

# ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЗТВ ДУПЛЕКСНОЇ СТАЛІ (DSS) 2205 ПРИ МОКРОМУ ПІДВОДНОМУ ЗВАРЮВАННІ

С.Ю. Максимов, Г.В. Фадєєва, В.А. Костін, А.А. Радзівська, Д.В. Васильєв

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

У статті наведено результати аналізу зміни мікроструктури та об'ємних часток фазових складових металу ЗТВ при моделюванні із застосуванням приладу Gleeble-3800 термічних циклів зварювання, які притаманні мокрому підводному зварюванню та зварюванню на повітрі. Визначено значення швидкості охолодження різних ділянок металу шва при мокрому підводному зварюванні та зварюванні на повітрі. Показано, що внаслідок охолоджувального впливу водного середовища швидкість охолодження при мокрому підводному зварюванні майже на порядок більше ніж при зварюванні на повітрі ( $W_{13/8} = 8,21$  °C/c – повітря, в середині шва, а при мокрому підводному зварюванні складає відповідно  $W_{13/8} = 81,70$  °C/c в середині шва,  $W_{13/8} = 165,85$  °C/c на початку шва і  $W_{13/8} = 320,51$  °C/c в кратері шва). Визначено зміну об'ємних часток фазових складових фериту, аустеніту та надлишкових фаз (нітридів хрому  $Cr_2N$ ) в мікроструктурі металу ЗТВ в залежності від швидкості охолодження. Фазові перетворення майже повністю відбуваються в високотемпературній зоні термічного впливу (ВЗТВ) в діапазоні температур  $T = 1300 \dots 800$  °C. Внесок низькотемпературної зони термічного впливу (НЗТВ), діапазон температур  $T = 800 \dots 500$  °C, на зміну фазових складових незначний. Кількість феритної та аустенітної складових і особливо морфологія аустеніту в мікроструктурі ВЗТВ залежить від швидкості охолодження, так само як і кількість виділення надлишкових фаз (імовірно нітридів хрому  $Cr_2N$ ). Бібліогр. 13, табл. 5, рис. 8.

*Ключові слова:* дуплексні сталі, мокре підводне зварювання, погонна енергія, швидкість охолодження, фазовий склад, аустеніт, ферит, мікроструктура в ЗТВ, моделювання ЗТВ, термічний цикл зварювання, Gleeble

**Вступ.** Відмінність фізичних властивостей водного середовища, в першу чергу, більших в 4 рази теплоємності і в 25 разів теплопровідності порівняно з повітрям зумовлюють більшу швидкість охолодження як у високотемпературній зоні термічного впливу, яка відповідає температурному інтервалу  $1300 \dots 800$  °C, так і в низькотемпературній ЗТВ, що відповідає діапазону температур  $800 \dots 500$  °C, відносно з іншими видами зварювання. Які саме значення відповідають швидкості охолодження при мокрому підводному зварюванні в літературі майже відсутні.

**Аналіз існуючих методик з визначення впливу термічних циклів зварювання (ТЦЗ) на мікроструктуру ЗТВ. Постановка задачі.**

Для отримання даних про структуру та динаміку фазових перетворень в дуплексних нержавіючих сталях при зварюванні необхідно дослідити температурний інтервал, який згідно з псевдобінарною діаграмою Fe–Cr–Ni (рис. 1) [1] відповідає діапазону температур  $1200$  ( $1300$ )... $800$  °C, в залежності від хімічного складу сталі. Існує декілька способів отримання даних про температурно-тимчасові залежності в області фазових перетворень. Одним із способів є методика, яка застосована на отримані даних про реальні ТЦЗ шляхом реєстрації температури і часу знаходження металу в температурному інтервалі фазових перетворень. За допомогою термопар реєструється

температура та фіксується час знаходження в даному температурному інтервалі, якому відповідає певна ділянка зварного з'єднання. За цими даними розраховується середня швидкість охолодження в даному інтервалі. Методика реєстрації параметрів ТЦЗ, отриманих за допомогою термопар, які поміщені безпосередньо в зону зварювання або

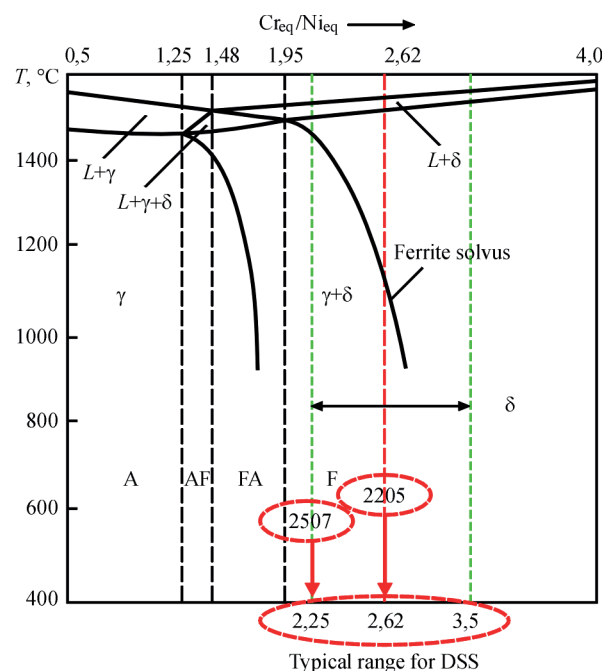


Рис. 1. Псевдобінарна (Fe–Cr–Ni) діаграма, побудована за допомогою еквівалентного співвідношення  $Cr_{крб.}/Ni_{крб.}$  [1]

в зону термічного впливу (ЗТВ) дуже трудомістка і пов'язана з великими труднощами, особливо при реєстрації ТЦЗ в металі шва. Найчастіше термопарні розміщують в ЗТВ зварного з'єднання. Є публікації, де здійснено реєстрація ТЦЗ безпосередньо в металі шва. Розроблена нова методика, при якій використовується комбінація термопар, поміщених в ванну розплаву металу шва і одночасно поміщених зі зворотної сторони шва через просвердлені отвори [2, 3]. Дана методика була застосована та удосконалена для отримання даних про швидкості охолодження металу шва при зварюванні багат шарових зварних з'єднань супердуплексної сталі 2507 [4].

Нещодавно представлений новий метод термообробки, при якому стаціонарна дуга TIG впливає на зразок у формі диску. Цей метод дозволяє охопити увесь діапазон температур від кімнатної до температури ліквідусу в одному зразку, тим самим значно скорочуючи кількість необхідних зразків для отримання мікроструктур, які відповідають певним температурам [5].

Відома методика застосування приладів різних модифікацій типу Gleeble, за допомогою якої моделюють ряд мікроструктур, необхідних для проведення досліджень.

В роботі [6] проведено моделювання мікроструктур із застосуванням приладу Gleeble для оцінки впливу часу охолодження і легуючих елементів на мікроструктуру ЗТВ дуплексної нержавіючої сталі. Крім того, було проведено зварювання сталі під флюсом для порівняння мікроструктур ЗТВ, які отримані при моделюванні Gleeble і реальному зварюванні. Моделювання мікроструктур на термомеханічному симуляторі Gleeble-1500 проводили відповідно до режиму термообробки. Пікова температура  $T = 1350$  °С, витримка  $\tau = 1$  с і потім час охолодження від температури 800 до 500 °С ( $\Delta\tau_{8/5}$ ) становив 5; 20; 60 і 100 с відповідно.

Встановлено, що оптимальний час охолодження ( $\Delta\tau_{8/5}$ ) після зварювання складає від 30 до 60 с для дуплексної нержавіючої сталі з хімічним складом: 0,165 % N–5,5 % Ni–22,3 % Cr–3,2 Мо. Показано, що охолодження в діапазоні температур від 800 до 500 °С впродовж від 30 до 60 с забезпечує вміст аустеніту в ЗТВ не менш ніж 25 %.

На рис. 2 наведено змінення вмісту аустеніту в залежності від часу охолодження і концентрації азоту.

Аналізуючи наведені дані на рис. 2 можна зазначити, що концентрація азоту в більшій мірі впливає на вміст аустеніту, ніж час охолодження  $\Delta\tau_{8/5}$ .

На рис. 3 наведено вміст аустеніту, який визначений в мікроструктурі при моделюванні Gleeble і в мікроструктурі ЗТВ при реальному зварюванні сталей з різним вмістом азоту.

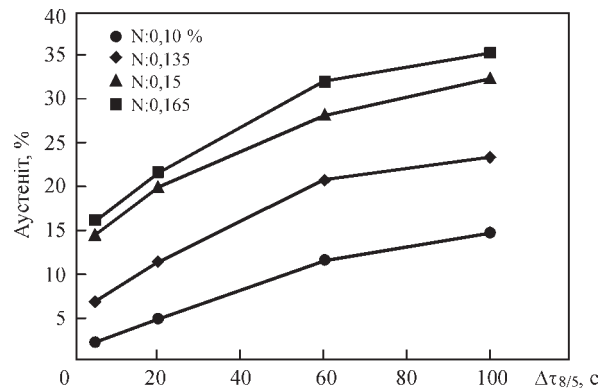


Рис. 2. Змінення вмісту аустеніту в залежності від часу охолодження при різних концентраціях азоту [6]

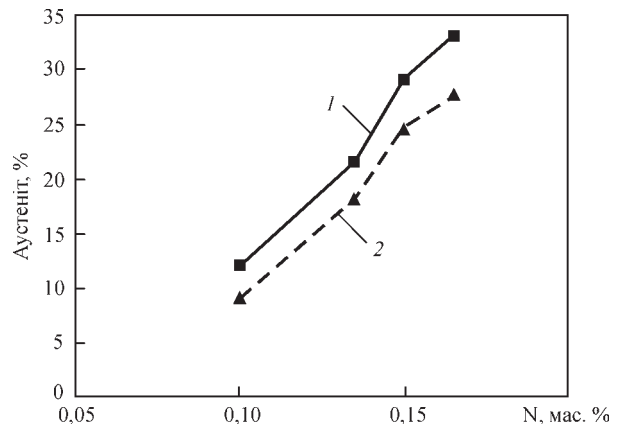


Рис. 3. Порівняння вмісту аустеніту за моделюванням Gleeble (1) і в мікроструктурі ЗТВ при реальному (2) зварюванні вмісту азоту [6]

Відмінність в кількості аустеніту в мікроструктурах, що змодельовані Gleeble та реальних ЗТВ, які отримані при зварюванні, відносно невеликі при однаковому часі охолодження. Таким чином, час охолодження, встановлений за допомогою Gleeble, можна успішно застосовувати в якості орієнтиру при виборі умов зварювання дуплексних сталей.

При дослідженні впливу погонної енергії на еволюцію аустеніту в змодельованій ЗТВ дуплексної сталі 2205 експерименти з моделювання термічного циклу зварювання проводили на термомеханічному тренажері ММС-200 згідно з модельованими термічними циклами зварювання, які відповідають різним погонним енергіям [7]. Значення погонної енергії порівняні з такими, які застосовуються при зварюванні під флюсом. Досліджувалася морфологія виділення аустеніту в мікроструктурі ЗТВ в залежності від погонної енергії і вплив мікроструктури на ударну в'язкість. Термічні цикли були змодельовані відповідно з рівнями погонної енергії. Погонна енергія визначалась математичними моделями за  $\tau_{8/5}$ , де  $\tau_{8/5}$  – час охолодження зразка від 800 до 500 °С. Різні значення  $\tau_{8/5}$  – 6; 20; 50; 100; 300 і 600 с були прийняті для отримання різних значень тепловкладення, які відповідали наступним значенням: 6,2; 11,3; 17,8; 25,2; 43,7 і 61,8 кДж/см. Розрахо-

вані рівні погонної енергії відповідають реальним рівням при зварюванні під флюсом від малої до надвисокої погонної енергії. При визначенні долі аустеніту в мікроструктурі ЗТВ після моделювання прийшли до наступного висновку. Вміст аустеніту менше ніж 20 % відповідає погонній енергії – 0,62 кДж/мм, а співвідношення аустеніт/ферит як 1:1 досягається при збільшенні погонної енергії до 6,18 кДж/мм. Значення ударної в'язкості змінюється і корелюється відповідно з морфологією виділення аустеніту в ЗТВ.

За допомогою системи Gleeble™-1500 було змодельовано ряд мікроструктур, що представляють ті, які досяжні в ЗТВ зварних з'єднань дуплексних сталей [8]. Моделювання відбувалося згідно з термічною процедурою: нагрів зі швидкістю 130 °C/с до досягнення пікової температури  $T = 1300$  °C, витримка при піковій температурі  $\tau = 1$  с та  $\tau = 10$  с, потім охолодження зі швидкістю від 90 до 2,0 °C/с. Тобто, в якості змінної застосовувалася швидкість охолодження від температури 1300 °C. Дані, що отримані в результаті проведених досліджень, дозволяють припустити, що процес зварювання з низьким та середнім тепловкладенням, які забезпечують швидкість охолодження ЗТВ в діапазоні від 20 до 50 °C/с повинні бути найбільш ефективними для забезпечення необхідної ударної в'язкості ЗТВ до –20 °C. Цей діапазон швидкості охолодження забезпечує гарний баланс між розмірами зерна та співвідношенням ферит/аустеніт. Так само визначено, що високі швидкості охолодження сприяють як збереженню фериту, так і більш великому осадженню нітридів.

В роботі [9] дослідження часу охолодження на мікроструктуру і властивості ЗТВ в сталі 2507 проводили за допомогою термомеханічного тренажеру Gleeble™-3800. Швидкість нагріву складала 100 °C/с, а максимальна температура – 1250 °C. Зразки витримували 2 с перед охолодженням. Оскільки діапазон від 800 до 500 °C був найбільш невизначеним температурним діапазоном, а діапазон від 1200 до 800 °C був типовим діапазоном, в якому відбувалося перетворення фериту в аустеніт, було обрано два діапазони  $\tau_{8/5}$  – час охолодження від 800 до 500 °C і  $\tau_{12/8}$  – час охолодження від 1200 до 800 °C для вивчення впливу часу охолодження на мікроструктуру і властивості сталі 2507. Для аналізу і порівняння впливу різних значень  $\tau_{8/5}$  і  $\tau_{12/8}$  на моделювання ЗТВ було обрано три групи параметрів охолодження, як наведено в табл. 1.

По мірі збільшення  $\tau_{12/8}$  і  $\tau_{8/5}$  вміст фериту зменшувався, а вміст аустеніту збільшувався, але  $\tau_{12/8}$  був більш важливим параметром охолодження, який впливає на кінцеву мікроструктуру теплового моделювання ЗТВ 2507 SDSS. При вмісті фериту біля 50 %  $\tau_{8/5}$  склало 100 с, тоді як  $\tau_{12/8}$  лише 37 с.

Таблиця 1. Параметри охолодження в температурних інтервалах

Найменування груп	Час охолодження в температурних інтервалах, с	
	$\tau_{8/5}$	$\tau_{12/8}$
1	20; 50; 100; 300	7; 18; 37; 120
2	7; 20; 50; 100	7; 7; 7; 7
3	20; 20; 20	7; 18; 37

Ударна в'язкість ЗТВ збільшувалася зі збільшенням  $\tau_{12/8}$ , так само стійкість до точкової корозії в ЗТВ при зварюванні збільшується зі збільшенням  $\tau_{12/8}$  і  $\tau_{8/5}$ , але вплив  $\tau_{12/8}$  був особливо очевидним. Найбільш оптимальні властивості забезпечувалися, коли  $\tau_{12/8}$  складало від 18 до 37 с ( $\tau_{8/5} = 20$  с).

В роботі [6] в якості змінного критерію було обрано час охолодження в діапазоні температур від 800 до 500 °C,  $\tau_{8/5}$ . В роботі [7] так само було обрано  $\tau_{8/5}$ , потім, згідно математичним моделям, перераховано на відповідні значення погонної енергії. Змінним параметром в роботі [8] обрано швидкість охолодження від температури 1300 °C. Автори роботи [9] так само досліджували час охолодження в двох діапазонах температур, а саме  $\tau_{12/8}$  і  $\tau_{8/5}$ .

В літературі не зустрічаються результати широкіх досліджень по мокрому підводному зварюванню дуплексних сталей та властивостям одержаних з'єднань.

В результаті аналізу досліджень [6–9] по застосуванню термомеханічних тренажерів типу Gleeble для вивчення впливу різних критеріїв на мікроструктуру та фазовий баланс ЗТВ дуплексних сталей, які в свою чергу впливають на основні технологічні властивості дуплексних сталей, як то механічні властивості та корозійну стійкість можна зазначити, що майже всі дослідження стосуються параметрів, які притаманні зварюванню на повітрі з застосуванням різних технологій. Крім того, в жодній роботі не було використано для моделювання ЗТВ реальний термічний цикл при мокрому підводному зварюванні дуплексних сталей.

Тому метою цього дослідження було визначення та вивчення впливу швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад ЗТВ дуплексних сталей, яка змодельована методом Gleeble, із застосуванням реальних термічних циклів зварювання, що відповідають мокрому підводному зварюванню порівняно зі зварюванням на повітрі.

**Методологія та методи дослідження.** Для вивчення впливу швидкості охолодження на мікроструктуру і фазовий склад ЗТВ дуплексної сталі 2205 під дією термічного циклу при мокрому підводному зварюванні порівняно зі зварюванням на повітрі скористалися комплексом Gleeble-3800 [10]. З його допомогою було виконано моделюван-



Таблиця 2. Хімічний склад сталі 2205 (сертифікатні дані)

Номер за стандартом EN	Позначення за стандартом EN	Марка сталі	Вміст елементів, мас. %								
			C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	N
1,4462	X2CrNiMoN 22-5-3	2205	0,018	1,936	0,03	0,0008	0,303	4,931	22,146	2,557	0,1515

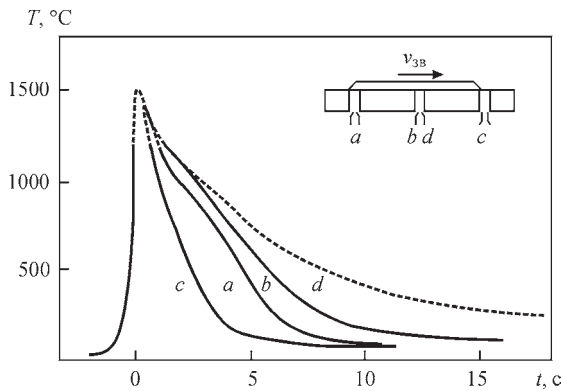


Рис. 4. Вплив середовища на характер термічного циклу зварювання в різних ділянках шва [11]: *a* – початок шва, зразок № 3 (вода); *b* – середина шва, зразок № 2 (вода); *c* – кратер шва, зразок № 4 (вода); *d* – середина шва, зразок № 1 (повітря)

ня ряду мікроструктур, які відповідають тим, що утворюються в ЗТВ під впливом термічного циклу зварювання. Хімічний склад досліджуваної сталі наведено в табл. 2.

Для моделювання термічних циклів, які притаманні тим, що є при мокрому підводному зварюванні та зварюванні на повітрі, скористалися кривими, отриманими експериментальним шляхом із застосуванням термопар (рис. 4) [11].

В табл. 3 наведено значення швидкостей охолодження і час знаходження зразків в різних температурних діапазонах при моделюванні ТЦЗ, які відповідають тим, що представлені на рис. 4.

Числові значення параметрів отримані в результаті диференціювання кривих ТЦЗ. Моделювання ЗТВ здійснювали згідно з термічною процедурою: нагрів проводили зі швидкістю 100 °C/с до температури  $T = 1300$  °C, витримка при піковій температурі  $\tau = 2$  с, при охолодженні зразків моделювали ТЦЗ, які наведено на рис. 4 та згідно з даними, що представлені в табл. 3.

Для вивчення впливу швидкостей охолодження та часу охолодження на мікроструктуру та фазовий склад ЗТВ було обрано два діапазони швидкості охолодження  $W_{13/8}$  та  $W_{8/5}$ , які відповідають високотемпературній зоні термічного впливу ВЗТВ і низькотемпературній НЗТВ. Так само це стосується і часу охолодження у відповідних ді-

апазонах,  $\tau_{13/8}$  та  $\tau_{8/5}$ . Діапазон температур 1200 (1300)...800 °C, в залежності від хімічного складу металу є типовим діапазоном, в якому в найбільшій мірі відбувається перетворення фериту в аустеніт при охолодженні. Діапазон температур 800...500 °C був обраний для аналізу і порівняння впливу різних діапазонів на мікроструктуру ЗТВ при моделюванні.

Якщо проаналізувати значення параметрів ТЦЗ, що наведені в табл. 3, а саме, час знаходження в температурному інтервалі  $\tau_{13/8}$ , для різних ділянок шва при мокрому підводному зварюванні, тобто: середина шва – 6,12 с; початок шва – 2,94 с; кратер шва – 1,56 с, то він складає менш ніж 10 с. Тобто, жодне значення не відповідає концепції, згідно якої рекомендується проводити охолодження зварного з'єднання в температурному інтервалі 1200...800 °C протягом 10 с для досягнення оптимальної мікроструктури та властивостей зварюваного металу [12].

Після термічного моделювання вирізали зразки таким чином, щоб охопити всі зони мікроструктур, які утворилися після моделювання ТЦЗ. Подальші дослідження проводили із застосуванням оптичної мікроскопії (ОМ), а також аналітичної растрової електронної мікроскопії (СЕМ). Вміст аустеніту і фериту в змодельованих зразках ЗТВ визначали з застосуванням програмного забезпечення для аналізу зображень MIPAR.

Для виявлення мікроструктури проводили електролітичне травлення в 10%-му розчині сірчано-кислого амонію при напрузі 15 В впродовж від 20 до 40 с.

Оптичну металографію проводили на мікроскопах Versamet-2 (США) та Neophot-32 (Німеччина). Мікротвердість вимірювали на приборі M400 «Лесо».

**Результати та обговорення. Аналіз мікроструктур ЗТВ.**

На рис. 5 та рис. 6 наведено мікроструктури в різних ділянках ЗТВ, змодельованій при різних швидкостях охолодження.

При аналізі мікроструктур, які наведені на рис. 5 і рис. 6, слід відмітити, що спостерігається зміна форми аустенітних зерен, зменшуєть-

Таблиця 3. Числові значення параметрів ТЦЗ

Номер зразків	Діапазон температури, °C; швидкість охолодження $W_{охол.}$ , °C/с; час охолодження $\tau$ , с			
	1300...800		800...500	
	$W_{13/8}$	$\tau_{13/8}$	$W_{8/5}$	$\tau_{8/5}$
1 – повітря (середина шва)	8,21	60,88	5,02	59,78
2 – вода (середина шва)	81,70	6,12	50,34	5,96
3 – вода (початок шва)	165,85	2,94	100,00	3,00
4 – вода (кратер)	320,51	1,56	161,29	1,86

ся розмір зерен аустеніту та фериту у середньому в 1,5 рази, особливо у високотемпературній зоні термічного впливу ( $T = 1300 \dots 800 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Так само змінюється морфологія виділення аустеніту. Під час охолодження зернограничний аустеніт (GBA) починає формуватися на границях зерен  $\delta$ -фериту, а потім голчастий (відманштетовий) аустеніт (WA) зароджується вздовж границь зерен  $\delta$ -фериту і зростає в середині зерна. На додаток до зернограничного аустеніту і голчастого (відманштетового) аустеніту, якщо для дифузії достатньо часу (в залежності від швидкості охолодження)

може зародитися і зростати в середині зерен  $\delta$ -фериту внутрішньозеренний аустеніт (IGA). Оскільки GBA і WA потребують менше переохолодження (яке контролюється швидкістю охолодження), для зародження і росту порівняно з IGA, у них більше часу для зростання, і таким чином, вони домінують в кінцевій мікроструктурі, особливо при невеликій швидкості охолодження.

В цілому мікроструктура в ЗТВ дуплексної нержавіючої сталі змінюється наступним чином: при нагріві аустеніт перетворюється в фе-

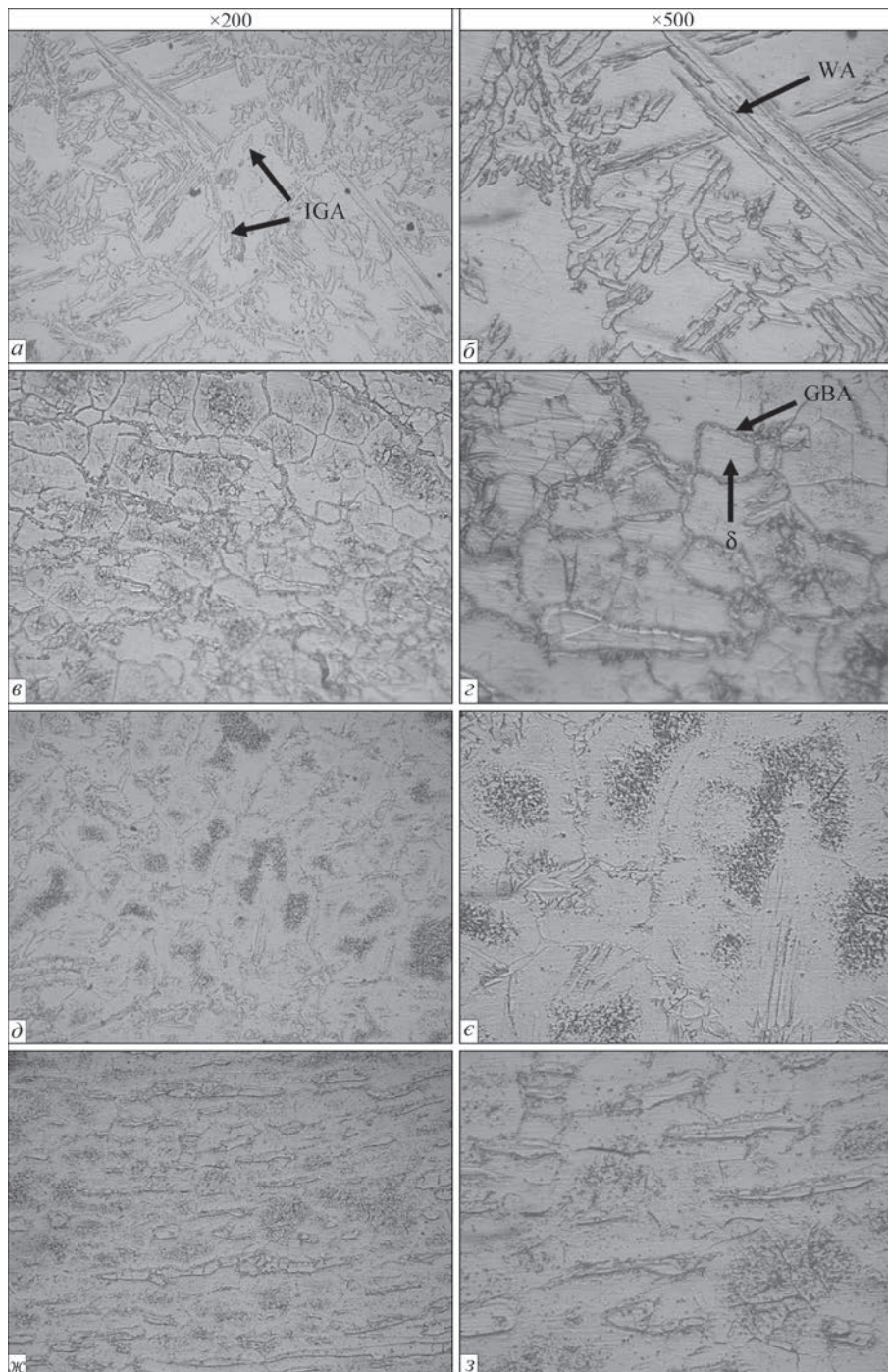


Рис. 5. Мікроструктури високотемпературної ЗТВ, змодельованої з різною швидкістю охолодження в діапазоні температур  $T = 1300 \dots 800 \text{ }^\circ\text{C}$ : а, б – зразок № 1, повітря,  $W_{13/8} = 8,21 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ; в, в – зразок № 2, вода – середина шва,  $W_{13/8} = 81,70 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ; д, е – зразок № 3, вода – початок шва,  $W_{13/8} = 165,85 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ; ж, з – зразок № 4, вода – кратер шва  $W_{13/8} = 320,51 \text{ }^\circ\text{C/c}$



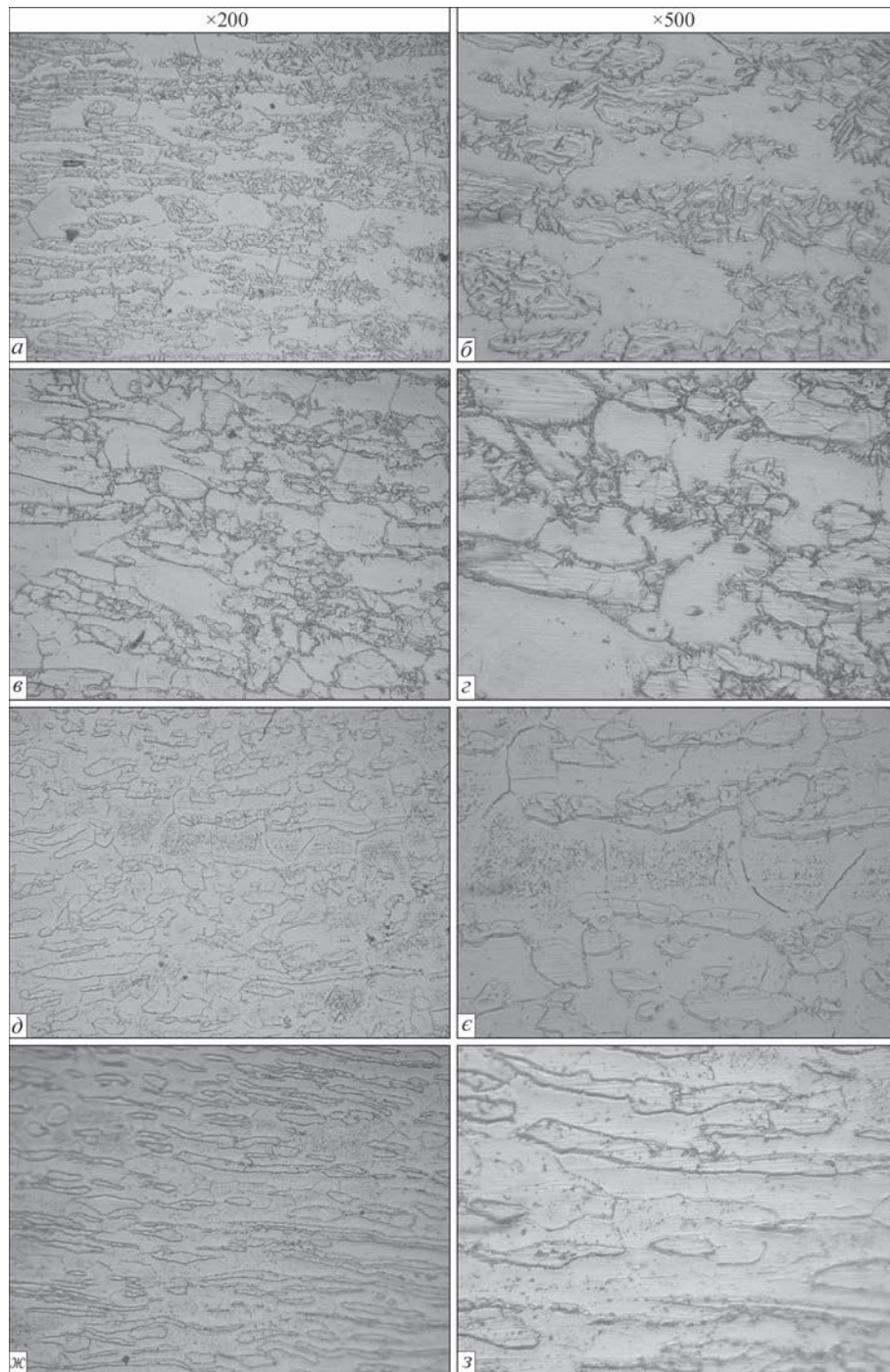


Рис. 6. Мікроструктури низькотемпературної ЗТВ, змодельованої з різною швидкістю охолодження в діапазоні температур  $T = 800 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$ : а, б – зразок № 1, повітря,  $W_{8/5} = 5,02 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ; б, з – зразок № 2, вода – середина шва,  $W_{8/5} = 50,34 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ; д, е – зразок № 3, вода – початок шва,  $W_{8/5} = 100,00 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ; ж, з – зразок № 4, вода – кратер шва,  $W_{8/5} = 161,29 \text{ }^\circ\text{C/s}$

рит, а зерна фериту ростуть при нагріві до пікової температури  $T = 1300 \dots 1350 \text{ }^\circ\text{C}$  (в залежності від хімічного складу металу). Ця температура відповідає однофазній області фериту (рис. 1) [1]. При наступному охолодженні при пониженні температури ферит втрачає свою стабільність і перетворюється в аустеніт в діапазоні температур  $T = 1300 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$ , який відповідає двофазній області аустеніту та фериту. Кінцевий фазовий склад мікроструктури ЗТВ є результатом після цих двох процесів, а саме, нагріву, а потім

охолодження. Саме від стадії охолодження, яка характеризується термічним циклом зварювання, в основному залежить кінцева мікроструктура ЗТВ. При швидкості охолодження  $W_{13/8} = 8,21 \text{ }^\circ\text{C/s}$  спостерігається наявність всіх різновидів аустеніту, велика кількість зернограничного аустеніту, майже по всім границям зерен, також внутрішньозеренний аустеніт, та голчастий (стовпчастий), тобто відманштетовий аустеніт. Виділення надлишкових дрібних фаз не виявлено. При збільшенні швидкості охолодження з  $W_{13/8} = 81,70$  до

Таблиця 4. Розмір зерен фериту в структурі металу ЗТВ в залежності від швидкості охолодження

Найменування зон	Інтервал температур, °C	Швидкість охолодження $W_{13/8}$ , °C/c			
		8,21	81,70	165,85	320,51
		Розмір зерен $h \times l$ , мкм			
I – зона великого зерна	1300...800 ВЗТВ	100...350×150...450	60...130×100...400	125...250×150...300	80...230×120...300
II – зона нормалізації	1100...800 ВЗТВ	50...150×100...160	50...100×100...200	50...155×100...200	50...150×100...200

320,51 °C/c морфологія виділення аустеніту змінюється. Вже не спостерігається виділення відманштетового аустеніту і зменшується кількість внутрішньозеренного аустеніту. При менших швидкостях охолодження крім нього присутній зернограничний аустеніт, а при швидкості охолодження  $W_{13/8} = 320,51$  °C/c в мікроструктурі присутній практично тільки зернограничний аустеніт. Зі збільшенням швидкості охолодження від  $W_{13/8} = 8,21$  до  $W_{13/8} = 320,51$  °C/c спостерігається виділення надлишкової дрібної фази, переважно в великих зернах фериту, а також іноді на границях зерен аустеніту і фериту.

При вимірюванні мікротвердості при швидкості охолодження  $W_{13/8} = 8,21$  °C/c найбільше значення має аустеніт в ВЗТВ, як голчастий (відманштетовий) аустеніт, так і зернограничний,  $HV = 3300...5150$  МПа. Зменшення мікротвердості аустеніту відбувається зі збільшенням швидкості охолодження від  $W_{13/8} = 8,21$  до  $W_{13/8} = 320,51$  °C/c, як в ВЗТВ ( $T = 1300...800$  °C) так і в НЗТВ ( $T = 800...500$  °C) і знаходиться в діапазоні  $HV = 3360...4390$  МПа. Мікротвердість аустеніту в ОМ становить, в основному,  $HV = 2970...3090$  МПа, іноді досягає  $HV = 3300...3570$  МПа. Така зміна мікротвердості аустеніту може свідчити про те, що основним елементом, який впливає на мікротвердість аустеніту, є азот. Від його вмісту в ґратці аустеніту залежить мікротвердість. Мікротвердість фериту при всіх швидкостях охолодження від  $W_{13/8} = 8,21$  °C/c до  $W_{13/8} = 320,51$  °C/c, як в ВЗТВ ( $T = 1300...800$  °C) так і в НЗТВ ( $T = 800...500$  °C) майже однакова і дорівнює  $HV = 2300...2900$  МПа. Мікротвердість фериту в основному металі майже однакова  $HV = 2300...2570$  МПа, іноді досягає  $HV = 2970$  МПа, тобто мікротвердість фериту залишається незмінною як в ЗТВ, так і в основному металі.

В табл. 4 наведено розмір зерен фериту в змодельованій ЗТВ.

При всіх швидкостях охолодження спостерігається подрібнення зерен фериту в II температурній зоні порівняно з I зоною. При швидкості охолодження  $W_{13/8} = 320,51$  °C/c розмір феритних зерен в ВЗТВ найменший і дорівнює 80...230×120...300 мкм (I зона), та 50...150×100...200 мкм (II зона) (табл. 4).

Ці дані ще раз підтверджують, що час знаходження в температурному інтервалі фазових пе-

ретворень не є єдиним чинником, який впливає на повноту фазових перетворень, а так само залежить від розміру зерен фериту, тобто від дифузії як феритоутворюючих, так і аустенітоутворюючих елементів – азоту, нікелю, марганцю, і в першу чергу від коефіцієнту дифузії азоту, оскільки він більший порівняно з іншими елементами – нікелем, марганцем, хромом та молібденом.

#### Фазовий склад ЗТВ.

На рис. 7 наведено зміни об'ємних часток фазових складових, фериту, аустеніту та надлишкової фази (імовірно виділення нітридів хрому  $Cr_2N$ ) в залежності від швидкості охолодження в змодельованій ЗТВ дуплексної сталі в діапазоні температур  $T = 1300...800$  °C, які визначено з застосуванням програмного забезпечення для аналізу зображень MIPAR.

На рис. 8 наведено мікроструктури змодельованій ЗТВ з різною швидкістю охолодження, що відповідають діапазону температур  $T = 1300...800$  °C, які були використані для визначення фазового складу з застосуванням програмного забезпечення MIPAR.

В табл. 5 наведено значення об'ємних часток фазових складових ЗТВ змодельованій з різною швидкістю охолодження, в діапазоні температур  $T = 1300...800$  °C, які визначені з застосуванням програмного забезпечення MIPAR.

Якщо порівняти фазовий склад мікроструктур при різних швидкостях охолодження в високотемпературному діапазоні ВЗТВ ( $T = 1300...800$  °C), то при збільшенні швидкості охолодження від  $W_{13/8} = 8,21$  до 320,51 °C/c вміст аустеніту зменшується більш ніж в 2 рази, а вміст фериту навпаки збільшується в 1,2 рази.

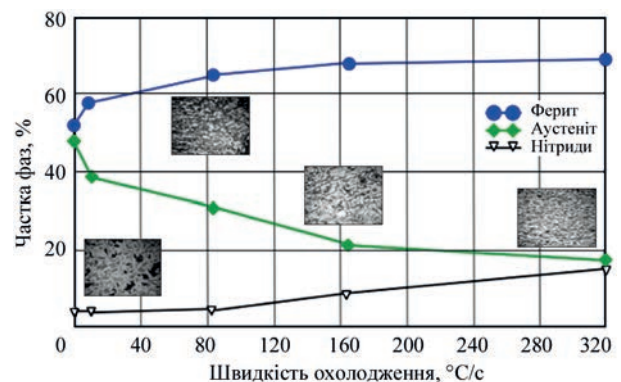


Рис. 7. Фазовий склад ЗТВ дуплексної сталі в залежності від швидкості охолодження в діапазоні температур 1200 (1300)...800 °C



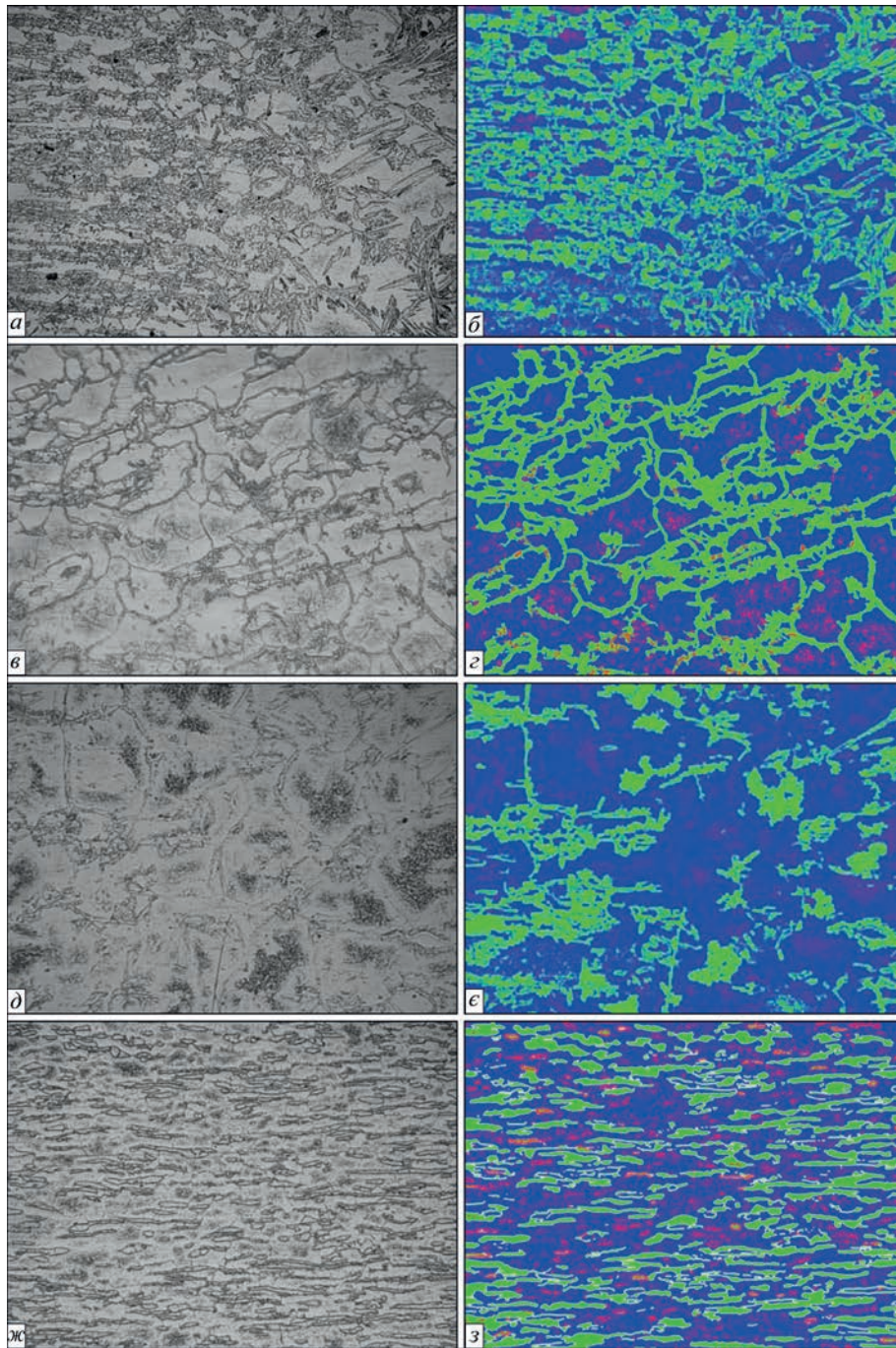


Рис. 8. Мікроструктури ( $\times 100$ ) змодельованої ЗТВ з різною швидкістю охолодження, які оброблені з застосуванням програмного забезпечення MIPAR: *а, б* – зразок № 1, повітря,  $W_{13/8} = 8,21$  °C/c; *в, з* – зразок № 2, вода – середина шва,  $W_{13/8} = 81,70$  °C/c; *д, е* – зразок № 3, вода – початок шва,  $W_{13/8} = 165,85$  °C/c; *ж, з* – зразок № 4, вода – кратер шва,  $W_{13/8} = 320,51$  °C/c. Матриця – ферит; зерно – аустеніт; маленькі вкраплення – нітриди

Дані, наведені в табл. 5, свідчать про те, що перетворення фериту в аустеніт відбувається практично в повній мірі в ВЗТВ в I та II зонах в температурному інтервалі  $T = 1300 \dots 800$  °C, а повнота перетворення залежить від часу знаходження в даному інтервалі та від розміру феритних зерен. В той же час морфологія виділення аустеніту в більшій мірі залежить від часу знаходження в даному температурному інтервалі. При швидкості охолодження  $W_{13/8} = 8,21$  °C/c час знаходження в температурному інтервалі  $T = 1300 \dots 800$  °C

Таблиця 5. Фазовий склад ЗТВ, змодельованої з різною швидкістю охолодження в діапазоні температур  $T = 1300 \dots 800$  °C

Швидкість охолодження ЗТВ, °C/c	Частка фаз, %		
	$\delta$ , ферит	$\gamma$ , аустеніт	Надлишкова фаза (дрібна)
Основний метал	52,000	48,000	–
8,21	57,499	38,674	3,236
81,70	64,644	30,268	3,746
165,85	67,696	20,965	8,606
320,51	68,848	17,733	13,437



складає 60,88 с, в мікроструктурі спостерігається наявність всіх видів аустеніту – зернограничного, відманштетового та внутрішньозеренного. Виділення надлишкових фаз не спостерігається. При збільшенні швидкості охолодження до  $W_{13/8} = 320,51$  °C/с морфологія виділення аустеніту змінюється, вже не спостерігається виділення голчастого (відманштетового) аустеніту і зменшується кількість внутрішньозеренного аустеніту. При всіх швидкостях охолодження присутні зернограничний аустеніт, а при швидкості охолодження  $W_{13/8} = 320,51$  °C/с в мікроструктурі присутні практично тільки зернограничний аустеніт. Зі збільшенням швидкості охолодження від  $W_{13/8} = 81,70$  до  $320,51$  °C/с спостерігається виділення дрібних надлишкових фаз переважно в великих зернах фериту, а також іноді на границях зерен аустеніту і фериту.

Аналіз хімічних елементів у високотемпературній зоні термічного впливу ( $T = 1300 \dots 800$  °C) виявив виділення надлишкових фаз з підвищеним вмістом хрому як в аустеніті, так і фериті. Це пояснюється тим, що при високій швидкості охолодження перетворення фериту в аустеніт не відбувається в повній мірі, кількість виділення аустеніту зменшується і в феритних зернах спостерігається виділення надлишкової фази з більшим вмістом хрому (імовірно  $Cr_2N$ ). При швидкості охолодження  $W_{13/8} = 320,51$  °C/с в І зоні ( $T = 1300 \dots 800$  °C) в зернах фериту за допомогою скануючого мікроскопу (СЕМ) виявлені виділення стрижневого типу довжиною до 10 мкм з вмістом хрому в кількості 23,2...24,14 %. Нітриди хрому  $Cr_2N$ , що виявлені в роботі [13], так само мають стрижнеподібний вигляд. Це вказує на те, що це є імовірно нітриди хрому  $Cr_2N$ , так як в основному металі міститься азоту в кількості 0,1515 %, а вміст вуглецю нижче ніж 0,02 % (0,018 %). Оскільки процес перетворення фериту в аустеніт є дифузійним процесом, то від коефіцієнтів дифузії феритоутворюючих елементів та аустенітоутворюючих елементів, в першу чергу азоту, залежить повнота перетворення фериту в аустеніт, тобто кінцевий фазовий склад мікроструктури ЗТВ (табл. 5, рис. 7).

Отримані дані можуть свідчити про те, що повнота фазових перетворень залежить не тільки від швидкості охолодження та часу знаходження в температурному інтервалі, де відбувається перетворення фериту в аустеніт, а також від розміру зерен фериту.

## Висновки

1. Досліджено вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад в змодельованій з застосуванням Gleeble -3800 ЗТВ дуплексної

сталі 2205. Змодельовані мікроструктури зі швидкостями охолодження від  $W_{13/8} = 8,21$  до  $320,51$  °C/с, а також від  $W_{8/5} = 5,02$  до  $161,29$  °C/с показали зміну фазового складу аустеніту та фериту. В найбільшій мірі зміна об'ємних часток фаз відбувається при швидкостях охолодження  $W_{13/8}$  – від 81,70 до  $320,51$  °C/с, які відповідають швидкостям охолодження при мокрому підводному зварюванні у високотемпературній зоні термічного впливу.

2. При збільшенні швидкості охолодження  $W_{13/8}$  – від 8,21 до  $320,51$  °C/с відбувається зменшення об'ємної частки аустеніту в 2,18 рази (від 38,67 до 17,73 %), вміст об'ємної частки фериту навпаки збільшується в 1,2 рази (від 57,41 до 68,85 %).

3. Вміст аустеніту при швидкостях охолодження  $W_{13/8}$  – від 81,70 до  $320,51$  °C/с, які відповідають швидкостям охолодження при мокрому підводному зварюванні, зменшується від 30,27 до 17,73 %. Основну частку складає зернограничний та внутрішньозеренний аустеніт. При швидкостях охолодження  $W_{13/8} = 8,21$  та  $5,02$  °C/с, які притаманні зварюванню на повітрі, спостерігаються усі види аустеніту: зернограничний, голчастий (відманштетовий) аустеніт та внутрішньозеренний.

4. Фазове перетворення фериту в аустеніт відбувається практично у високотемпературній зоні термічного впливу, у діапазоні температур  $T = 1300 \dots 800$  °C.

5. Повнота фазового перетворення фериту в аустеніт залежить від швидкості охолодження, тобто часу знаходження в даному інтервалі температур, і так само від розміру зерен фериту.

6. Кількість виділення надлишкової фази (імовірно нітридів хрому  $Cr_2N$ ) знаходиться в прямо пропорційній залежності від швидкості охолодження, а також залежить від кількості аустенітної складової. Зі збільшенням швидкості охолодження кількість виділення нітридів хрому збільшується від 3,24 до 13,44 %, тобто майже в чотири рази.

7. Зі збільшенням швидкості охолодження спостерігається зменшення розміру зерен фериту.

8. Кількість феритної складової зі збільшенням швидкості охолодження збільшується, але не є критичною і складає 68,85 %, тобто не досягає 70 %, що дозволяється рекомендаціями та стандартами. Незважаючи на те, що швидкість охолодження при мокрому підводному зварюванні на порядок більш, ніж при зварюванні на повітрі, завдяки подрібненню мікроструктури критичного збільшення частки фериту не спостерігається.

9. Отримані дані можуть бути застосовані при виборі режимів і типу легування металу шва при мокрому підводному зварюванні.

10. Рекомендації по діапазону значень погонної енергії зварювання  $Q = 0,5 \dots 2,5$  кДж/мм для сталі

2205, які розроблені для зварювання на повітрі і які сприяють отриманню збалансованого фазового складу ЗТВ дулексної нержавіючої сталі 2205 мають підлягати коригуванню при мокрому підводному зварюванні.

11. Результати досліджень по впливу швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад ЗТВ, змодельованою методом Gleeble-3800 дулексної сталі (DSS 2205), відповідають тільки тим ТЦЗ і тільки тому хімічному складу основного металу, які застосовані в даному дослідженні.

### Список літератури/References

1. Verma, I., Taiwade, R., 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.
2. Bermejo, V.M.A., Hurtig, K., Hosseini, V.A. et al. (2016) Monitoring thermal cycles in multi-pass welding. In *Proceedings of the 7<sup>th</sup> International Swedish Production Symposium (SPS-16)*, Lund, Sweden, 25–27 October.
3. Bermejo, V.M.A., Hurtig, K., Karlsson, L., Svensson, L.E. (2017) A step forward in understanding superduplex multi-pass welds by monitoring thermal cycles. In *Proceedings of the 70<sup>th</sup> IIW Annual Assembly, Shnghai, China, 28 June*.
4. 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*. <http://www.researchgate.net/publication/331715232>.
5. Hosseini, V.A., Karlsson, L., Engelberg, D., Wessman, S. (2018) Time-temperature – precipitation and property diagrams for super duplex stainless steel weld metals. *Weld. World*, 62, 517–533.
6. Hsienh, R.-J., Liou, H.-Y., Pan, Y.-Ts. (2001) Effects of Cooling Time and Alloying Elements on the Microstructure of the Gleeble-Simulated Heat-Affected Zone of 22% Cr Duplex Stainless Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 10(5), 526–536.
7. Wu, T.-h., Wang, J.-j., Li, H.-b et al. (2018) *Effect of heat input on austenite microstructural evolution of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel*. <https://doi.org/10.1007/s42243-018-0134-z>.
8. Lippold, J.C., Varol, I., Baeslack, W.A. (1994) The Influence of Composition and Microstructure on the HAZ Toughness of Duplex Stainless Steels at –20 °C. *Welding Research Supplement 1*, 75–79.
9. Zhou, Y., Zou, D., Li, K. et al. (2018) Effect of Cooling Time on Microstructure and Properties of 2507 Super Duplex Stainless Steel Welding Heat-Affect Zone. *Materials Science Forum* ISSN: 1662-9752, 940, 5358. Trans Tech Publications, Switzerland.
10. Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю (2008). Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей. *Автоматическая сварка*, 3, 31–33.
11. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A., Orlovsky, V.Yu (2008). Modern transformation modeling capabilities austenite in welds of low-alloy steels. *Автоматич. Сварка*, 3, 31–33 [in Russian].
12. Hasui, A., Suga, Y. (1980) On cooling of Underwater Welds. *Trans. of the Japan welding Society. (IWS)*. Bol. 11, 1. April.
13. Geipl, H. (1989) MAGM-Schweissen von Rorrosionsbeständigen Duplex-Stählen 22Cr5(9)Ni3Mo. Entfluss von schutzgas- und werfahrenvarianten. Linde – Sonderdruck. №146, Hällriegels – kreuth.
14. Hu, Y., Shi, Y., Shen, X., Wang, Zh. (2017) Microstructure, Pitting Corrosion Resistance and Impact Toughness of Duplex Stainless Steel Underwater Dry Hyperbaric Flux-Cored Arc Welds. *Materials*, 10, 1443, [www.mdpi.com/journal/materials](http://www.mdpi.com/journal/materials).

## INFLUENCE OF COOLING RATE ON MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF HAZ OF DUPLEX (DSS) 2205 STEEL IN WET UNDERWATER WELDING

S.Yu. Maksymov, G.V. Fadeeva, V.A. Kostin, A.A. Radzievskaya, D.V. Vasilyev

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych str., Kyiv, 03150, Ukraine.  
E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

The article shows the results of the analysis of changes in the microstructure and volumetric particles of phase components of HAZ metal in modelling with the use of the Gleeble-3800 device of welding thermal cycles, which are inherent in wet underwater welding and welding in air. The value of cooling rate of different areas of weld metal in wet underwater welding and welding in air was determined. It is shown that as a result of cooling impact of water environment, the cooling rate in wet underwater welding is almost by an order higher than that of welding in air ( $W_{13/8} = 8.21$  °C/c – air, in the middle of the weld, and in wet underwater welding it is accordingly  $W_{13/8} = 81.70$  °C/c in the middle of the weld,  $W_{13/8} = 165.85$  °C/c at the beginning of the weld and  $W_{13/8} = 320,51$  °C/c in the weld crater). The change in volumetric particles of phase components of ferrite, austenite and excess phases (chromium Cr<sub>2</sub>N nitride) was determined in the microstructure of HAZ metal depending on the cooling rate. Phase transformations almost completely occur in the high-temperature heat-affected-zone (HHAZ) in the temperature range  $T = 1300...800$  °C. Contribution of low-temperature heat-affected-zone (LHAZ), temperature range  $T = 800...500$  °C on the change in phase components is negligible. The amount of ferritic and austenitic components and especially the morphology of austenite in the microstructure of HHAZ depend on the cooling rate, as well as the amount of precipitation of excess phases (probably chromium Cr<sub>2</sub>N nitrides). Ref. 13, Tabl. 5, Fig. 8.

**Keywords:** duplex steels, wet underwater welding, input energy, cooling rate, phase composition, austenite, ferrite, microstructure in HAZ, HAZ modelling, thermal welding cycle, Gleeble

Надійшла до редакції 06.09.2023



### Збірка тез доповідей науково-технічної конференції «Сучасні напрями розвитку адитивних технологій» 27 листопада 2023, Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона

Зі збіркою тез можна ознайомитись у відкритому доступі за посиланням <http://pwi-scientists.com/ukr/at2023>, або замовити друковану версію в редакції журналу «Автоматичне зварювання».