry welding was larger than in wet welding under the same conditions of heat input. In wet welding, the share of γ -phase increased significantly with a growth in input energy from 27.31 to 39.46% for the weld center and from 35.01 to 44.9% for the weld metal adjacent to the fusion line. All investigated compositions of the chemical composition of the weld metal were insensitive to local corrosion due to high values of PREN. The weld metal adjacent to the fusion line showed optimal resistance to local corrosion, and the weld metal showed better resistance to local corrosion than the heat-affected-zone. 17 Ref., 1 Tabl., 8 Fig.

Keywords: duplex steels, underwater welding, welded joint, formation, structure, corrosion, service properties, welding materials

Надійшла до редакції 7.07.2021

WORLD TRADE FAIR FOR WELDING ENGINEERING —
JOINING, CUTTING, SURFACING

LET'S JOIN
THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

SCHWEISSEN
& SCHNEIDEN
No. 1
IN THE WORLD

REGISTER NOW!