

ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ ДУПЛЕКСНИХ НЕРЖАВІЮЧИХ СТАЛЕЙ ПРИ МОКРОМУ ПІДВОДНОМУ ЗВАРЮВАННІ В ПОРІВНЯННІ ЗІ ЗВАРЮВАННЯМ НА ПОВІТРІ (Огляд)

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

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

В наведеному огляді показано, що основним завданням при зварюванні дуплексних нержавіючих сталей є забезпечення умов, які повинні сприяти зменшенню негативного впливу термічного циклу зварювання на мікроструктуру та змінення вихідного балансу фазових складових, особливо в високотемпературній області ЗТВ. При зварюванні дуплексних нержавіючих сталей забезпечення необхідного співвідношення фериту і аустеніту в металі шва реалізується за рахунок змінення хімічного складу, а в ЗТВ – за рахунок змінення швидкості охолодження. В залежності від швидкості охолодження $W_{13/8}$ або часу знаходження переважно в температурному інтервалі фазових перетворень, утворюється відповідна мікроструктура металу шва і ЗТВ з визначеним співвідношенням фазових складових аустеніту та фериту, що в свою чергу позначається на механічних властивостях та корозійній стійкості зварних з'єднань дуплексних сталей. Спостерігається чітка кореляція механічних властивостей в залежності від вмісту аустеніту та фериту в металі шва. З підвищенням швидкості охолодження кількість виділення надлишкових фаз, нітридів хрому Cr_2N збільшується. Визначено, що в силу інтенсивного охолоджувального впливу водного середовища об'ємна частка аустенітної фази при мокрому підводному зварюванні нижча в металі шва та в високотемпературній області ЗТВ порівняно з об'ємною часткою аустенітної складової при зварюванні на повітрі при тих самих значеннях тепловкладення. Зі збільшенням погонної енергії, особливо при мокрому підводному зварюванні, спостерігається значне збільшення об'ємної частки аустенітної фази. Враховуючи особливості, які притаманні мокрому підводному зварюванню, рівні погонної енергії та хімічний склад металу шва потребують корегування стосовно рекомендацій, які розроблені для зварювання на повітрі. Бібліогр. 38, табл. 3, рис. 4.

Ключові слова: дуплексні сталі, мокре підводне зварювання, погонна енергія, швидкість охолодження, фазовий склад, аустеніт, ферит, мікроструктура, термічний цикл зварювання.

Вступ. Ідея створення дуплексних нержавіючих сталей виникла в 1920-х рр., а перша плавка зроблена у 1930 р. у Авесті, Швеція. Дуплексні нержавіючі сталі впроваджені та активно розробляються європейськими компаніями з 1935 р. [1]. Феритно-аустенітні сталі нового покоління відрізняються зниженим вмістом вуглецю, як правило, не більш ніж 0,02...0,03 %, та додатковим легуванням азотом в кількості 0,10...0,27 % для стандартної дуплексної сталі (DSS). Вміст азоту в супердуплексних (SDSS) нержавіючих сталях знаходиться в межах 0,24...0,32 % [2, 3]. Помітне зростання частки використання дуплексних сталей припадає тільки на останні 30 років завдяки удосконаленню технології виробництва, особливо процесів регулювання вмісту азоту в сталях [4].

Основними областями застосування дуплексних нержавіючих сталей є нафтогазова, нафтохімічна, целюлозно-паперова промисловості. На сьогоднішній день сфера їх застосування розширилася на металокопії, 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 вуглеводів [5]. В присутності сірководню та хлоридів ризик корозійного розтріскування можуть мати місце, наприклад, в бурових свердловинах при видобутку нафти та газу, в тому числі в морській воді [6].

Оптимальне поєднання високих характеристик міцності та корозійної стійкості проти, насамперед, точкової (пітингової) корозії, а також корозійного розтріскування під напруженням забезпечується при співвідношенні феритної та аустенітної фаз в структурі металу як 1:1, тобто при вмісті 50 % кожної складової. Дані характеристики досягаються відпалом при температурі 1020...1100 °C протягом 5 хв з наступним загартуванням у воду для стандартної сталі DSS 2205 [2], а для супердуплексної сталі SDSS 2507 температура гартування відпалу складає 1040...1120 °C [2, 6]. Чим вища температура відпалу, тим вище вміст феритної

складової [6]. Таким чином, вихідний стан постачання дуплексних сталей є відпал на твердий розчин, температура відпалу залежить від хімічного складу сплаву, а також від прийнятої на виробництві технології виготовлення сталі.

Дуплексні сталі, як правило, мають гарну зварюваність і можуть зварюватися за допомогою більшості методів зварювання, застосовуваних для аустенітної нержавіючої сталі. Під впливом термічного циклу зварювання (ТЦЗ), внаслідок впливу високих швидкостей нагріву та охолодження, які притаманні різним видам зварювання, фазовий баланс аустеніт-ферит порушується. Одним з основних завдань при зварюванні дуплексних нержавіючих сталей (DSS) є забезпечення умов, які сприяли б зменшенню негативного впливу високих швидкостей нагріву і охолодження та збереженню в тій або іншій мірі вихідного балансу мікроструктури, яка забезпечує основні технологічні характеристики зварних з'єднань, такі як механічні та корозійні властивості.

Керування структурою металу зварних з'єднань. Збереження необхідного балансу аустеніт-ферит можливо двома шляхами: зміною хімічного складу та зменшенням швидкості охолодження при зварюванні. Перший варіант, як правило, реалізується при виборі присадкового матеріалу для металу шва зварного з'єднання. Тип легування металу шва обирають з більшим запасом аустенітності за рахунок збільшення вмісту нікелю, а також з додатковим легуванням азотом. Таким чином зменшують співвідношення $Cr_{скв.} / Ni_{скв.}$, що відповідає збільшенню в бік аустенітності. Якщо співвідношення $Cr_{скв.} / Ni_{скв.}$, наприклад, для сталі 2205 знаходиться в діапазоні 2,25...3,50 в межах допустимих значень за стандартом EN 1.4462 (рис. 1) [4, 7], то для присадкового металу співвідношення $Cr_{скв.} / Ni_{скв.}$ буде набагато меншим. Для ручного дугового зварювання сталі 2205 згідно ДСТУ EN ISO 3581: 2021 рекомендується застосовувати електроди з типом легування 2209, які відповідають номінальному складу 22 9 3 NL [8].

Застосування присадкового матеріалу зі складом, еквівалентним основному металу, призвело б до зрушення балансу в бік фериту через високу швидкість охолодження.

Мірою величини швидкості охолодження є погонна енергія зварювання, яка знаходиться в зворотній пропорційній залежності від неї. Розроблено рекомендації та стандарти зі зварювання дуплексних сталей, в яких вказано застосування погонної енергії в межах 0,5...2,5 кДж/мм для зварювання стандартної дуплексної сталі з вмістом хрому 22...23 % типу 2205 та 0,5...1,5 кДж/мм для супердуплексної нержавіючої сталі з вмістом хрому 25 % типу 2507 [9–13]. Крім того, в довід-

ковій літературі можна знайти різні значення погонної енергії, яка є мірою загального тепловкладення на одиницю довжини шва. Міжнародний інститут зварювання рекомендує для зварювання сталі 2205 дотримуватися погонної енергії – 1,2...2,0 кДж/мм, виробники матеріалів BÖHLER і Sandvik – 1,0...3,0 кДж/мм [14–16]. Через велику кількість параметрів зварювання універсальних рекомендацій не існує, тому підбір та відпрацювання параметрів зварювання, в тому числі значень погонної енергії, виконуються у кожному конкретному випадку.

Прийнято вважати, що нижня межа погонної енергії в 0,5 кДж/мм в якійсь мірі сприяє збереженню балансу мікроструктури в допустимих межах, а саме створенню достатньої кількості аустеніту для забезпечення необхідних механічних властивостей металу шва та зварного з'єднання. Верхня межа погонної енергії обмежена для зменшення об'єму виділення вторинних фаз, які понижують корозійну стійкість.

Збільшення погонної енергії при зварюванні супердуплексної нержавіючої сталі SDSS 2507 з 0,7 до 1,2...1,3 кДж/мм сприяло збільшенню ударної в'язкості металу шва. Робота удару з V-подібним надрізом за Шарпі при випробуванні при температурі –40 °C склала 45 Дж, що значно перебільшує потрібне значення – 27 Дж [17]. Так само з'явилися дослідження, які свідчать про те, що обмеження погонної енергії в 1,5 кДж/мм не виправдано при зварюванні супердуплексної нержавіючої сталі SDSS 2507, особливо при зварюванні великих товщин (20 мм та більше) і рекомендують збільшити діапазон допустимої погонної енергії. Гарні властивості металу шва були отримані при зварюванні з погонною енергією 2,1...2,2 кДж/мм [18]. В роботі [19] досліджували вплив підведеного тепла на мікроструктуру, механічні властивості та корозійну стійкість зварних з'єднань супердуплексної сталі SDSS UNS S32750. Зварювання проводили з різними погонними енергіями 0,54 та 1,1 кДж/мм. В результаті досліджень зроблено висновок, що оскільки немає великої різниці у властивостях зварного шва в залежності від використаного тепловкладення, може бути кращим застосування низького тепловкладення.

Вивчено вплив рівня тепловкладення від 0,45...0,60 кДж/мм при зварюванні різномірних з'єднань дуплексної нержавіючої сталі DSS 2205 з аустенітною нержавіючою сталлю ASS 316 L. Низьке тепловкладення показало більш високу твердість та тимчасовий опір розриву внаслідок більш високого вмісту фериту та більшої швидкості охолодження. Більш висока погонна енергія покращила корозійну стійкість [20].

Наведені дані свідчать про те, що немає єдиної думки із визначення рівня тепловкладення і що погонна енергія не є єдиним чинником, який відповідає за утворення мікроструктури в металі шва та в зоні термічного впливу (ЗТВ) для забезпечення необхідного балансу фазових складових аустеніт-ферит.

Рівні погонної енергії, які рекомендовані в інструкціях та стандартах, повинні сприяти створенню мікроструктури з вмістом аустенітної і феритної складових в різних ділянках зварного з'єднання в необхідній кількості. Вміст фериту в металі зварного шва і зоні термічного впливу має бути в межах 25...70 %, щоб забезпечити оптимальні механічні властивості і корозійну стійкість [21]. Загальноприйнятими вважаються рівні вмісту фериту:

- основний метал (ОМ) – 35...55 %;
 - метал шва (МШ) – менш ніж 60 %;
 - зона термічного впливу (ЗТВ) – менш ніж 65 %.
- Іноді у ЗТВ допускається до 70 %.

Деякі галузеві стандарти ще більш обмежують вміст феритної складової. Вимоги, що відносяться до нафтової і газової промисловості, наведено в табл.1.

Швидкість охолодження металу шва та ЗТВ залежить від сукупності факторів, таких як товщина зварюваного металу, технологія зварювання (ефективності процесу зварювання), погонна енергія, режим зварювання, середовище, в якому здійснюється зварювання, та багатьох інших.

Погонна енергія зварювання є лише орієнтиром, яка певною мірою може визначити швидкість охолодження, і, отже, час перебування металу в області, в якій відбувається поліморфне перетворення фериту (δ) в аустеніт (γ). Згідно з псевдобінарною діаграмою стану Fe–Cr–Ni початок перетворення $\delta \rightarrow \gamma$ залежить від хімічного складу сплаву, а повнота перетворення – від часу перебування в цій двофазній області (рис. 1) [4, 7]. Тобто, швидкість охолодження поряд з хімічним складом сплаву визначає час знаходження в двофазній області. Перетворення аустеніту з фериту відбувається в твердому стані, оскільки це дифузійний процес. Повнота перетворення залежить від часу перебування в цьому діапазоні двофазного стану.

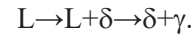
Модель кристалізації металу можна визначити за співвідношенням $Cr_{екв.}/Ni_{екв.}$. Для дуплексної

Таблиця 1. Вміст фериту в зварному з'єднанні згідно стандартів

Найменування стандарту	Вміст фериту, %		
	ОМ	ЗТВ	МШ
API RP 582 (API A 938C) [22]	30...65	30...65	30...65
NORSOK M630 D45 [23]	35...55	30...70	
Специфікація для нафтогазової промисловості	35...55	<60...65	<60

сталі 2205 з певним хімічним складом воно відповідає значенню 2,62 (рис. 1). Діапазон співвідношення $Cr_{екв.}/Ni_{екв.}$ в межах допусків за хімічним складом для сталі 2205 (EN 1.4462) дорівнює від 2,25 до 3,5, тобто має досить широкий діапазон.

При такому співвідношенні модель кристалізації наступна:



Температурний діапазон фазових перетворень $\delta \rightarrow \gamma$ складає 1200 °C (1300)-800 °C і залежить від хімічного складу металу. Цей процес є дифузійним, для цього задіяні температура і час. Тобто, повнота фазових перетворень $\delta \rightarrow \gamma$ залежить від хімічного складу металу, швидкості охолодження і часу знаходження в температурному інтервалі 1200 (1300)-800 °C, який так само залежить від швидкості охолодження. На думку авторів роботи [24] хімічний склад металу чинить більший вплив на кінцеве співвідношення ферит/аустеніт, ніж швидкість охолодження. Показано, що зміна хімічного складу дуплексної сталі 2205 в межах допусків на сталь в бік збільшення аустенітоутворюючих елементів, а саме нікелю, на верхньому рівні до 6,0 %, а також азоту 0,18...0,19 %, забезпечило отримання фериту в металі ЗТВ нижче 70 % при всіх швидкостях охолодження від 20 до 100 °C/c при температурі 700 °C. Так само отримані значно вищі значення при випробуванні на удар при низькій температурі (-46 °C). Ця сталь отримала назву Arctic 2205 [25].

В роботі [18] розраховували швидкість охолодження металу шва при зварюванні супердуплексної сталі SDSS 2507 завтовшки 20 мм за

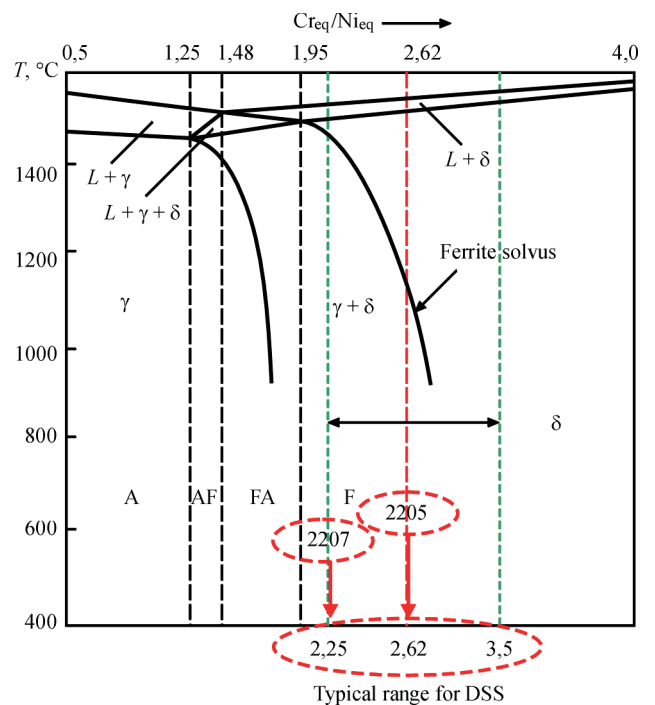


Рис. 1. Псевдобінарна (Fe–Cr–Ni) діаграма, побудована за допомогою еквівалентного співвідношення $Cr_{екв.}/Ni_{екв.}$

експериментальними даними з фіксуванням термічних циклів зварювання. Застосовувались дві технології зварювання: механізоване зварювання в середовищі захисного газу дротом суцільного перерізу діаметром 1,2 мм (експеримент GR) та порошковим дротом діаметром 1,2 мм (експеримент FR). При однаковій погонній енергії GR (1,2...1,3 кДж/мм) та FR (1,1...1,3 кДж/мм) отримані різні швидкості охолодження (рис. 2). При зварюванні порошковим дротом швидкість охолодження значно нижча, ніж при зварюванні дротом суцільного перерізу – в температурному діапазоні 1200...800 °C майже на 10 °C/c і більше. Так, в п'ятому шарі FR має швидкість охолодження 50 °C/c, а GR – 60 °C/c.

Також зафіксовано, що зі збільшенням кількості шарів швидкість охолодження збільшилась. Найнижча швидкість охолодження була зафіксована при зварюванні дротом суцільного перерізу на більшій погонній енергії (G_H) = 2,2 кДж/мм. Також в цій роботі зроблено висновок, що саме швидкість охолодження, а не час перебування в критичному діапазоні температур 1200...800 °C є ключовим фактором утворення нітридів.

Проведений аналіз впливу технології зварювання на фазовий склад та внутрішні напруження зварних з'єднань аустенітних і дуплексних сталей показав, що такі високопродуктивні та перспективні види зварювання, як електронно-променеве (ЕПЗ) та лазерне (ЛЗ) чинять негативний вплив на фазовий склад двофазних (дуплексних сталей) і однофазних сталей через високі швидкості охолодження зварних з'єднань [26]. При ЕПЗ дуплексної сталі 2205 зміною потужності електронного промінню та фокусної відстані вдалося знизити швидкість охолодження і забезпечити отримання задовільного вмісту фериту (~70 %). В даному випадку скористалися часовою схемою, тобто часом знаходження в критичному інтервалі температур 1200...800 °C. При швидкості охолодження, яка

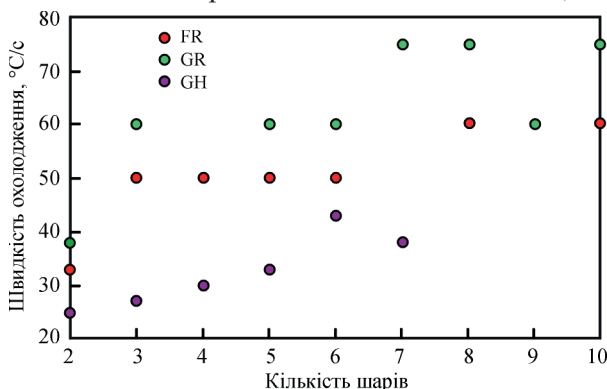


Рис. 2. Середня швидкість охолодження від 1200 до 800 °C залежно від кількості проходів зварювання та процедури зварювання, де FR та GR – зварювання порошковим дротом та дротом суцільного перерізу на рекомендованих режимах погонної енергії відповідно, G_H – на підвищеній погонній енергії.

забезпечила охолодження протягом 4,5 с, утворилося 84...87 % фериту, при швидкості охолодження, що забезпечила тривалість 7,4 с – 79...84 % фериту, а при швидкості охолодження, яка забезпечувала час 17,7 с – 69...70 % фериту [27].

Дані, представлені в роботах [18, 25–27], свідчать про те, наскільки різні фактори, а саме спосіб зварювання, погонна енергія, хімічний склад металу, швидкість охолодження можуть бути відповідальними за вплив на утворення мікроструктури, фазового складу та кількість виділення надлишкових фаз, в тому числі нітридів.

Крім рекомендацій по питомому тепловкладенні існує так само концепція, в якій застосована часова схема $\tau_{12/8}$ (час, необхідний для охолодження від 1200 до 800 °C), яка описує умови охолодження. Дана методика визначення умов охолодження пов'язана з певними труднощами, оскільки потребує розміщення термопар в зварювальній ванні [2]. Відповідно до цієї концепції рекомендується проводити охолодження зварного з'єднання в даному діапазоні температур протягом 10 с. В такому випадку досягаються оптимальна мікроструктура та властивості зварюваного металу [28].

Мікроструктура (ЗТВ) дуплексної нержавіючої сталі (DSS) зазнає більш складних перетворень і є результируючою після двох взаємно протилежних процесів. Спочатку, під впливом термічного циклу зварювання (ТЦЗ) при нагріві та при досягненні температури вище області сольвуса фериту ($T = 1250...1300$ °C), яка залежить від хімічного складу металу, відбувається процес перетворення вихідної частки аустеніту в ферит $\gamma \rightarrow \delta$, а потім, при подальшому охолодженні, відбувається зворотне перетворення при досягненні температури сольвуса фериту $\delta \rightarrow \gamma$.

Еволюція мікроструктури ЗТВ залежить від деяких факторів, а саме від вихідної мікроструктури основного металу, максимальної температури, яка є в конкретній області ЗТВ, тривалості часу перебування при максимальній температурі та швидкості нагріву та охолодження, тобто від конкретного циклу зварювання (ТЦЗ).

В основному більшість досліджень, що на сьогодні представлені в літературі, підтверджують вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад металу шва ЗТВ, що в свою чергу позначається на механічних властивостях та корозійній стійкості зварних з'єднань. Дещо суперечливі дані про температурний інтервал та часовий параметр, який слід обирати в якості критеріїв, що є визначальним для утворення мікроструктури і фазового складу металу шва та ЗТВ.

В роботі [29] автор підкреслює, що оскільки температурний діапазон перетворення фериту в аустеніт, який зазвичай знаходиться в діапазоні

від 1200 до 800 °С, залежить від хімічного складу сталі, тому для характеристики температурних циклів зварювання дуплексних сталей необхідно застосовувати параметр часу охолодження між 1200 і 800 °С ($\tau_{12/8}$). Тобто саме цей інтервал, а не між 800 і 500 °С, тобто ($\tau_{8/5}$), як зазвичай це прийнято для конструкційних сталей, є критерієм зварюваності дуплексних сталей. Від швидкості охолодження в цьому інтервалі буде залежить скільки фериту отримується в кінцевій мікроструктурі. Якщо час охолодження ($\tau_{12/8}$) є критерієм для визначення кінцевої мікроструктури та фазового складу ЗТВ, тоді і швидкість охолодження в інтервалі температур від 1200 до 800 °С є визначальною, тобто $W_{12/8}$, а не $W_{8/5}$.

Автори роботи [25] при створенні моделі, яка характеризує вміст фериту в залежності від швидкості охолодження, застосовували в якості критерію швидкість охолодження при 700 °С. Так само були протестовані і інші критерії, такі як швидкість охолодження при 1000 °С, або час охолодження від 800 до 500 °С, або від 1100 до 900 °С. Навіть якщо феритно-аустенітне перетворення відбувається при високій температурі 1200 °С, порівняно з іншими критеріями, швидкість охолодження при 700 °С виявилася найбільш точною для передбачення мікроструктури ЗТВ дуплексних сталей [30].

Вплив водного середовища на структуру і властивості зварних з'єднань. 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. Більшість доступних результатів проведених експериментів отримані при використанні ручного зварювання промисловими електродними матеріалами, які розроблені для застосування на повітрі, тому що до теперішнього часу спеціалізовані електродні матеріали для підводного мокрого зварювання дуплексних сталей ще не розроблені [31, 32].

На сьогодні існує декілька технологій: мокре підводне зварювання і сухе підводне зварювання. Мокре підводне зварювання здійснюється безпо-

середньо у водному середовищі. Сухе підводне зварювання в свою чергу підрозділяється на локальне сухе зварювання, при якому захищена від водного середовища тільки зона горіння дуги, і зварювання в камері, повністю захищеній від водного середовища. Як правило, останнє застосовується при зварюванні відповідальних конструкцій.

Приклад застосування електродів, які розроблені для зварювання на повітрі, при мокрому підводному зварюванні дуплексних сталей наведено в роботі [32]. Відзначається, що дуга горіла нестабільно, а також були виявлені внутрішні дефекти зварювання, такі як пори, газові порожнини і тріщини в корені шва. При збільшенні напруги до 62,3 В стабільність зварювання підвищилася. Вміст фериту в металі швів та ЗТВ при мокрому підводному зварюванні незначно збільшився порівняно зі зварюванням на повітрі. Хоча складно робити висновки, так як зварювання на повітрі та під водою проводили з застосуванням різних технологій та з різними погонними енергіями. Зварювання на повітрі – дріт суцільного перетину діаметром 1,2 мм для зварювання в захисному газі (Casto MAG 45505 S), а при мокрому підводному зварюванні – електроди BÖHLER FOXCN 22/9N/EN 1600 – E 22 9 3 N LR 32 діаметром 4,0 мм.

При сухому гіпербаричному зварюванні порошковим дротом економнолегованої дуплексної сталі UNS S 32101 [33–36] в діапазоні гідростатичного тиску від 0 до 0,75 МПа найбільш збалансовану мікроструктуру має метал шва, отриманий при тиску 0,45 МПа з середнім вмістом аустеніту 53,3 %. Збалансована феритно-аустенітна мікроструктура металу шва перешкоджала виділенню надлишкових фаз, а саме нітридів хрому Cr₂N, в той час, як в ЗТВ при вмісті аустеніту в кількості 36 % спостерігалось виділення нітридів хрому Cr₂N. Метал шва відповідав вимогам ASTM A923 (2014), в якому допускається граничне значення поглиненої енергії в 34 Дж [34]. Більш висока сумарна погонна енергія $q = 3,16$ кДж/мм на цій же глибині забезпечила більше часу для перетворення аустеніту в металі шва, що є одною з причин його більш високого вмісту в металі шва. При зварюванні під тиском 0,75 МПа сумарна по-

Таблиця 2. Параметри сухого гіпербаричного багатопарового зварювання порошковим дротом

Навколишній тиск, МПа	Кількість шарів	Струм, А	Напруга, В	Швидкість зварювання, мм/с	Тепловкладення, Дж/мм
0 – нормальний	1 – корінь	170	28	4	1190
	2 – закінчення	180	29	4,4	1186
0,15	1 – корінь	170	28	4	1190
	2 – закінчення	180	29	4,4	1186
0,45	1 – корінь	160	27	4	1080
	2 – заповнення	170	28	4,8	992
	3 – закінчення	180	29	4,8	1088
0,75	1 – корінь	150	26	4,4	886
	2 – заповнення	170	28	4,8	992
	3 – закінчення	180	29	4,8	1088

Таблиця 3. Значення параметрів зварювання і тепловкладення

Номер зразка	Швидкість зварювання $V_{св}$, мм/с	Глибина зварювання, м	Зварювальний струм $I_{св}$, А	Напруга $U_{л}$, В	Тепловкладення q , Дж/мм
UDW 1	8	20	220	26,4	726
UWW 1	8	20	220	26,4	726
UDW 2	7,2	20	260	30	1083,3
UWW 2	7,2	20	260	30	1083,3
UDW 3	7,2	20	300	33,2	1383,3
UWW 3	7,2	20	300	33,2	1383,3

Примітка. UDW – сухе підводне зварювання; UWW – мокре підводне зварювання.

гонна енергія дорівнювала 2,97 кДж/мм, а при зварюванні без тиску та під тиском 0,15 МПа – 2,38 кДж/мм (табл. 2). Тобто спостерігається чітка кореляція вмісту аустеніту в металі шва з величиною погонної енергії при зварюванні [33].

Метал шва, отриманий при зварюванні під тиском 0,45 МПа, також мав вищу стійкість до точкової корозії і механічні властивості [35, 36].

В результаті аналізу проведених досліджень [33–36] можна зробити висновок, що при зварюванні з найбільшою сумарною погонною енергією $q = 3,16$ кДж/мм досягається найбільша кількість аустеніту в металі шва, що забезпечує кращі комплексні характеристики стійкості до точкової корозії та механічні властивості зварних з'єднань.

В роботі [37] досліджували вплив водного середовища при зварюванні дуплексної сталі S32101 самозахисним порошковим дротом E 2209-T-0-4 діаметром 1,6 мм, розробленим для зварювання на повітрі. При зварюванні спостерігається нестабільне горіння дуги та незадовільне формування металу шва. По мірі збільшення глибини зварювання від 0,1 до 40 та 80 м пористість металу становиться більшою і дорівнює 1,51, 9,08 та 11,17 % відповідно. Так само спостерігається зі збільшенням глибини подрібнення мікроструктури металу зварного шва, а ширина ЗТВ навпаки – зменшується і становить на глибині 0,1 м – 0,15 мм (150 мкм); на 40 м – 0,1 мм (100 мкм) та на 80 м – 0,08 мм (80 мкм). Також встановлено зменшення вмісту фериту в центрі зварного шва – 21,1, 24,3 і 15,5 відповідно. Вміст аустеніту в металі шва при зварюванні на 80 м вище ніж при 40 м.

Порівняльні дослідження мікроструктури металу шва і ЗТВ при сухому зварюванні дуплексної сталі UNS S32101 порошковим дротом діаметром 1,2 мм в середовищі захисного газу CO_2 в барокамері та безпосередньо у водному середовищі проведено в роботі [38]. В табл. 3 наведено параметри зварювання і тепловкладення.

На рис. 3 наведено об'ємну частку аустеніту γ -фази при різних способах та режимах зварювання в різних ділянках зварного з'єднання.

Аналіз даних, наведених на рис. 3, дозволяють зробити наступні висновки:

- об'ємна частка γ -фази при мокрому підводному зварюванні значно нижча у всіх ділянках ме-

талу шва та ВЗТВ порівняно з об'ємною часткою γ -фази при сухому зварюванні при тих самих значеннях тепловкладення;

- зі збільшенням величини погонної енергії з 0,726 до 1,383 кДж/мм об'ємна частка γ -фази збільшується при мокрому підводному зварюванні з 27,3 % – UWW 1 до 39,4 % – UWW 3, тобто майже в 1,5 разів, в той час як при сухому зварюванні змінюється незначно, лишається майже постійною (~42 %) – центр шва;

- при всіх рівнях погонної енергії спостерігається однакова закономірність вмісту γ -фази в різних ділянках зварного з'єднання щодо мокрого та сухого підводного зварювання. Найбільша об'ємна частка γ -фази спостерігається в металі шва, які прилягає до лінії сплавлення, а найменша частка γ -фази в ВЗТВ;

- значення γ/α значно збільшилися при мокрому підводному зварюванні для металу шва, що прилягає до лінії сплавлення: від 35,01 % для UWW 1 та до 44,9 % для UWW 3.

Збільшення вмісту γ -фази при мокрому підводному зварюванні на ділянках шва, що прилягає до лінії сплавлення, менш інтенсивне: UWW 1 – 35,01 %; UWW 3 – 44,9 % тобто збільшення майже в 1,3 рази.

Найбільш інтенсивне збільшення вмісту γ -фази при мокрому підводному зварюванні відбувається у високотемпературній зоні термічного впливу

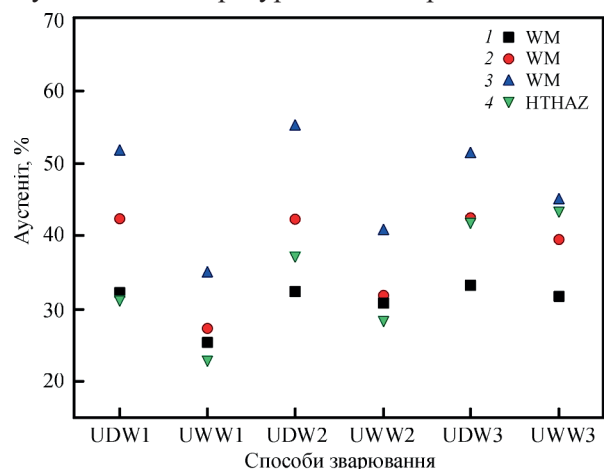


Рис. 3. Об'ємна частка аустеніту γ -фази при різних способах та режимах зварювання в різних ділянках зварного з'єднання: 1 – поверхня шва; 2 – центр шва; 3 – ділянка шва, яка прилягає до лінії сплавлення; 4 – ВЗТВ – високотемпературна зона термічного впливу

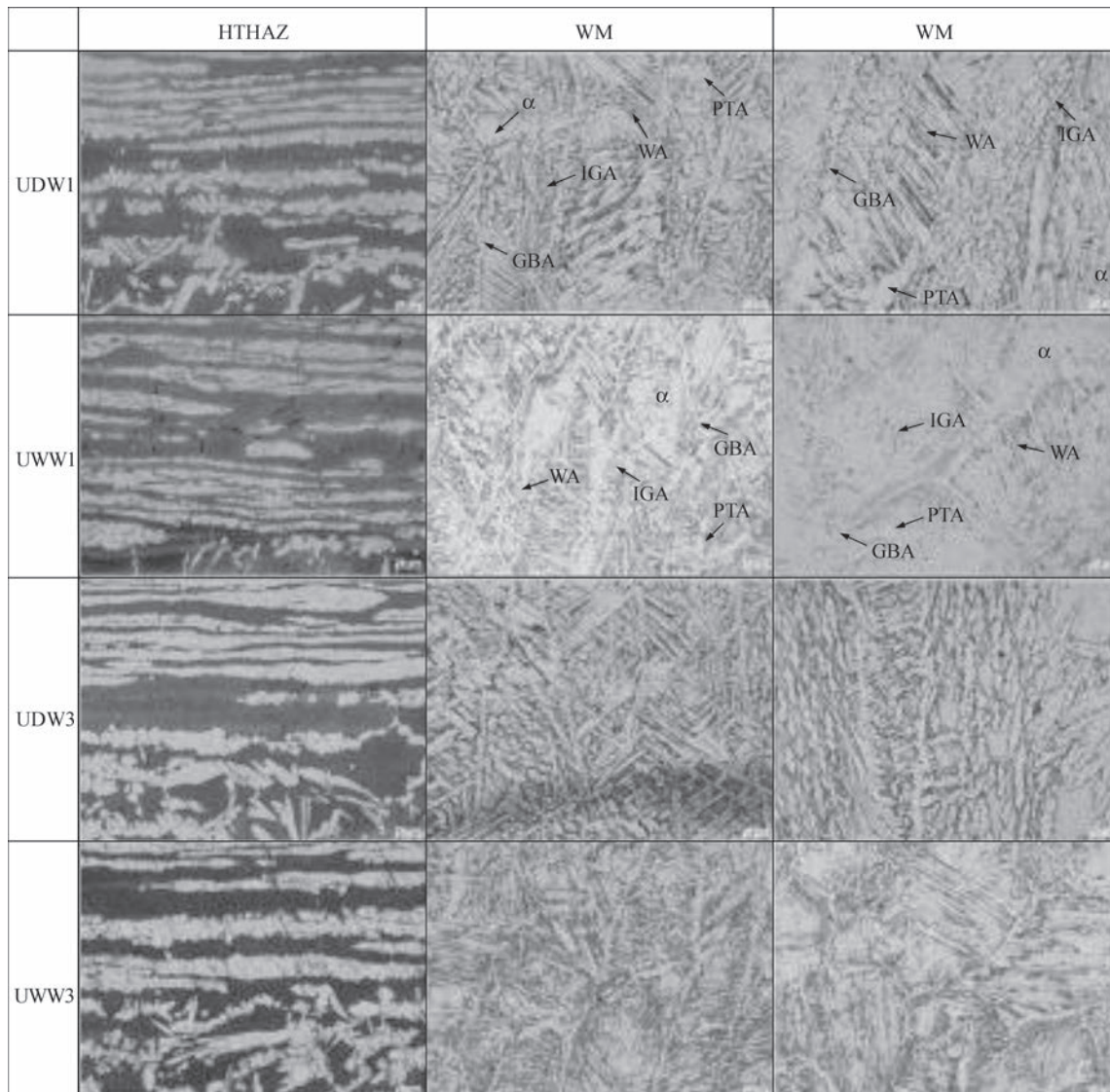


Рис. 4. Мікроструктури різних ділянок зварних зразків, які виготовлені при зварюванні на повітрі та при мокрому підводному зварюванні

ву ВЗТВ з UWW 1 – 23 % до UWW 3 – 43,55 %, майже в 1,9 рази. При сухому зварюванні в ВЗТВ збільшення вмісту γ -фази відбувається в меншій мірі – від UDW 1 – 31,34 % до UDW 3 – 41,55 %, тобто більше ніж в 1,3 рази.

На рис. 4 наведена мікроструктура в різних ділянках зварних з'єднань.

Автори роботи [38] відзначають, що з підвищенням погонної енергії об'ємна частка нітридів зменшується. Також відмічається, що швидкість охолодження ВЗТВ при мокрому підводному зварюванні більша, ніж при сухому зварюванні.

ВЗТВ для UDW 3 показала оптимальну стійкість до локальної корозії, а сама менша стійкість до локальної корозії у UWW 1.

Дані, наведені в табл. 3 та на рис. 3, свідчать, що зі збільшенням погонної енергії швидкість охолодження зменшується і відбувається збільшення частки аустенітної складової. Імовірність утворення нітридів хрому при мокрому підводно-

му зварюванні підвищується порівняно з сухим зварюванням внаслідок збільшення швидкості охолодження і зниження об'ємної частки аустенітної складової.

В наведеному огляді показано, що при однаковому хімічному складі одним із основних чинників, які в найбільшій мірі впливають на мікроструктуру та фазовий склад ЗТВ при усіх способах зварювання, є швидкість охолодження. В залежності від швидкості охолодження утворюється відповідна мікроструктура ЗТВ з відповідним співвідношенням фазових складових аустеніту та фериту.

Висновки

1. Діапазони погонної енергії, які рекомендують для зварювання дуплексних сталей різними технологіями, бажано корегувати при відпрацюванні технології в залежності від хімічного складу металу, що зварюється.

2. Дослідження підтверджують вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад металу шва і ЗТВ, що, в свою чергу, позначається на механічних властивостях та корозійній стійкості зварних з'єднань.

3. Повнота фазових перетворень $\delta \rightarrow \gamma$ залежить від хімічного складу металу, швидкості охолодження і часу знаходження в температурному інтервалі 1200 (1300)...800 °C, який так само залежить від швидкості охолодження.

4. Внаслідок охолоджувального впливу водного середовища швидкість охолодження при мокрому підводному зварюванні, особливо в ВЗТВ, більша, ніж при зварюванні на повітрі.

5. Вміст аустеніту в металі шва та в ЗТВ знаходиться в прямо пропорційній залежності від погонної енергії і в зворотній пропорційній залежності від швидкості охолодження.

6. Збільшення погонної енергії сприяє збільшенню аустенітної складової при мокрому підводному зварюванні в більшому ступені, особливо в ВЗТВ, ніж при зварюванні на повітрі.

7. З підвищенням погонної енергії об'ємна частка виділення надлишкових фаз, нітридів хрому Cr_7N зменшується.

8. Враховуючи особливості, які притаманні мокрому підводному зварюванню, рівні погонної енергії та хімічний склад металу шва потребують корегування стосовно рекомендацій, які розроблені для зварювання на повітрі.

Список літератури/References

- Charles, J., Ehemelle, P. (2010) *Proc. of the 8th Duplex Stainless Steels conference. The history of duplex developments, nowadays DSS properties and duplex market future trends*. Beaune: EDP Sciences, Book available on demand.
- Амман Т. (2007). Дуговая сварка дуплексных сталей в среде защитных газов. *Svetsaren*, 62, 1, 41–45.
- Amman, T. (2007) Shielded-gas arc welding of duplex steels. *Svetsaren*, 62, 1, 41–45.
- Аустенитно-ферритные стали [електронний ресурс]. <http://www.weldzone.info:795-austenito-ferritnye-stali>.
- Austenitic-ferritic steels. <http://www.weldzone.info:795-austenito-ferritnye-stali>.
- Verma, J., Taiwade, R.V. (2017) Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments – A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 25, 134–152.
- Labanowski, J., Eydrych, D., Rogaldki, C., Samson, K. (2011). Underwater welding of Duplex Stainless Steel. *Solid State Phenomena*, 183, 101–106.
- Дуплексная нержавеющая сталь [електронний ресурс]. <http://www.outokumpu.com>.
- Duplex stainless steel. <http://www.outokumpu.com>.
- Lippold, J.C., Kotecki, D. (2005) *Welding metallurgy and weldability of stainless steel*. Joh Wiley and Sons, Inc. 186 p.
- ДСТУ EN ISO 3581: 2021. Зварювальні матеріали. Покрыті електроди для ручного дугового зварювання нержавіючих та жароміцних сталей. Класифікація.
- DSTU EN ISO 3581: 2021. *Welding materials. Covered electrodes for manual arc welding of stainless and heat-resistant steels. Classification*.
- How to weld Duplex Stainless Steels; Document 10601 EN – CB; Avesta welding AB: Avesta, Sweden, 2006.
- Welding Guidelines for Duplex & Superduplex Stainless Steels; Metrode Products Ltd.: Chertsey, UK, 2006.
- Pettersson C.-O., Fager S.-Å., *Welding Practice for the Sandvik Duplex Stainless Steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507; Technical Document S-91-57*; AB Sandvik steel; Stockholm, Sweden, 1995.
- DIN EN 1011-3: 2019 *Schweißen – Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe – Teil 3. Lichtbogen Schweißen von nichtrostenden Stählen*.
- ДСТУ EN ISO 1011-3: 2021. Зварювання. Рекомендації щодо зварювання металевих матеріалів. Частина 3. Дугове зварювання нержавіючих сталей.
- DSTU EN ISO 1011-3: 2021. *Welding. Recommendations for welding metal materials. Pt 3. Arc welding of stainless steels*.
- Сварка дуплексных нержавеющей сталей [Электронный ресурс]. <http://www.avestawelding.com/4976.epibrw>.
- Welding of duplex stainless steels. <http://www.avestawelding.com/4976.epibrw>.
- Сварка дуплексных нержавеющей сталей [Электронный ресурс/BOHLER Welding]. <http://www.bohlerrn.ru>.
- Sandvik SAF 2205 [Электронный ресурс]: Sandvik Materials Technology. <http://www.smt.sandvik.com/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/sandvik-saf-2205>.
- Sandvik SAF 2205 Sandvik Materials Technology. <http://www.smt.sandvik.com/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/sandvik-saf-2205>.
- Kotecki, D.J. (2010) Some pitfalls in welding of duplex Stainless Steels. *Soldagem & Inspecao*, 15, 4, 336–343.
- Bermejo, M.A.V., Daniel, E., Hurtig, K., Karlsson, L. (2019) A New Approach to the Study of Multi-Pass Welds-Microstructure and Properties of Welded 20-mm-Thick Superduplex Stainless Steel. *Applied Sciences*, 9, 18 p. Doi: 10.3390/app9061050.
- Gupta, A., Baskaran, A.K.T., Arya, S.B., Khatirkar, R.K. (2018) Effect of Heat Input on Microstructure and Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Shielded Metal Arc Welds. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 71. 1595–1606. <https://doi.org/10.1007/s12666-018-1294-z>
- Verma, J., Taiwade, R.V., Khatirkar, R.K. et al. (2016) Microstructure, Mechanical and Intergranular Corrosion Behavior of Dissimilar DSS 2205 and ASS 316L Shielded Metal Arc Welds. *Trans. Indian. Inst. Met.*, 70. Doi. 10.1007/s12666-016-0878-8
- Labanowski, J. (1997) Duplex steels – new material for chemical processing industry. *Engineering and Chemical Equipment*, 2, 3–10.
- API 582-09. *Welding guidelines for the chemical, oil, and gas industries*.
- Norsok M-630, Edidition 6. Oktober 2013. *Material data sheets and element data sheets for piping*.
- Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S.K., Sundaresan, S. (2003) Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering A358*, 9–16.
- Higelin A., Manchet S., Passot, G. et al. (2022) Heat-affected zone ferrite content control of a duplex stainless steel grade to enhance weldability. *Welding in the world*, 66, 1503–1519. <http://doi.org/10.1007/s40194-022-01326-0>
- Курицев С.В. (2020) Анализ влияния вида сварки на фазовый состав и внутренние напряжения сварных соединений аустенитных и дуплексных сталей. «Science intensive technologies in mechanical engineering», 3, 3–11.
- Kurintsev, S.V. (2020) Analysis of influence of welding method on phase composition and internal stresses of welded joints of austenitic and duplex steels. *Science Intensive Technologies in Mechanical Engineering*, 3, 3–11.
- Krasnorutskiy, S., Keil, D., Shmigalla, S. et al. (2012) Metallurgical investigations on electron beam welded duplex stainless steel. *Welding in the world*, 56, 34–40.
- Geipl, H. (1989) MAGM-Schweißen von Rorrosions beständig Duplex-Stählen 22Cr5(9)Ni3Mo. Entfluss von schutzgas-und werfahrenvarianten. *Linde – Sonderdruck*. № 146, Hällriegels – kreuth.

29. Hrivňák, I. (2002) Duplex stainless steels and their welding. *SVÁRANIE-SVAŘOVÁNÍ*, 3-4, 49–54.
30. Bonnefois, B. *Comportement des assemblages soudés Comportement des assemblages soudés en aciers inoxydables avec addition d'azote*. EUR 159961. ISBN 92-829-4105-2.
31. Максимов С.Ю., Радзівська А.А., Васильєв Д.В., Фадєєва Г.В. (2021) Проблеми мокрого підводного зварювання дуплексних сталей. *Автоматичне зварювання*, 9, 12–17.
Maksymov, S.Yu., Radziewska, A.A., Vasyliiev, D.V., Fadeeva, G.V. (2021) Problems of wet underwater welding of duplex steels. *The Paton Welding J.*, 9, 9-14.
32. Prokop-Strzelczynska, 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. <https://doi.org/10.17729/ebis.2016.2/4>
33. Hu, Y., Shi, Y., Shen, X., Wang, Zh. (2018) Microstructure Evolution and Selective Corrosion Resistance in Underwater Multi-pass 2101 Duplex Stainless Steel Welding Joints. *Metallurgical and materials transactions A.*, 5.
34. Hu, Y., Shi, Y., Sun, K. et al. (2018) Microstructure and Mechanical Properties of Underwater Hyperbaric FCA-Welded Duplex Stainless Steel Joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 261, 31–38.
35. Hu, Y., Shi, Y., Shen, X., Wang, Z. (2017) Microstructure, Pitting Corrosion Resistance and Impact Toughness of Duplex Stainless Steel Underwater Dry Hyperbaric Flux-Cored Arc Welds. *Materials*, 10, 1–18. Doi: 10.3390/ma10121443
36. Hu, Y., Shi, Y., Sun, K., Shen, X. (2019) Microstructure evolution and mechanical performance of underwater local dry welded DSS metals at various simulated water depths. *Journal of Materials Processing Technology*, 264, 366–376.
37. Yi, Y., Shi, Y., Lin, S. et al. (2017) Research on the weld forming and microstructure of underwater wet flux-cored arc welding (FCAW) duplex stainless steel. *Journal of Harbin Engineering University*, 38, 6, 956–969.
38. 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.

FEATURES OF WELDING DUPLEX STAINLESS STEELS IN WET UNDERWATER WELDING IN COMPARISON WITH WELDING IN AIR (Review)

S.Yu. Maksymov, G.V. Fadejeva, A.A. Radzijevska, D.V. Vasylyjev

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The presented review shows that the main task in welding duplex stainless steels (DSS) is ensuring the conditions which should promote reduction of the negative impact of the welding thermal cycle on the microstructure and change of the initial balance of the phase components, particularly in the high-temperature region of the HAZ. In welding duplex stainless steels the required ratio of ferrite and austenite in the weld metal is provided by changing the chemical composition, and in the HAZ it is achieved due to lowering of the cooling rate. Depending on cooling rate $W_{3/8}$ or time of soaking predominantly in the temperature range of phase transformations, the respective microstructure of metal the weld and HAZ is formed with the specified ratio of phase components of austenite and ferrite, which, in its turn, affects the mechanical properties and corrosion resistance of duplex steel welded joints. A clear correlation of the mechanical properties is observed, depending on austenite and ferrite content in the weld metal. With increase of the cooling rate, the quantity of precipitates of excess phase, Cr₂N chromium nitrides, becomes greater. It was found that in view of intensive cooling impact of the water environment, the volume fraction of austenitic phase is lower in the metal of the weld and in the HAZ high-temperature region in wet underwater welding, compared with volume fraction of the austenitic component in welding in air at the same heat input values. With increase of the energy input, a significant increase of volume fraction of austenitic phase is observed, particularly in wet underwater welding. Considering the features, characteristic for wet underwater welding, the energy input levels and chemical composition of weld metal require correction as regards the recommendations, which were developed for welding in air. 38 Ref., 3 Tabl., 4 Fig.

Keywords: duplex steels, wet underwater welding, energy input, cooling rate, phase composition, austenite, ferrite, microstructure, welding thermal cycle.

Надійшла до редакції 12.07.2023

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ

СУЧАСНІ НАПРЯМИ РОЗВИТКУ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

Конференція присвячена 105-й річниці від дня народження академіка Бориса Патона

м. Київ, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, 27 листопада 2023 р.

Тематика конференції

- ◆ адитивні технології, що базуються на зварювальних, металургійних та гібридних процесах;
- ◆ електронно-променеві технології в галузі адитивних технологій;
- ◆ 3D друк;
- ◆ селективне лазерне плавлення;
- ◆ плазмово-порошкове наплавлення;
- ◆ математичне моделювання фізичних процесів в адитивних технологіях;
- ◆ матеріали для адитивних технологій;
- ◆ адитивні технології при виготовленні деталей із пластмас та виробів медичного призначення;
- ◆ матеріалознавство в галузі адитивних технологій;
- ◆ неруйнівний контроль в галузі адитивних технологій.

Адреса для листування

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, м. Київ, 03150, тел./факс: (38044) 205-23-90.

E-mail: journal@paton.kiev.ua, www.pwi-scientists.com/ukr/at2023