

ЩОДО ПИТАННЯ ВИЗНАЧЕННЯ КІЛЬКІСНОГО ФАЗОВОГО СКЛАДУ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ДУПЛЕКСНИХ СТАЛЕЙ

Г.В. Фадєєва¹, С.Ю. Максимов¹, Chuanbao Jia², Д.В. Васильєв¹, А.А. Радзієвська¹

¹ЧЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03130, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: maksimov@paton.kiev.ua
²MOE Key Lab for Liquid-Solid Structure Evolution and Materials Processing, Institute of Materials Joining, Shandong University, Jinan 250061

Розглянуто основні способи та методи, що існують на сьогодні для кількісного визначення фазового складу металу зварних з'єднань високолегованих, а також дуплексних нержавячних сталей (DSS). Проаналізовано доцільність застосування того або іншого методу в різних випадках. У статті наведено результати аналізу впливу швидкості охолодження на структуру та фазовий склад металу шва та ЗТВ при зварюванні високолегованих хромонікелевих сталей та дуплексних нержавячних сталей. Показано, що внаслідок впливу високих швидкостей охолодження, як наприклад, при зварюванні у водному середовищі, в металі швів та в наплавленому металі високолегованих сталей, зменшується кількість феритної складової, а в металі швів та ЗТВ дуплексних сталей навпаки – зменшується кількість аустенітної складової. Це залежить від типу кристалізації металу. Наведені дані пояснюють розбіжності у визначенні фазового складу металу шва та наплавленого металу при однаковому легуванні при зварюванні в різних середовищах. Показано основні переваги та недоліки різних способів і методів кількісного визначення фазового складу зварних з'єднань високолегованих і дуплексних сталей. Бібліогр. 28, табл. 6, рис. 7.

Ключові слова: високолеговані хромонікелеві сталі, дуплексні сталі, фазовий склад, аустеніт, ферит, швидкість охолодження, методи кількісного визначення фазового складу

Вступ. Основним завданням при зварюванні високолегованих сталей аустенітного класу, а також дуплексних нержавячних сталей (DSS) є забезпечення умов, які повинні сприяти зменшенню негативного впливу термічного циклу зварювання (ТЦЗ) на мікроструктуру та фазовий склад металу швів і ЗТВ зварних з'єднань.

У залежності від умов зварювання, в першу чергу від швидкості охолодження, в температурному діапазоні фазових перетворень, який майже однаковий як для високолегованих сталей аустенітного класу, так і для дуплексних нержавячних сталей і відповідає діапазону температур $T = 1450 \dots 800$ °C для високолегованих аустенітних сталей та діапазону температур трохи нижче для дуплексних нержавячних сталей $T = 1300 \dots 800$ °C, у залежності від хімічного складу металу утворюється відповідна структура з визначеним складом фазових складових аустеніту та фериту. Саме від мікроструктури та її фазового складу залежать основні як технологічні, так і інші характеристики, такі як механічні властивості та корозійна стійкість, а також стійкість до утворення гарячих тріщин, як наприклад, при зварюванні аустенітних сталей.

Найбільш ефективним способом підвищення стійкості аустенітних швів проти утворення гаря-

чих тріщин є забезпечення в металі швів феритної складової. Отримання швів з аустенітно-феритною структурою з кількістю фериту від 2 до 7...8 % значно підвищує стійкість металу швів проти утворення гарячих кристалізаційних тріщин [1]. Верхня границя вмісту фериту обмежується зазначеною кількістю у випадку експлуатації виробів при температурі вище 300 °C [2]. У ряді випадків з умов забезпечення необхідної корозійної стійкості у високоагресивних неокислювальних середовищах наявність феритної фази ні в металі швів, ні в основному металі не допускається [3]. Для роботи при криогенних температурах зазвичай застосовуються стабільноаустенітні хромонікелеві та хромонікельмолібденові сталі, які містять 17...25 % хрому, 8...25 % нікелю та 3...6 % молібдену. У цих сталях мартенситне перетворення пригнічене і аустенітна структура зберігається аж до найнижчих температур (-196 °C). Це стабільноаустенітні сталі і вміст феритної складової в таких швах і в зварюваному металі також є неприпустимим. Зварні шви повинні мати більший запас аустенітності порівняно з основним металом, тобто співвідношення $Cr_{\text{екв}}/Ni_{\text{екв}}$ повинно бути меншим, ніж співвідношення $Cr_{\text{екв}}/Ni_{\text{екв}}$ основного металу [4].

Фадєєва Г.В. – <https://orcid.org/0009-0003-8142-0110>, Максимов С.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-5788-0753>, Jia Chuanbao – <https://orcid.org/0000-0002-6028-6528>, Васильєв Д.В. – <https://orcid.org/0000-0002-4629-162X>, Радзієвська А.А. – <https://orcid.org/0009-0002-7718-9668>

© Г.В. Фадєєва, С.Ю. Максимов, Chuanbao Jia, Д.В. Васильєв, А.А. Радзієвська, 2024

У дуплексних нержавіючих сталях 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 у структурі металу як 1:1, тобто при вмісті 50 % кожної складової.

Під впливом термічного циклу зварювання внаслідок високих швидкостей нагріву та охолодження, які притаманні різним видам зварювання, вихідний фазовий баланс аустеніт-ферит порушується. Для його збереження існують рекомендації, що відображаються в інструкціях та стандартах із забезпечення вмісту аустенітної та феритної складових у різних ділянках зварного з'єднання в необхідній кількості. Вміст фериту в металі зварного шва і зоні термічного впливу має бути в межах 25...70 %, щоби забезпечити оптимальні механічні властивості та корозійну стійкість [5].

Для різних областей експлуатації зварних з'єднань високолегованих сталей і галузей промисловості існують нормативні документи та стандарти, а також технологічні інструкції зі зварювання, в яких обумовлюється фазовий склад металу шва та ЗТВ для забезпечення необхідних характеристик і корозійної стійкості зварного виробу.

У табл. 1 наведено вимоги до вмісту фериту в зварному з'єднанні дуплексних нержавіючих сталей, що відносяться до нафтогазової промисловості.

Багато досліджень присвячено впливу мікроструктури та співвідношення аустеніт/ферит в дуплексних нержавіючих сталях на механічні властивості та корозійну стійкість зварних з'єднань [8–10].

Корозійна стійкість та механічні властивості зварних з'єднань аустенітних, аустенітно-феритних і дуплексних сталей у різних умовах експлуатації мають свої особливості та залежать від багатьох факторів – хімічного складу, структурної неоднорідності, фазового складу та ін. Визначення кількісного фазового складу структурних складових в металі зварних з'єднань має велике значення для забезпечення основних технологічних властивостей зварних конструкцій.

Таблиця 1. Вміст фериту в зварному з'єднанні згідно зі стандартами

Найменування стандарту	Вміст фериту		
	ОМ	ЗТВ	МШ
API RP 582 (API A 938 C) [6]	30...65	30...65	30...65
NORSOK M630 D45 [7]	35...55	30...70	
Специфікація для нафтогазової промисловості	35...55	< 60...65	< 60

Все вищенаведене свідчить про важливість визначення фазового складу металу швів та ЗТВ при зварюванні високолегованих сталей аустенітного, аустенітно-феритного класів, а також дуплексних нержавіючих сталей феритно-аустенітного класу.

З урахуванням актуальності наведеного матеріалу необхідно проаналізувати основні способи та методи, що існують на сьогодні для визначення фазового складу металу зварних з'єднань високолегованих сталей, а також дуплексних нержавіючих сталей.

Мета цього дослідження – визначення доцільності застосування того або іншого способу та методу для визначення кількісного фазового складу, а також показати на основі експериментальних даних вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад металу зварних з'єднань при зварюванні в різних середовищах; показати основні переваги або недоліки різних способів та методів кількісного визначення фазового складу при зварюванні високолегованих сталей.

Аналіз існуючих методів щодо кількісного визначення фазового складу зварних з'єднань.

Для визначення фазового складу високолегованих сталей різних структурних класів існує декілька основних методів, таких як структурні діаграми Шеффлера, Делонга, WRC-1992 (FN) та Esру діаграма, вимірювання з використанням приладів – феритометрів та феритоскопів (Feritscope), метод ручного підрахунку точок за ASTM E562, рентгеноструктурний аналіз, а також програмне забезпечення для аналізу зображень.

Розглянемо докладніше кожен із названих методів.

Структурні діаграми. Для визначення структури високолегованих зварних швів за їх хімічним складом зазвичай користуються структурними діаграмами, які побудовані в залежності від вмісту елементів, що стабілізують аустеніт і ферит. Для врахування впливу легуючих елементів на структуру та фазовий склад зварних швів по відношенню до нікелю та хрому ввели таке поняття як нікель-еквівалент ($Ni_{екв}$) та хром-еквівалент ($Cr_{екв}$), які враховують вплив інших легуючих елементів по відношенню до нікелю та хрому. За підрахованими значеннями $Ni_{екв}$ та $Cr_{екв}$ на структурних діаграмах визначається фазовий склад металу.

Тип кристалізації металу шва також можна визначити за псевдобінарною діаграмою (Fe–Cr–Ni), побудованою із застосуванням еквівалентного співвідношення $Cr_{екв}/Ni_{екв}$. За цим співвідношенням на псевдобінарній діаграмі (Fe–Cr–Ni) можна отримати важливу інформацію про режим первин-

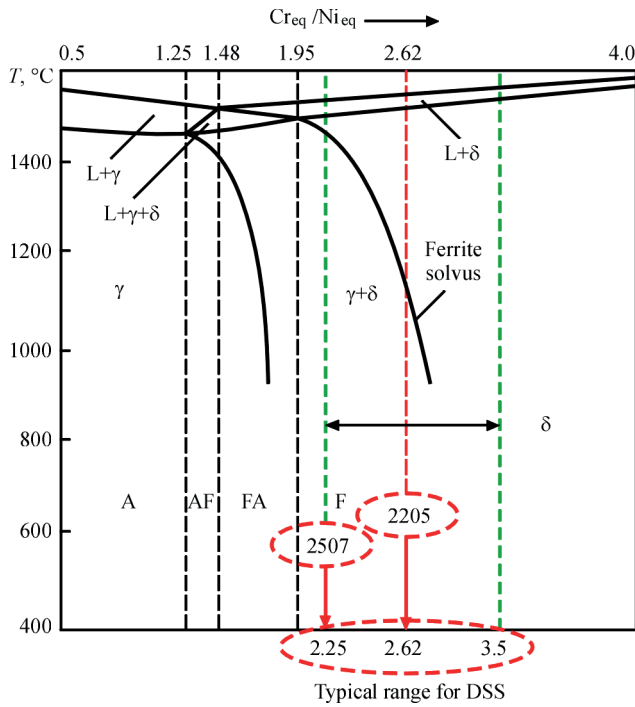


Рис. 1. Псевдобінарна (Fe–Cr–Ni) діаграма, побудована за допомогою еквівалентного співвідношення $Cr_{екв}/Ni_{екв}$ [11]

ного затвердіння, а також фазових перетворень у процесі охолодження.

На рис. 1 наведено псевдобінарну діаграму, побудовану за допомогою еквівалентного співвідношення $Cr_{екв}/Ni_{екв}$ [11].

Згідно зі структурними діаграмами Шеффлера [12], Делонга [13], WRC-92 (FN) [14] та Esry діаграмою [15] можна визначити фазовий склад металу шва. Для визначення $Ni_{екв}$ та $Cr_{екв}$ для діаграм Шеффлера, Делонга, WRC-92 (FN) та Esry існують наступні рівняння:

Діаграма Шеффлера (1949)
 $Cr_{екв} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb$ (1)

$Ni_{екв} = Ni + 30C + 0,5Mn$ (2)

Діаграма Делонга (1973)

$Cr_{екв} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb$ (3)

$Ni_{екв} = Ni + 30C + 30N + 0,5Mn$ (4)

Діаграма WRC-92 (FN)

$Cr_{екв} = Cr + Mo + 0,7Nb$ (5)

$Ni_{екв} = Ni + 35C + 20N + 0,25Cu$ (6)

Діаграма Esry (2005)

$Cr_{екв} = Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb + 5V + 3Al$ (7)

$Ni_{екв} = Ni + 30C + 0,87Mn + 0,33Cu + 30(N - 0,045)$ (8)

Для підрахунку $Cr_{екв}$ та $Ni_{екв}$ крім рівнянь (1–8) існують ще інші рівняння, а саме (9, 10) [16–18].

$Ni_{екв} = Ni + Co + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C$ (9)

$Cr_{екв} = Cr + 1,5Mo + 1,5W + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb + 2,5Al$ (10)

На рис. 2–4 наведено вищезазначені структурні діаграми.

Швидкість охолодження так само впливає на тип кристалізації металу. При її збільшенні розши-

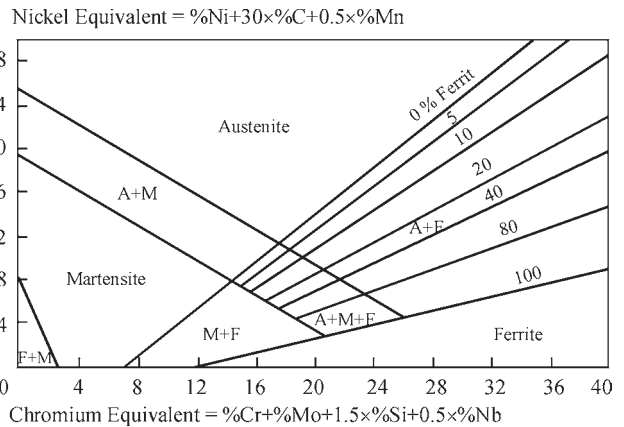


Рис. 2. Структурна діаграма Шеффлера [12]

DeLong diagram

Nickel Equivalent = $\%Ni + 30\%C + 30\%N + 0,5\%Mn$

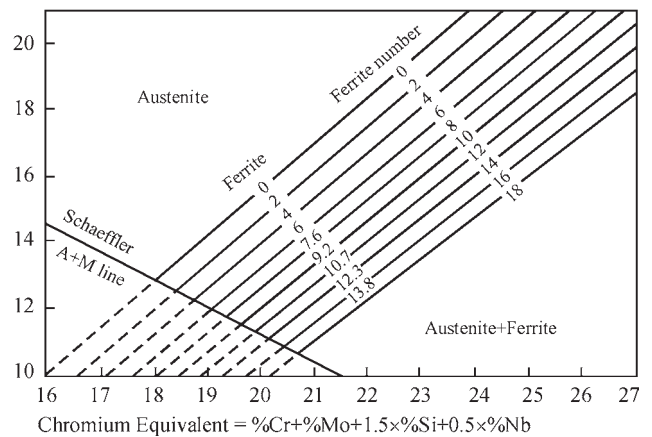


Рис. 3. Структурна діаграма Делонга [13]

Nickel equivalent = $Ni + 35C + 20N + 0,25Cu$ WRC-1992

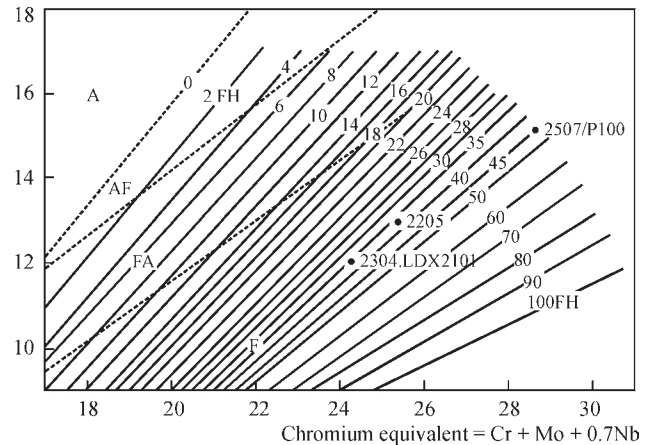


Рис. 4. Структурна діаграма WRC-92 (FN) [14]

рюється аустенітна область при затвердінні аустенітних нержавіжких сталей із надвисокими швидкостями охолодження (рис. 5).

Спочатку на основі експериментальних досліджень була створена діаграма Шеффлера для прогнозування фазового складу металу зварних швів високолегованих сталей різних структурних класів для швидкості охолодження, яка характерна для процесу зварювання [12].

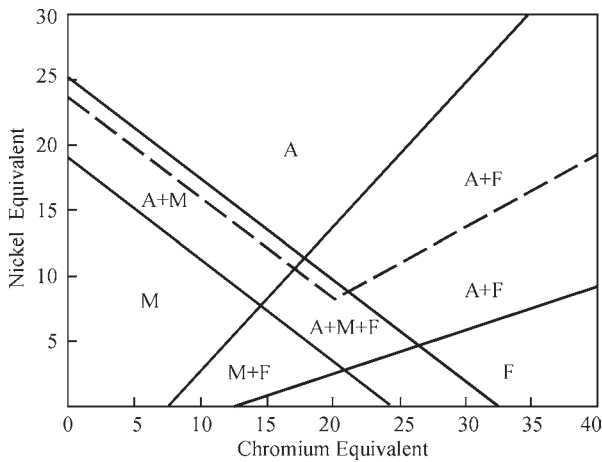


Рис. 5. Модифікована діаграма Шеффлера для швидкості охолодження приблизно 10^6 K/c [19, 20]

З появою азотовмісних сталей Делонгом була врахована присутність азоту в сталі та в метали швів через внесок в еквівалент нікелю [13]. Врахування впливу азоту на аустенітну фазу подібно до вуглецю. Обидва легуючі елементи мають однаковий вплив на підвищення стабільності аустеніту, що визначається коефіцієнтом 30. Ця формула дозволяє точніше оцінити фазовий склад і мікроструктуру сталей, що містять азот в більшій кількості.

Останнім часом була представлена діаграма Esry. Ця діаграма є модифікацією діаграми Шеффлера і, як і діаграма Делонга, враховує вплив азоту та інших легуючих елементів. При цьому $Cr_{екв}$ та $Ni_{екв}$ підраховуються за рівняннями (7) і (8) [15].

Аналізуючи рівняння, що застосовуються для визначення $Cr_{екв}$ та $Ni_{екв}$, можна з'ясувати, що на сьогодні не існує одностайної думки щодо еквівалентного впливу різних аустеніто- та феритоутворюючих елементів. У деяких публікаціях зустрічаються різні коефіцієнти. Так, коефіцієнт феритоутворюючої дії молібдену знаходиться в межах від 1 до 2 [1]. Також зустрічаються різні коефіцієнти впливу аустенітоутворюючої дії азоту – від 18 до 30. Це свідчить про те, що і по сьогодні відзначається удосконалення та уточнення ступеню впливу різних елементів на структуру та фазовий склад металу зварних швів. Це пояснює, що прогнозування фазового складу металу зварних швів із застосуванням структурних діаграм та визначення $Cr_{екв}$ та $Ni_{екв}$ не можуть забезпечити високу точність при використанні цього методу.

Найбільш точна версія для прогнозування металу швів при зварюванні дуплексних сталей (DSS), що рекомендується Радою Дослідження Зварювання (WRC), є діаграма WRC-1992 (FN) [14]. При її використанні структура може бути передбачена з

точністю приблизно ± 4 феритового числа (FN) при розрахунку його рівнів до 18 FN. Діаграма може використовуватись для значень до 100 FN, що є важливим для дуплексних нержавячих сталей.

На структурних діаграмах Делонга та WRC-92 (FN) кількість феритної складової може бути визначена як відсоток вмісту фериту або у вигляді феритового числа FN. Феритове число, як спочатку думали, буде розумним наближенням до «відсотку фериту» в металі зварного шва типу 19-9 або 308, але пізніші дослідження показують, що FN помітно перевищує «відсоток фериту» в металі зварного шва. Прийняття довільної шкали «феритове число» пов'язано із застосуванням вимірювальних приладів та їх калібруванням, які широко застосовуються в іноземних вимірювальних приладах-феритоскопах (Feritscope). Докладніше це питання буде висвітлено в наступному розділі.

Методи визначення мікроструктури та фазового складу металу зварних швів високолегованих сталей різних структурних класів з використанням структурних діаграм Шеффлера, Делонга, WRC-92 (FN) та Esry, а також згідно з псевдобінарною діаграмою (Fe–Cr–Ni) за підрахунком $Cr_{екв}$ та $Ni_{екв}$ та їх співвідношення можуть успішно використовуватись дослідниками та розробниками зварювальних матеріалів для прогнозування при виборі системи легування металу швів, а також для визначення технології зварювання. Для більш точного визначення фазового складу необхідно додатково застосовувати ще інші методи.

Вимірювання з використанням феритометрів та феритоскопів. Вимірювання з використанням феритометрів та феритоскопів відноситься до неруйнівних видів контролю та кількісного визначення фазового складу металу зварних з'єднань. Робота цих приладів ґрунтується на понятті про те, що феритна фаза (α -фаза) та мартенсит деформації (α' -фаза) є феромагнітними, а аустенітна фаза – парамагнітною.

При використанні об'ємного методу зразки стандартного розміру, які вирізають із зони контролю, намагнічуються до стану технічного насичення. Це руйнівний метод. При локальному магнітному контролю матеріал намагнічується лише на невеликій ділянці виробу. Більшість існуючих модифікацій феритометрів, які до цього часу використовуються, засновані саме на локальному принципі вимірювання феритної складової. Локальний метод магнітної феритометрії широко використовуються в неруйнівному методі визначення кількісного фазового складу завдяки його

оперативності та можливості визначення вмісту феритної фази безпосередньо у готовому виробі.

Робота феритоскопів, що застосовуються за кордоном, базується на вимірі сили відриву постійного магніту від поверхні зразка. При цьому вимірюванні застосовується поняття «феритове число» («ferrite number»), або FN.

Недоліком кількісного вимірювання фазового складу із застосуванням феритометрів та феритоскопів є те, що вимірювання можливе тільки в металі зварного шва або основному металі. В ЗТВ зварного з'єднання цими методами виміряти фазовий склад неможливо через її невеликий розмір.

На сьогодні існує сучасний портативний феритоскоп FMP 30 (Feritscope FMP 30) для вимірювання на основі магнітної індукції вмісту фериту в високолегованих сталях аустенітно-феритного класу, а також дуплексних сталях, в якому вимірювання магнітної складової може бути як у відсотках, так і за шкалою (FN) [21].

Переваги:

- два діапазони виміру;
- можливість перемикання для вимірювання фериту за шкалою FN, а також у відсотках фериту;
- діапазон вимірювання від 0,15 до 80 % фериту, або від 0,15 до 110FN;
- вимірювання за стандартом ISO 17655 або Basler Standart;
- калібрувальні зразки виконані на основі міжнародних TWI вторинних еталонів, які відповідають вимогам ISO 8249 та AWS A 4. 2M;
- дотримання точності виміру, що вказано у стандарті ANSI/AWS A4. 2M/A 4.2 1997.

Метод ручного підрахунку точок за ASTM E 562. Цей метод випробування описує систематичну ручну процедуру підрахунку точок для статистичної оцінки об'ємної частки ідентифікованої фази на металографічних зображеннях за допомогою точкової сітки [22]. Хоча метод ручного підрахунку точок стандартизовано та широко використовується для визначення кількісного фазового складу, але слід визнати, що його основним недоліком є повільність та висока працездатність, суб'єктивність оператора, яка залежить від його навичок, залежність відносної точності вимірювання від кількості полів та точок (балів), що може призвести до недосконалих результатів. Визначення вимірюваної фази різними операторами на одному металографічному зображенні можуть призвести до зовсім різних значень об'ємної частки фазової складової. Цей метод дуже недосконалий і застосування його потребує перевірки та порівняння з іншими методами.

Рентгеноструктурний метод аналізу. Визначення фазового складу високолегованих та дуплексних нержавяких сталей рентгеноструктурним методом аналізу (XRD) є найбільш сучасним та досконалим.

Переваги рентгеноструктурного методу аналізу (XRD):

- висока точність у визначенні кристалічних фаз;
- фазовий склад визначається в об'ємі;
- може визначити кількісне співвідношення фаз у зразку;
- виявляє точну кристалічну структуру та дефекти в кристалічній ґратці;
- можливість аналізу малих зразків.

Недоліки:

- XRD вимагає коштовнішого спеціалізованого та складнішого обладнання та підготовки зразків.

Метод із застосуванням програмного забезпечення для аналізу зображень. Існує кілька потужних видів програмного забезпечення для аналізу мікроструктур сталей. Найбільш популярні та ефективні з них:

1. ImageJ/Fiji – це безкоштовне, відкрите програмне забезпечення для аналізу зображень. Воно широко використовується в матеріалознавстві для аналізу мікроструктури, включаючи вимірювання розміру зерен, фазовий аналіз та статистичну обробку.

2. MIPAR™ – це програмне забезпечення, спеціально розроблене для аналізу мікроструктур матеріалів. Воно пропонує розширення функції для сегментації зображень, кількісного аналізу фаз та характеристик мікроструктури.

3. Clemex Vision PE – це комплексне рішення для аналізу зображень у матеріалознавстві. Воно пропонує автоматизовані інструменти для аналізу зерен, форми частинок, розподілу фаз та інших параметрів мікроструктури.

4. OLYMPUS Stream, Carl Zeiss Axio Vision, Thermo Scientific™ Phenom Particle X – це програмні забезпечення для аналізу зображень, які спеціально розроблені виробниками мікроскопів і вони використовуються з відповідними мікроскопами OLYMPUS, Carl Zeiss, Phenom для автоматизованого аналізу різних параметрів мікроструктури.

Можна відзначити переваги програмного забезпечення для аналізу зображень:

- легше у використанні та дешевше обладнання порівняно з XRD;
- можливість візуалізації та оцінки мікроструктури;

– допомагає у вивченні морфології та розподілу фаз.

До недоліків можна віднести:

- точність залежить від якості отриманих зображень (наприклад, SEM чи оптичної мікроскопії);
- менш точний кількісний аналіз порівняно з XRD;
- може бути менш точним порівняно з XRD, особливо при виявленні малих фаз або мікроструктурних компонентів;
- можливість суб'єктивної інтерпретації результатів.

Кожне з цих програмних забезпечень має свої сильні сторони і вибір залежить від конкретних потреб дослідження, класу сталі та мікроструктури, яку потрібно проаналізувати, а також від наявності того або іншого програмного забезпечення. Якщо порівняти ці два методи аналізу, рентгеноструктурний XRD з програмним забезпеченням, можна визначити, що XRD підходить для аналізу об'єму матеріалу та визначення кристалічної структури, тоді як програмне забезпечення корисне для аналізу поверхні та морфології фаз.

Обидва методи доповнюють один одного і можуть використовуватися разом для повного аналізу фазового складу та мікроструктури високолегованих і дуплексних нержавяких сталей.

Щоби з'ясувати доцільність застосування того або іншого методу визначення кількісного фазового складу металу зварних з'єднань високолегованих сталей та порівняти їх між собою, наведено приклади із літературних джерел.

У [23] оцінювали структурний фазовий склад сталей, що містять азот, двома методами: металографічним та із застосуванням структурних діаграм Шеффлера. У даному випадку застосування

структурної діаграми Шеффлера є не зовсім коректним, тому що при цьому не враховується вплив азоту. Яким саме металографічним способом, не вказано. У табл. 1 наведено дані впливу азоту на фазовий склад сталі.

Нами зроблено спробу, скориставшись даними [23], з'ясувати, яка зі структурних діаграм – Делонга, WRC-92 (FN) або Esру – найточніше може спрогнозувати фазовий склад азотовмісних сталей. Для підрахунку $Cr_{скв}$ та $Ni_{скв}$ прийнято припущення, що метал містить $C = 0,08$ мас. %, $Si = 0,8$ мас. % і $Mn = 1,2$ мас. %. У табл. 2 наведено хімічний склад сталей, що обрані для вирахування $Cr_{скв}$ та $Ni_{скв}$ з метою визначення фазового складу.

$Cr_{скв}$ та $Ni_{скв}$ для визначення фазового складу згідно зі структурною діаграмою Делонга підраховували за рівняннями (3) і (4), для діаграми WRC-92 (FN) – згідно з рівняннями (5) і (6), а для діаграми Esру – за рівняннями (7) і (8). Фазовий склад сталей наведено в табл. 3.

Аналізуючи дані, наведені в табл. 2 та 3, можна з'ясувати, що прогнозування фазового складу сталей згідно з діаграмами Делонга та Esру показують майже однаковий результат. Ці діаграми є модифікаціями діаграми Шеффлера, але з урахуванням впливу азоту на розширення аустенітної області. Фазовий склад сталей, що розрахований згідно з діаграмою WRC-92 (FN), трохи відрізняється від складу за металографічною оцінкою. Найбільша відмінність фазового складу сталей порівняно з металографічною оцінкою відповідає визначенню за діаграмою Шеффлера, якщо не враховується вплив азоту на фазовий склад. Розбіжності у визначенні фазового складу металу за

Таблиця 1. Вплив азоту на структуру хромонікелевих сталей [23]

№ з/п	Хімічний склад, мас. %			Стандартна розчинність азоту $S_{N,1873}$, %	Структурний склад	
	Cr	Ni	N		Металографічна оцінка	За Шеффлером без азоту
1	21,0	6,0	0,47	0,31	A + 21 % Ф	A + 13 % Ф
2	21,0	6,0	0,56	“-	A + сліди Ф	A + 8 % Ф
3	21,0	6,0	0,61	“-	A	
4	23,5	6,5	0,42	0,32	A + 10 % Ф	A + 18 % Ф
5	23,5	6,5	0,45	“-	A + сліди Ф	A + 17 % Ф
6	23,5	6,5	0,51	“-	A	A + 14 % Ф

Примітка: А – аустеніт; Ф – ферит.

Таблиця 2. Хімічний склад сталей, мас. %

№ з/п	Хімічний склад сталей					
	C	Mn	Si	Ni	Cr	N
1	0,08	1,2	0,8	6,0	21,0	0,47
2	0,08	1,2	0,8	6,0	21,0	0,56
3	0,08	1,2	0,8	6,0	21,0	0,61
4	0,08	1,2	0,8	6,5	23,5	0,42
5	0,08	1,2	0,8	6,5	23,5	0,45
6	0,08	1,2	0,8	6,5	23,5	0,51

Таблиця 3. Фазовий склад сталей

№ з/п	Металографічна оцінка [24]	Склад сталей								
		Делонга			WRC-92 (FN)			Espy		
		Cr _{екв}	Ni _{екв}	Фазовий склад, % Ф	Cr _{екв}	Ni _{екв}	Фазовий склад, % Ф	Cr _{екв}	Ni _{екв}	Фазовий склад, % Ф
1	A+21% Ф	22,2	23,1	A	21,0	18,2	A	21,0	22,15	A
2	A+сліди Ф	22,2	25,8	A	21,0	20,0	A	21,0	24,85	A
3	A	22,2	27,3	A	21,0	21,0	A	21,0	26,35	A
4	A+10% Ф	25,0	22,1	A+2% Ф	25,0	17,3	A+10% FN	25,0	21,15	A
5	A+сліди Ф	25,0	23,0	A	25,0	17,9	A+8% FN	25,0	22,05	A
6	A	25,0	24,8	A	25,0	19,1	A+6% FN	25,0	23,79	A

металографічною оцінкою та структурними діаграмами пов'язані з тим, що в [23] розглядаються сталі з вмістом азоту в кількості більшій, ніж його розчинність у металі. У структурних діаграмах повинен враховуватися тільки вміст азоту та вуглецю, які знаходяться в твердому розчині. Слід зазначити, що всі структурні діаграми розроблені для прогнозування металу шва зварних з'єднань, тобто згідно з тими швидкостям охолодження, які притаманні зварюванню. Так, діаграма Шеффлера створена на основі експериментальних даних при зварюванні покритими електродами, тобто за технологією ручного дугового зварювання. Інші діаграми розроблялися також на основі експериментальних даних, що отримані при зварюванні на повітрі. Тобто всі структурні діаграми створені для металу зварних швів. Можна сказати, що очікувати збігу результатів прогнозування фазового складу сталей згідно зі структурними діаграмами порівняно з металографічною оцінкою не зовсім доречно.

У [24] прогнозування вмісту фериту в зварному шві при зварюванні різномірних з'єднань дуплексної сталі DSS 2205 та нержавкої сталі ASS 316 L досліджували із застосуванням структурних діаграм Espy та WRC-92 (FN). Вміст фериту також вимірювали експериментально із застосуванням феритоскопу Фішера FMP30. Доведено, що використання структурної діаграми WRC-92 (FN) для прогнозування вмісту фериту в металі швів у кількості FN може призвести до відхилення FN приблизно $\pm 8,69$ при зварюванні на погонній енергії 0,60 кДж/мм та $\pm 3,86$ FN з погонною енергією 0,45 кДж/мм. У той час як діаграма Espy має відхилення ± 2 % по відношенню до експериментально оціненого значення за допомогою феритоскопа. Прогнозування за діаграмою Espy менше залежить від швидкості охолодження і є точнішим.

На цьому прикладі показано, що застосування структурних діаграм для прогнозування фазового складу металу зварних швів при зварюванні різномірних сталей може бути досить успішним.

Структурною діаграмою Шеффлера також користуються для прогнозування фазового складу

металу швів при зварюванні різномірних сталей – низьколегованих з аустенітними [25].

Прогноз мікроструктури металу зварного шва, який здійснюється на основі структурних діаграм та підрахунку Cr_{екв} та Ni_{екв}, не враховує вплив швидкості охолодження і, отже, має досить обмежене практичне застосування, особливо при технологіях зварювання, де швидкість охолодження відрізняється від звичайної, наприклад, при зварюванні у водному середовищі, при електронно-променевому зварюванні або зварюванні на імпульсному режимі і т.п. Тому для перевірки прогнозованого фазового складу металу швів доречно буде порівняти його з експериментальною оцінкою фазового складу із застосуванням феритометрів або феритоскопів.

У [10] досліджували вміст фериту в ЗТВ дуплексної нержавкої сталі 2205 за допомогою методу ручного підрахунку точок відповідно до стандарту ASTM E 562 [22]. Зазначено, що вимірювання фериту в основному металі та в металі шва із застосуванням ASTM E 1245 [26] зазвичай дає еквівалентні результати порівняно з методом ручного підрахунку точок. Визначення максимального вмісту фериту в ЗТВ цим методом ускладнено. ASTM E 562 є посібником із вимірювання фаз (аустеніт та ферит), але не визначає точне збільшення для металографічного дослідження. У залежності від збільшення вміст фериту в ЗТВ показує різні результати: при збільшенні $\times 400$ вміст фериту складає 48 %, при збільшенні $\times 1000$ вміст фериту визначається в кількості 76 %, тобто відрізняється в 1,5 рази. Тому збільшення $\times 400$ разів не є повністю репрезентативним, тоді як збільшення $\times 1000$ разів більше підходить для оцінки вмісту фериту в ЗТВ. Тобто інтерпретація вмісту фериту дуже сильно залежить від навичок оператора. Метод ручного підрахунку точок за методологією сітки визначає вміст фериту від 50 до 75...80 % для однієї й тієї ж мікроструктури.

На рис. 6 показано вплив методики вимірювання на вміст фериту в ЗТВ дуплексної сталі 2205. Вимірювання проводили за стандартами ASTM E 562.

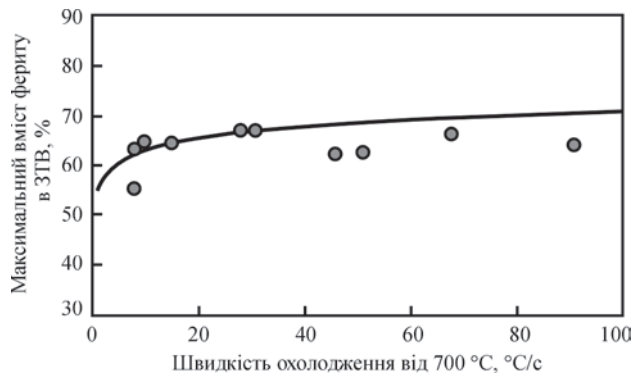


Рис. 6. Вплив методики вимірювання на вміст фериту в ЗТВ дулексної сталі 2205 [10]

Тобто цей метод за ASTM E 562 є дуже недосконалим.

У [8] порівнюються різні технології зварювання – електронно-променеве, яке характеризується високими швидкостями охолодження, та електродугове зварювання W-електродом у захисному газі. Вміст фериту в металі шва вимірювали із застосуванням Feritscope Фішера (за розширеним феритним числом EFN) та металографічним методом ручного підрахунку точок. У табл. 4 наведено результати вимірювань.

Доведено, що вміст фериту при електронно-променевому зварюванні більше, ніж при електродуговому зварюванні W-електродом як з додатковою присадкою нікелю, так і без неї. Це пояснюється більшою швидкістю охолодження при електронно-променевому зварюванні.

Тип первинної кристалізації можна визначити через співвідношення $Cr_{екв}/Ni_{екв}$ та у відповідності до псевдобінарної діаграми Fe–Cr–Ni (рис. 1) [11].

Таблиця 4. Вміст фериту в металі швів [27]

№ з/п	Способи зварювання	Feritscope (EFN)	Металографічна оцінка, %
1	Електродугове зварювання W-електродом	104	78
2	Електродугове зварювання W-електродом з додатковою присадкою Ni	74	58
3	Електронно-променеве зварювання	114	86
4	Електронно променеве-зварювання з додатковою присадкою Ni	80	61

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

Швидкість охолодження ЗТВ, °C/s	Частка фаз, %		
	δ, ферит	γ, 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

Таблиця 6. Кількісний фазовий склад і параметри кристалічної ґратки фазових складових у зварному з’єднанні

Область дослідження	Метод визначення фазового складу	Фазова складова, %			
		δ-Fe		γ-Fe	
		Вміст	Період ґратки, нм	Вміст	Період ґратки, нм
Метал шва	Рентгеноструктурний фаз. аналіз	19,4	0,2889	80,6	0,3607
	MIPAR	19,0	–	81,0	–
Основний метал	Рентгеноструктурний фаз. аналіз	52,8	0,2886	47,2	0,3614
	MIPAR	52,0	–	48,0	–

Враховуючи діапазони швидкостей охолодження, які застосовуються при зварюванні, якщо $Cr_{екв}/Ni_{екв} \leq 1,5$ затвердіння може бути аустенітним (A) або аустенітно-феритним (A/F). При співвідношенні $1,5 \leq Cr_{екв}/Ni_{екв} \leq 2,0$ затвердіння буде феритно-аустенітним (F/A). І нарешті, коли $Cr_{екв}/Ni_{екв} \geq 2,0$, затвердіння буде феритним (F) [27].

Вплив швидкості охолодження на фазовий склад при мокрому підводному зварюванні дулексних сталей (DSS) 2205 (експериментальні дані). Із [28] запозичені результати досліджень, які проведені раніше. У табл. 5 наведено числові значення фазового складу ЗТВ, а на рис. 7 – графічне зображення фазового складу ЗТВ у залежності від швидкості охолодження.

На рис. 7 наведено зміни об’ємних часток фазових складових фериту, аустеніту та надлишкової фази (імовірно виділення нітридів хрому Cr_2N)

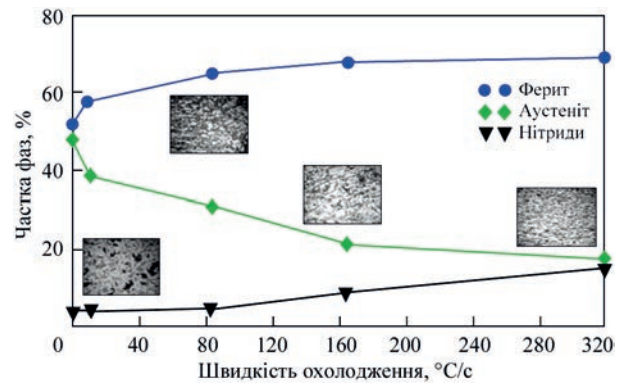


Рис. 7. Фазовий склад ЗТВ дулексної сталі в залежності від швидкості охолодження в діапазоні температур 1200 (1300)...800 °C

в залежності від швидкості охолодження в змодельованій ЗТВ дуплексної сталі в діапазоні температур $T = 1300 \dots 800$ °С, які визначено із застосуванням програмного забезпечення для аналізу зображень MIPAR.

Проведено дослідження кількісного визначення фазового складу зварного з'єднання двома методами: рентгеноструктурним аналізом та із застосуванням програмного забезпечення MIPAR. Визначення фазового складу проводили із використанням рентгенівського дифрактометра Rigaku Ultima IV. У табл. 6 наведено кількісний фазовий склад і параметри кристалічної ґратки фазових складових у металі шва.

Різницю в значеннях визначення кількісного фазового складу можна пояснити тим, що рентгеноструктурним методом аналізу визначається фазовий склад в об'ємних відсотках, а за допомогою MIPAR – у мас. %.

Висновки

1. Розглянуто та проаналізовано основні методи із визначення кількісного фазового складу металу зварних з'єднань високолегованих сталей і наведено переваги та недоліки того чи іншого методу.

2. Вибір методу дослідження залежить від завдання, згідно з яким необхідно визначити фазовий склад.

3. Прогнозування фазового складу металу швів за допомогою структурних діаграм доречно застосовувати для тих технологій зварювання, які характеризуються повільним охолодженням зварних виробів на повітрі.

4. Структурні діаграми не враховують швидкість охолодження під час зварювання і для випадків високопродуктивних методів зварювання або умов, що відрізняється від вільного охолодження зварних виробів на повітрі, вносять суттєву похибку визначеного фазового складу.

5. Фазовий склад ЗТВ у зварному з'єднанні можна визначити за допомогою рентгеноструктурного фазового аналізу або із застосуванням програмного забезпечення.

6. Найбільш недосконалим і водночас дуже суб'єктивним є метод ручного підрахунку точок за ASTM E562.

Список літератури

1. Каховский Н.И. (1975) *Сварка высоколегированных сталей*. Київ, Техніка.
2. Коперсак Н.И. (1963) Влияние легирующих элементов на 475°-ную хрупкость аустенитно-ферритного наплавленного металла. *Автоматическая сварка*, 7.
3. Белинский А.Л. и др. (1970) *О коррозионной стойкости чистоаустенитной стали марки 0X17H16M3T*. В сб.: «Защита металлов», Т.6, Вып. 1. Москва, Наука.
4. Интернет ресурс: <https://nas.su/books/razdel/722>.

5. Labanowski, J. (1997) Duplex steels – new material for chemical processing industry. *Engineering and Chemical Equipment*, 2, 3–10.
6. API 582-09. Welding guidelines for the chemical, oil, and gas industries.
7. Norsok M-630, Edition 6. Oktober 2013. Material data sheets and element data sheets for piping.
8. Muthupandi, V., Srinivasan, P.B., 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: A*, 358, 1–2, 9–16.
9. Liou, H.-Y., Hsieh, R.-I., Tsai, W.-T. (2002) Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. *Materials Chemistry and Physics*, 74, 33–42.
10. Higelin, A., Manchet, S.L., 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. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-022-01326-0>.
11. Verma, I., 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. *J. of Manufacturing Processes*, 25, 134–152. DOI: <https://doi.org/10.1016/J.JMAPRO.2016.11.003>
12. Schäffler, A.L. (1949) Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, 56, 680–680.
13. Delong, F. (1973) Ferrite Determination in Stainless Steel weld metal. *Welding J.*, 10.
14. Kotecki, D.I., Siewert, P.A. (1992) WRC-1992 Constitution diagram for stainless steel weld metals: A modification of the WRC-1988 diagram. *Welding J.*, 71 (5), 171–178.
15. Lippold, J.C., Kotecki, D.J. (2005) *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. Wiley, Hoboken, New Jersey.
16. Колпингон Э.Ю., Иванова М.В., Шитов Е.В. (2007) Азот-содержащие стали эквивалентного состава. *Черные металлы*, февраль, 10–12.
17. Помарин Ю.М., Бялик О.М., Григоренко Г.М. (2007) *Вприв газів на структуру та властивості металів і сплавів*. Київ, НТУУ «КПІ».
18. Cobelli, P. (2003) Development of ultrahigh strength austenitic stainless steels alloyed with nitrogen: *Dis. of doctor of technical Sciences*: Swiss federal institute of technology in Zurich.
19. Vicente, A. (2017) Estudo da resistência à oxidação a oar a altas temperaturas de um aço inoxidável austenítico micrligado ao céserio soldado pelo processo mig/mag com diferentes gases de proteção. Tese de Doutorado, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo. DOI: <https://doi.org/10.11606/T.3.2017.tde-05092017-103140>
20. Jonson, E., Grabaek, L. et al. (1988) Microstructure of rapidly solidified stainless steel. *Materials Science and Engineering*, 98, 301–303.
21. Интернет ресурс: <http://www.Sales@otec.com.ua>.
22. ASTM E 562 (2020) Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: ASTM.
23. Шейко И.В., Григоренко Г.М., Шаповалов В.А. (2016) Легирование сталей и сплавов азотом из дуговой плазмы: теория и практика. (Обзор. Ч. I). *Современная электрометаллургия*, 1 (122), 32–37. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.01.05>
24. Verma, J., Taiwade, R.V., Khatirkar, R.K. et al. (2016) Microstructure, Mechanical and Intergranular Corrosion Behavior of Dissimilar DSS 2205 and ASS 316 L Shielded Metal Arc Welds. *Trans. Indian Inst. Met.*, 70, 225–237. <https://doi.org/10.1007/s2666-016-0878-8>.
25. Земзин В.Н. (1966) *Сварные соединения разнородных сталей*. Москва, Машиностроение.
26. ASTM E 1245-03 (2023) Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis. <https://cdn.standards.iteh.ai>.
27. Vicente, A., Silva, P.A.D., Sadanandan, S. et al. (2020) Study on the effect of nitrogen content and cooling rate on the ferrite number of austenitic stainless steels. *International J. of Advanced Engineering Research and Science (UAERS)*, 7, 11, 270–277. DOI: <https://doi.org/10.22161/ijaers.711.34>
28. Максимов С.Ю., Фадеева Г.В., Костін В.А. та ін. (2023) Вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фа-

зовий склад ЗТВ дуплексної сталі (DSS) 2205 при мокрому підводному зварюванні. *Автоматичне зварювання*, 12, 3–12. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2023.12.01>

References

1. Kakhovsky, N.I. (1975) *Welding of high-alloy steels*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
2. Kopersak, N.I. (1963) Influence of alloying elements on 475° brittleness of austenitic-ferritic deposited metal. *Avtomatich. Svarka*, 7 [in Russian].
3. Belinsky, A.L. et al. (1970) *About corrosion resistance of pure austenitic steel grade OKh17N16M3T*. In Coll.: Protection of Metals, Vol. 6, Issue 1. Moscow, Nauka [in Russian].
4. <https://nas.su/books/razdel/722>.
5. Labanowski, J. (1997) Duplex steels – new material for chemical processing industry. *Engineering and Chemical Equipment*, 2, 3–10.
6. API 582-09. Welding guidelines for the chemical, oil, and gas industries.
7. Norsok M-630, Edition 6. Oktober 2013. Material data sheets and element data sheets for piping.
8. Muthupandi, V., Srinivasan, P.B., Seshadri, S.K., Sundaresan, S. (2003) Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Mater. Sci. and Engin.*: A, 358, 1–2, 9–16. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00077-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00077-7)
9. Liou, H.-Y., Hsieh, R.-I., Tsai, W.-T. (2002) Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. *Materials Chemistry and Physics*, 74, 33–42. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(01\)00409-6](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(01)00409-6)
10. Higelin, A., Manchet, S.L., 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. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-022-01326-0>.
11. Verma, I., 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. *J. of Manufacturing Processes*, 25, 134–152. DOI: <https://doi.org/10.1016/J.JMAPRO.2016.11.003>
12. Schäffler, A.L. (1949) Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress*, 56, 680-680.
13. Delong, F. (1973) Ferrite determination in stainless steel weld metal. *Welding J.*, 10.
14. Kotecki, D.I., Siewert, P.A. (1992) WRC-1992 Constitution diagram for stainless steel weld metals: A modification of the WRC-1988 diagram. *Welding J.*, 71(5), 171–178.
15. Lippold, J.C., Kotecki, D.J. (2005) *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*. Wiley, Hoboken, New Jersey.
16. Kolpingon, E.Yu., Ivanova, M.V., Shitov, E.V. (2007) Nitrogen-containing steels of equivalent composition. *Chyornye Metally*, February, 10–12 [in Russian].
17. Pomarin, Yu.M., Bialik, O.M., Hryhorenko, H.M. (2007) *The influence of gases on the structure and properties of metals and alloys*. Kyiv, NTUU KPI [in Ukrainian].
18. Cobelli, P. (2003) Development of ultrahigh strength austenitic stainless steels alloyed with nitrogen: Syn. of Thesis for Dr. of Techn. Sci. Degree. Swiss Federal Institute of Technology in Zurich.
19. Vicente, A., Silva, P.A.D., Souza, R.L.D., Santos, I.L.D. et al. (2020) The use of duplex stainless steel filler metals to avoid hot cracking in GTAW welding of austenitic stainless steel AISI 316L. DOI: <https://doi.org/10.11606/T.3.2017.tde-05092017-103140>
20. Jonson, E., Grabaek, L. et al. (1988) Microstructure of rapidly solidified stainless steel. *Mater. Sci. and Engin.*, 98, 301–303. DOI: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90174-7](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90174-7)
21. <http://www.Sales@otec.com.ua>.
22. ASTM E 562 (2020) Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count. West Conshohocken: ASTM.
23. Sheiko, I.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Alloying of steels and alloys with nitrogen from the arc plasma. Theory and practice (Review. Pt. 1). *Sovrem. Elektrometall.*, 122(1), 32–37 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2016.01.05>
24. Verma, J., Taiwade, R.V., Khatirkar, R.K. et al. (2016) Microstructure, mechanical and intergranular corrosion behavior of dissimilar DSS 2205 and ASS 316 L shielded metal arc welds. *Trans. Indian Inst. Met.*, 70, 225–237. DOI: <https://doi.org/10.1007/s2666-016-0878-8>
25. Zemzin, V.N. (1966) *Welded joints of dissimilar steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
26. ASTM E 1245-03 (2023) Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis. <https://cdn.standards.iteh.ai>.
27. Vicente, A., Silva, P.A.D., Sadanandan, S. et al. (2020) Study on the effect of nitrogen content and cooling rate on the ferrite number of austenitic stainless steels. *Int. J. of Advanced Engin. Research and Sci. (UAERS)*, 7(11), 270–277. DOI: <https://doi.org/10.22161/ijaers.711.34>
28. Maksymov, S.Yu., Fadeyeva, G.V., Jia Chuanbao, Kostin, V.A. et al. (2024) Influence of cooling rate on the microstructure and phase composition of the HAZ of duplex stainless steel (DSS) 2205 during wet underwater welding. *The Paton Welding J.*, 1, 3–12. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2024.01.01>

REGARDING THE ISSUE OF DETERMINING THE QUANTITATIVE PHASE COMPOSITION OF THE METAL OF WELDED JOINTS OF DUPLEX STEELS

G.V. Fadeeva¹, S.Yu. Maksymov¹, Chuanbao Jia², D.V. Vasiliev¹, A.A. Radzievska¹

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: maksimov@paton.kiev.ua

²MOE Key Lab for Liquid-Solid Structure Evolution and Materials Processing, Institute of Materials Joining, Shandong University, Jinan 250061

The article considers the main methods and techniques that exist today for quantitative determination of the phase composition of metal in welded joints of high-alloy and duplex stainless steels (DSS). The expediency of using one or another method in different cases is analyzed. The article presents the results of the analysis of the influence of cooling rate on the structure and phase composition of weld metal and HAZ in welding of high-alloy chromium-nickel steels and duplex stainless steels. It is shown that due to the influence of high cooling rates, such as during welding in aqueous medium, the amount of ferritic component in the weld metal and deposited metal of high-alloy steels decreases, whereas in the weld metal and HAZ of duplex steels, on the contrary, the amount of austenitic component decreases. This depends on the type of metal crystallization. These data explain the differences in determining the phase composition of weld metal and deposited metal at the same alloying during welding in different environments. The main advantages and disadvantages of various methods and techniques for quantitative determination of the phase composition of welded joints of high-alloy and duplex steels are shown. 28 Ref., 6 Tabl., 7 Fig.

Keywords: high-alloy chromium-nickel steels, duplex steels, phase composition, austenite, ferrite, cooling rate, methods for quantitative determination of phase composition

Отримано 25.09.2024

Отримано у переглянутому вигляді 29.10.2024

Прийнято 15.01.2025