

СТРУКТУРНА НЕОДНОРІДНІСТЬ В ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ СИСТЕМИ ХРОМ-МОЛІБДЕН-ВАНАДІЙ З РІЗНИМ ВМІСТОМ ХРОМУ

М.О. Німко, В.Ю. Скульський, А.Р. Гаврик, С.І. Моравецький, І.Г. Осипенко

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

Зварні з'єднання різнорідних сталей широко використовуються в різних вузлах контуру пароводяної суміші на електростанціях. Внаслідок різниці в легуванні хромом та іншими карбідоутворюючими елементами, в таких з'єднаннях після відпуску та при високотемпературній експлуатації відбувається міграція вуглецю з менш легованої сталі в більш леговану. Зневуглецювання в пришовній ділянці ЗТВ менш легованої сталі може призводити до утворення дефектів та послідовних руйнувань. В роботі досліджено вплив типу з'єднання (однопрохідне, багатопрохідне) сталі 15X2M2ФБС, виконаного за допомогою електродів з 9 % Cr, на характер утворення та розвитку структурної неоднорідності в ЗТВ при високотемпературному відпуску. Показано, що в залежності від типу з'єднання, розвиток феритного прошарку відбувається в різних ділянках ЗТВ: при однопрохідному зварюванні – на ділянці нормалізації і ділянці міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} вдалечині від лінії сплавлення; при багатопрохідному зварюванні – в пришовній зоні по грубозернистій ділянці ЗТВ. Виходячи з особливостей зневуглецювання на поверхнях стиків та біля лінії сплавлення, запропоновано схему, що дозволяє пояснити характер розвитку структурної неоднорідності в багатопрохідному з'єднанні різнорідних сталей. Бібліогр. 17, рис. 11.

Ключові слова: дифузія вуглецю, з'єднання різнорідних сталей, зона термічного впливу, зневуглецьований прошарок

Основним термодинамічним циклом теплосилових установок, що використовуються в сучасній теплоенергетиці, є цикл Ренкіна з перегрівом пари. Для реалізації цього теплового циклу різні ділянки пароводяного контуру на електростанції повинні мати різні параметри температури та тиску робочого тіла. З метою здешевлення спорудження електростанції ділянки з нижчими параметрами пари виготовляють з низьколегованих бейнітних сталей з 0,5...2,25 % Cr (труби настінних екранів котла; температури до 600 °С) та мартенситних сталей з 9...12 % Cr (верхні секції труб настінних екранів котла, колектори, магістральні паропроводи; температури до 625...630 °С), ділянки з вищими параметрами пари – з більш коштовних аустенітних сталей (змійовики пароперегрівачів; температури до 660...680 °С) [1]. Для реалізації закритого пароводяного контуру всі ці ділянки поєднуються між собою за допомогою зварювання, утворюючи з'єднання різнорідних сталей.

В таких з'єднаннях на стороні менш легованої сталі при високотемпературній експлуатації внаслідок міграції вуглецю виникає зневуглецьований прошарок. Відомо, що хром та деякі інші карбідоутворюючі елементи понижують хімічний потенціал вуглецю в сталі, сприяючи таким чином дифузії вуглецю з менш легованої сталі в більш леговану [2].

Вплив зневуглецьованого прошарку на тривалу міцність з'єднання був предметом дискусій протягом багатьох років. Більшість авторів полягають,

що прошарок має помітний вплив на механічні властивості [3–6], проте в деяких роботах не відмічено ніякого впливу прошарку на руйнування при повзучості [7]. Автори всіх опублікованих статей, однак, погоджуються, що зневуглецьований прошарок має пониженою твердістю. Головна відмінність в поглядах стосується механізму руйнування.

З літератури відомо, що існує два головних типи процесів накопичення пошкоджень повзучості, що відносяться до зварних з'єднань низьколегованої та високолегованої феритних сталей. Один механізм є переважним при більш тривалому часі руйнування та менших навантаженнях, інший – при меншій тривалості до руйнування та більших навантаженнях. Перший процес називається тріщиноутворенням типу IV і характеризується накопиченням пошкоджень і зародженням тріщин на ділянці температур нормалізації і міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} в ЗТВ. Другий процес називається тріщиноутворенням типу IIIа і характеризується великими локальними напруженнями і накопиченням пошкоджень в зневуглецьованому прошарку в ЗТВ поряд з лінією сплавлення [4].

Зневуглецьований прошарок є шкідливим для тривалої міцності зварного з'єднання не тільки через формування мікроструктури, вразливої до утворення мікротріщин, але й через локалізацію напружень зсуву і трьохосьових напружень в зв'язку з м'якістю та підвищеною пластичністю прошарку та високої міцності і зниженої пластичності прилеглого до прошарку металу

Німко М.О. – <https://orcid.org/0000-0002-9672-4921>, Скульський В.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-4766-5355>

© М.О. Німко, В.Ю. Скульський, А.Р. Гаврик, С.І. Моравецький, І.Г. Осипенко, 2021

шва на границі з основним металом [8]. Розчинення карбідів M_2C , M_7C_3 та $M_{23}C_6$ всередині цієї ділянки під час термічного циклу також відмічається як додатковий фактор для раннього руйнування [9, 10]. В роботі [11] виконано статистичне дослідження по утворенню тріщин типу IV і IIIa під час інспекції електростанцій в Великобританії. Автор прийшов висновку, що значна кількість дефектів була типу IIIa, і що дифузія вуглецю з низьколегованих сталей до високолегованих сталей була головною причиною цього.

Що стосується тріщин типу IV, їх утворення пов'язують зі знеміцненням в дрібнозернистій ділянці ЗТВ та ділянці неповної перекристалізації (міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3}) [12]. Одним з явищ, що супроводжують знеміцнення в цих ділянках низьколегованих сталей, є утворення при відпуску та високотемпературній експлуатації світлопротравлюваного прошарку (так званого білого прошарку [13, 14]), утвореного феритними зернами.

Метою роботи було виявлення мікроструктурних особливостей формування неоднорідності в з'єднаннях різнорідних феритних сталей при відпуску та спроба поєднати явище утворення знеуглецьованого прошарку в пришовній зоні ЗТВ низьколегованої сталі в багатопрхідному комбінованому зварному з'єднанні з утворенням світлопротравлюваного прошарку на ділянці нормалізації і міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} .

Методика досліджень. В рамках досліджень мікроструктури зварних з'єднань сталі 15X1M1Ф (умовне позначення ПЗ; мас. %: 0,115 C; 0,468 Si; 0,67 Mn; 1,95 Cr; 0,16 Ni; 1,12 Mo; 0,32 V; 0,072 Nb; 0,15 Cu) зі сталями з 9 % Cr проведено експерименти, метою яких було отримання структурної неоднорідності в ЗТВ менш легваної сталі після високого відпуску, використовуючи різні підходи до зварювання:

1) багатопрхідне зварювання сталі ПЗ зі сталлю P91 за допомогою електродів Thermanit Chromo 9V (мас. %: 0,09 C; 0,2 Si; 0,6 Mn; 9,0 Cr; 0,8 Ni; 1,1 Mo; 0,2 V; 0,05 Nb; 0,04 Ni) діаметром 4 мм, $I_{зв} = 130...135$ А, $U_d = 24$ В; попередній та супутній підігрів ~ 200 °С; використовували підвищені швидкості зварювання для отримання валиків малого перетину.

Після зварювання виконували відпуск 750 °С, 8 год та 760 °С, 4 год. Відпуск при температурах 750...760 °С рекомендовано як для сталі P91, електродів Chromo 9V, так і для сталі ПЗ [14];

2) однопрхідне зварювання під флюсом сталі ПЗ за допомогою дроту з 9 % Cr. Сторони стиків відрізнялися по розміру зерен в мікроструктурі: одна сторона стику, що зварювалася в стані поставки, мала дрібнозернисту структуру (номер зерна $G = 9$ по ДСТУ EN ISO 643); інша сторо-

на стику піддавалася попередній термообробці 1200 °С, 30 хв (охолодження на повітрі) + 730 °С, 3 год для отримання крупнозернистої структури (номер зерна $G = 4$ по ДСТУ EN ISO 643). Після цього з'єднання зварювалося за допомогою дроту Thermanit MTS 3 (мас. %: 0,1 C; 0,3 Si; 0,5 Mn; 9,0 Cr; 0,7 Ni; 1,0 Mo; 0,2 V) діаметром 2,4 мм під флюсом Böhler Marathon 543 на режимі $I_{зв} = 360...380$ А, $U_d = 34,4$ В, $v_{зв} = 20,7$ м/год (рис. 1).

Для розвитку структурної неоднорідності після зварювання виконували відпуск при температурі 750 °С, 3 та 18 год.

3) наплавлення двох валиків на сталь ПЗ за допомогою електродів Thermanit Chromo 9V діаметром 3,2 мм, $I_{зв} = 115...120$ А, $U_d = 24$ В.

Після наплавлення виконували відпуск при температурі 750 °С, 3 та 18 год.

3 темплетів після зварювання та наплавлення виготовляли шліфи, що фотографували на оптичному мікроскопі, та вимірювали твердість.

В першому експерименті вимірювали твердість при навантаженні 5 кг в шві та в ЗТВ на відстані $\sim 0,3$, $\sim 0,9$ та $\sim 1,4$ мм від лінії сплавлення. В другому експерименті для порівняння вимірювали мікротвердість з навантаженням 100 г на сторонах з'єднання з малим та великим зерном. В третьому

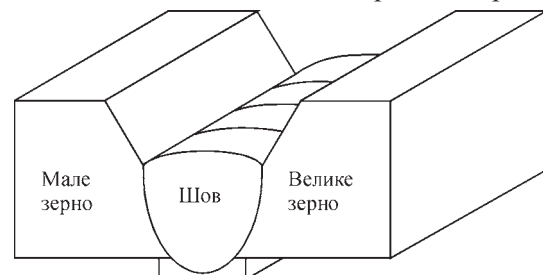


Рис. 1. Схема зварного з'єднання з різним розміром зерен

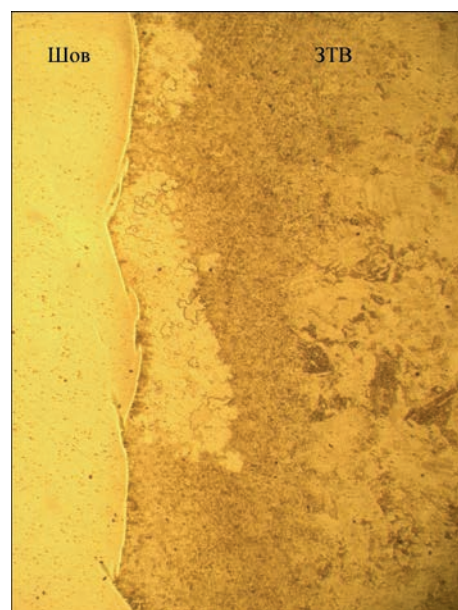


Рис. 2. ЗТВ багатопрхідних з'єднань сталі ПЗ, звареної електродом з 9 % Cr, після відпуску 750 °С, 8 год (збільшення $\times 25$)

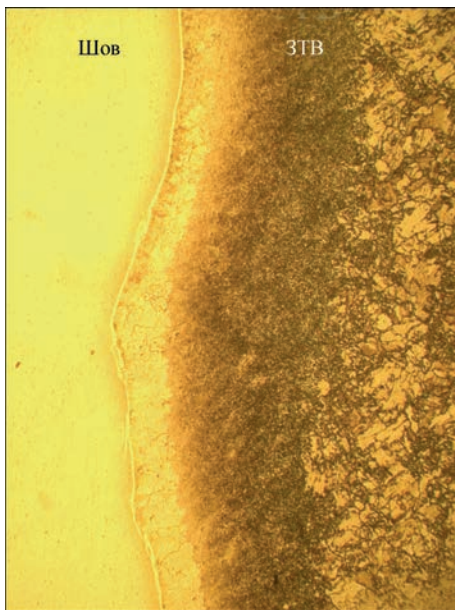


Рис. 3. ЗТВ багатопрохідних з'єднань сталі ПЗ, звареної електродами з 9 % Сг, після відпуску 760 °С, 4 год (збільшення $\times 25$)

експерименті вимірювали мікротвердість з навантаженням 100 г як на ділянці між двома валиками, так і під серединою другого валику.

Результати експериментів та їх аналіз. В першому експерименті після відпуску 750 °С, 8 год та 760 °С, 4 год в ЗТВ сталі ПЗ біля лінії сплавлення спостерігається утворення феритних ділянок і феритного прошарку (рис. 2, 3). Ці прошарки утворюються неоднорідно та в деяких місцях на певній відстані від лінії сплавлення (рис. 4), тому їх не можна безпосередньо пов'язати з дифузією вуглецю через поверхню сплавлення. Характерною особливістю мікроструктури на рис. 3 є те, що там присутні два прошарки: один в безпосередній близькості біля лінії сплавлення, а інший, менш виражений, подалі від лінії сплавлення, приблизно в зоні міжкритичних температур $A_{C1}-A_{C3}$.

Як мікрофотографії, так і розподіл твердості (рис. 5) вказують на те, що з підвищенням температури в ЗТВ сталі ПЗ починають стрімкіше роз-

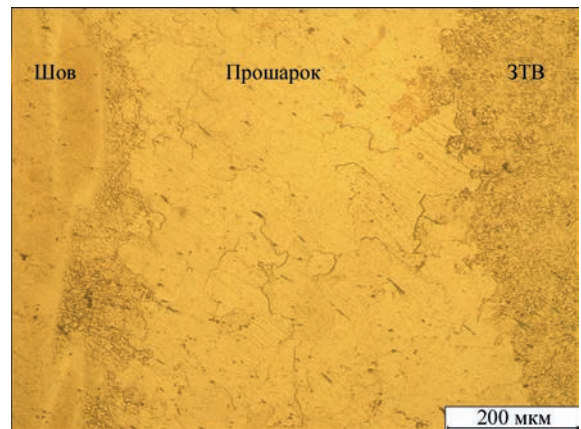


Рис. 4. ЗТВ багатопрохідних з'єднань сталі ПЗ, звареної електродами з 9 % Сг, після відпуску 750 °С, 8 год (збільшення $\times 160$)

виватися процеси утворення структурної неоднорідності та знеміцнення в пришовній зоні.

В другому експерименті в з'єднаннях сталі ПЗ з різним розміром зерен після відпуску 750 °С, 18 год на ділянці вдалині від лінії сплавлення на стороні з малим зерном спостерігали утворення широкого феритного прошарку, що мав понижену твердість (рис. 6), в той час як на стороні з великим зерном такий прошарок не спостерігається. Слід зазначити, що після відпуску 750 °С, 3 год прошарок не помічено і на стороні стику з малим зерном. Феритний прошарок утворюється приблизно в дрібнозернистій ділянці ЗТВ та в ділянці, що в процесі зварювання нагрівається в інтервалі температур $A_{C1}-A_{C3}$. Коливання ширини прошарку (стає ширшим зверху та знизу з'єднання, біля поверхонь стику) можна пояснити значним знеуглецюванням поверхні, де коефіцієнт дифузії вуглецю є найвищим. Кінетика утворення феритного прошарку добре видна на тонких однопрохідних зразках після термообробки (рис. 7). Важливо відмітити, що навіть у випадку тонких зразків знеуглецювання розвивається саме по дрібнозернистій ділянці нормалізації і міжкритичних температур.

Вимірювання мікротвердості на обох сторонах стику також вказують на знеміцнення в фе-

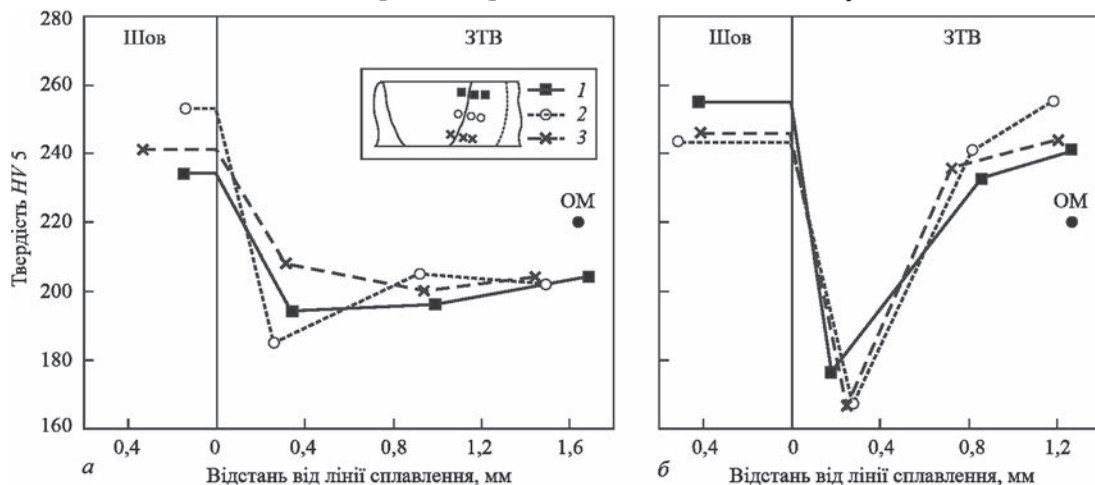


Рис. 5. Профіль твердості в ЗТВ багатопрохідних з'єднань сталі ПЗ, звареної електродами з 9 % Сг, після відпуску 750 °С, 8 год (а) та 760 °С, 4 год (б)

ритному прошарку (рис. 8), однак ні панорамна фотографія мікрошліфа, ні профіль твердості не демонструють помітного знеуглецювання та знеміцнення в пришовній зоні біля лінії сплавлення, як у випадку багатопрохідного зварювання.

Основною ідеєю третього експерименту була імітація найпростішого варіанту багатопрохідного зварювання, що дав би змогу в конкретному окремому випадку визначити фактори, що впливають на утворення феритного прошарку в пришовній зоні ЗТВ низьколегованої сталі.

Характерною особливістю структури ЗТВ в стані після наплавлення є утворення дрібнозернистої структури в пришовній зоні першого валику, що знаходиться приблизно на ділянці нормалізації і міжкритичній ділянці від другого валика.

Після витримки 750 °С, 18 год в цій пришовній дрібнозернистій ділянці ЗТВ першого валика,

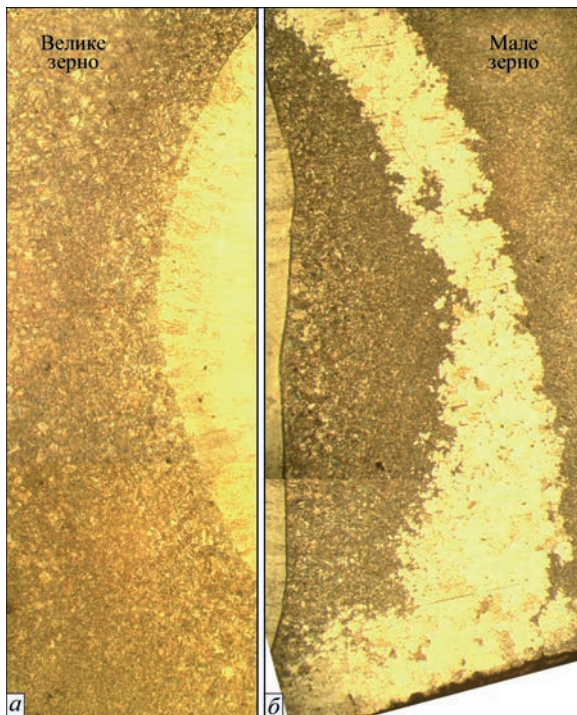


Рис. 6. Мікроструктура ЗТВ однопрохідного з'єднання сталі ПЗ з великим $G = 4$ (а) і малим $G = 9$ (б) первісним розміром зерен після відпуску 750 °С, 18 год (збільшення $\times 25$)

утвореній при накладанні другого валика, виникає феритна ділянка, що розповсюджується перпендикулярно лінії сплавлення першого валика, в зону нормалізації і міжкритичних температур другого валика (рис. 9). Подібні результати отримано в роботі [15], де в схожому експерименті знеуглецювання при відпуску також починало розвиватися під першим валиком по ділянці нормалізації і міжкритичних температур від другого валика.

В ЗТВ сталі ПЗ після такого відпуску спостерігається падіння мікротвердості в зоні міжкритичних температур від другого валику, в порівнянні з мікротвердістю під другим валиком (рис. 10). Падіння мікротвердості та утворення феритних ділянок в міжкритичній зоні вказує на розвиток структурної нестабільності цієї зони при високо-температурній витримці. В інших місцях наплавлення феритних ділянок та інших структурних неоднорідностей не зафіксовано.

Ці дані вказують на те, що процес утворення та розвитку феритного прошарку в пришовній зоні багатопрохідного з'єднання має схожий механізм з процесом утворення та розвитку світлопротравленого прошарку в однопрохідному зварному з'єднанні:

- в однопрохідному зварному з'єднанні роль інтенсифікатора дифузії виконували поверхні стику, що мають більший коефіцієнт дифузії та де відбувається інтенсивне знеуглецювання (внаслідок окиснення в атмосфері печі), а знеуглецювання розвивалося по дрібнозернистій зоні нормалізації і міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} вдалечині від шва (рис. 6, 7);

- в багатопрохідному зварному з'єднанні роль інтенсифікатора дифузії виконує поверхня сплавлення з більш легованим швом, який має менший хімічний потенціал для проникнення вуглецю, а знеуглецювання розвивалося по дрібнозернистій зоні нормалізації і міжкритичних температур A_{C1} - A_{C3} від послідовних валиків, поступово охоплюючи всю пришовну зону ЗТВ (рис. 11); додатково знеуглецювання може розвиватися в околі міжкритичної зони вдалечині від шва (рис. 3).

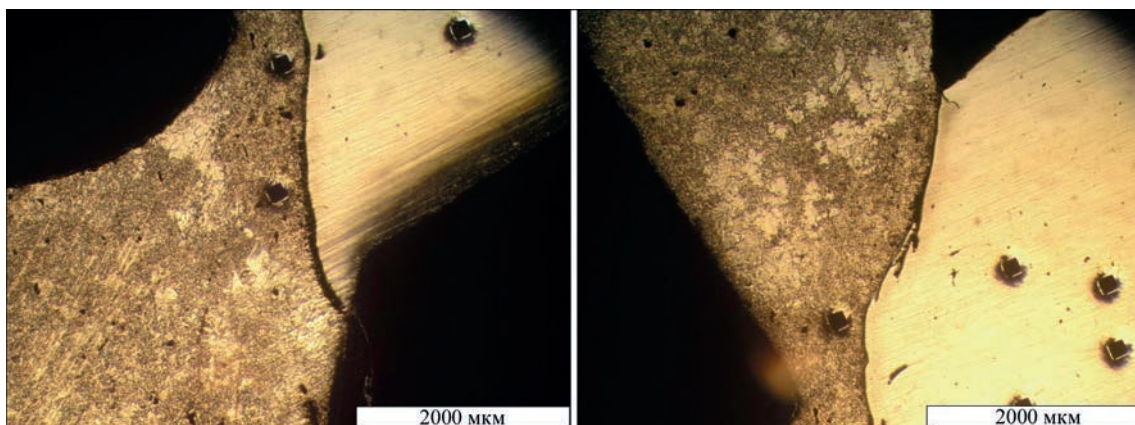


Рис. 7. Однопрохідні з'єднання сталі 15X2M2ФБС, звареної електродами з 9 % Сг, після відпуску 740 °С, 4 год



Рис. 8. Вимірювання мікротвердості в однопрохідному з'єднанні сталі ПЗ з різним розміром зерен в стані після відпуску 750 °С, 18 год (1 – велике зерно; 2 – мале)

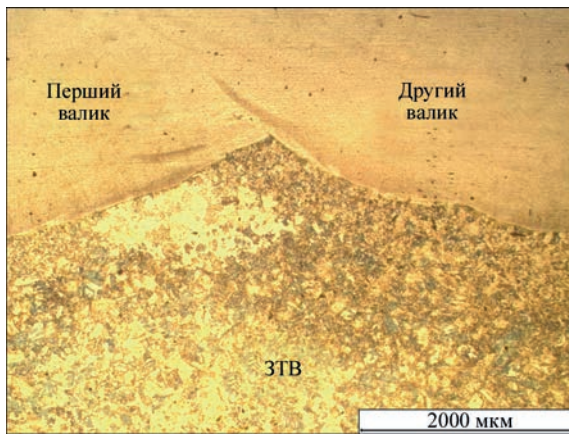


Рис. 9. Мікроструктура ділянки між двома валиками в наплавці електродами з 9 % Сг на сталь 15Х2М2ФБС після відпуску 750 °С, 18 год (збільшення $\times 25$)

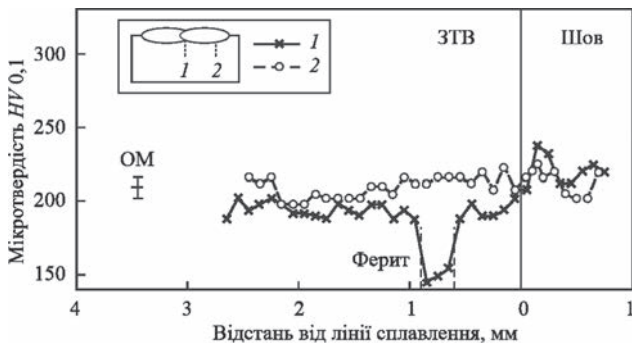


Рис. 10. Вимірювання мікротвердості в напавленні на сталь 15Х2М2ФБС електродами з 9 % Сг в стані після відпуску 750 °С, 18 год

Цей механізм дозволяє пояснити утворення і розвиток феритних ділянок біля лінії сплавлення в багатопрохідному зварному з'єднанні сталей Р91+ПЗ. Як було вказано раніше, ці феритні ділянки в багатьох місцях відходять від лінії сплавлення та розвиваються по менш дрібнозернистій ділянці трохи далі від лінії сплавлення, що унеможливило пояснити це явище тільки завдяки механізму безпосередньої дифузії з пришовної зони в шов. При багатопрохідному зварюванні в пришовній ділянці ЗТВ низьколегованої сталі виникає складна суперпозиція полів розподілу температур від кожного з валиків, як тих, що безпосередньо накладені на основний метал

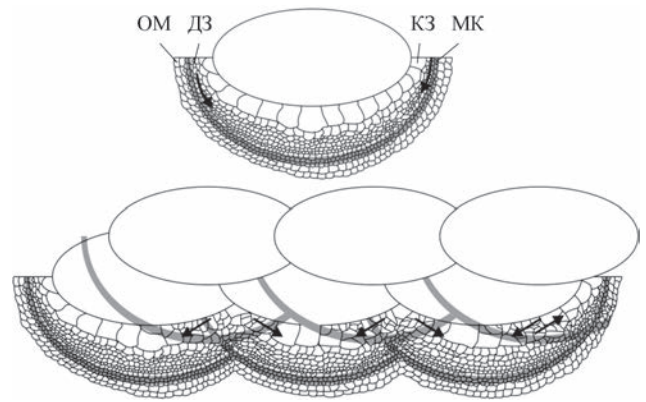


Рис. 11. Накладання міжкритичних ділянок в багатопрохідному напавленні та порівняння з однопрохідним напавленням: КЗ – крупнозерниста ЗТВ; ДЗ – дрібнозерниста ЗТВ; МК – зона неповної перекристалізації (сірі смуги); ОМ – основний метал; стрілками показано напрям розповсюдження знеуглецьованого прошарку

низьколегованої сталі, так і тих, що знаходяться в другому-третьому шарі вглибині шва (рис. 11). Внаслідок цього в пришовній зоні може виникати розподіл дрібніших і крупніших зерен. Структура з крупнішими зернами має меншу площу границь зерен на одиницю об'єму. Однак дифузія по висококутовим границям зерен з їх менш щільно упакованою структурою відіграє найбільшу роль при температурах високого відпуску і нижче (до температури $0,6T_{пл}$), в порівнянні з дифузією по дислокаціям та через кристалічну решітку [16]: в більшості випадків в тілі металу реалізується наступне відношення величин коефіцієнтів дифузії:

$$D_{решітки} \ll D_{дислокації} \leq D_{границі зерен} \leq D_{поверхні}$$

Тому зменшення площі границь призводить до зменшення швидкості дифузії вуглецю та, відповідно, зменшення швидкості розвитку знеуглецьованого прошарку, і навпаки.

Саме тому ділянка з крупними зернами в пришовній зоні безпосередньо біля лінії сплавлення в багатопрохідному зварному з'єднанні (рис. 4) стійкіша проти утворення структурної неоднорідності, на відміну від віддаленої від лінії сплавлення ділянки нормалізації, по якій і розвивається структурна неоднорідність (рис. 11). Таку ж протидію розвитку «білого прошарку» демонструє сторона стика з первісно великим зерном в другому експерименті (рис. 6, а), в якому світлопротравлюваний прошарок не розвивається навіть після відпуску 750 °С, 18 год.

Ці результати дають змогу вказати на важливу роль розміру зерен в процесах утворення феритних прошарків. Передбачається, що в зонах температур нормалізації і міжкритичних температур при високотемпературній витримці внаслідок нерівномірного розподілу концентрації вуглецю в сталі, дрібних розмірів зерен і, відповідно, високих швидкостей дифузії, та наявності поверхонь з підвищеним коефіцієнтом дифузії і пониженим хімічним потенціалом виникає флук-

тація вуглецю, що призводить в окремих ділянках до критичного знеуглецювання та утворення феритних зерен.

Додатковими факторами, що можуть впливати на зниження міцності на ділянці неповної перекристалізації, є [17]: 1) трансформація рейкового мартенситу в субзерна з низькою щільністю дислокацій; 2) коагуляція і коалесценція карбідів (зокрема, $M_{23}C_6$). Ще однією причиною рекристалізації та подальшого росту α -зерен вказується пластична деформація зони в процесі відпуску [13].

На рис. 11 показаний один з прикладів накладання температурних полів від послідовних валиків, однак, в залежності від місця розташування валиків та їх орієнтації, в пришовній зоні може утворюватися інший розподіл великих та малих зерен, що призведе до іншого профілю розвитку знеуглецювання в цій зоні.

Результати експериментів вказують на те, що світлопротравлюваний прошарок вдалечині від шва та знеуглецьований прошарок в пришовній зоні ЗТВ низьколегованих сталей, що виникають в комбінованих зварних з'єднаннях різнорідних сталей при відпуску та високотемпературній експлуатації, можуть мати однаковий механізм утворення та розповсюдження, і, відповідно, однакову першопричину можуть мати пошкодження типів IIIа та IV в низьколегованих сталях, що експлуатуються в з'єднаннях різнорідних сталей при високих температурах – це вплив термічного циклу зварювання в діапазоні температур нормалізації і неповної перекристалізації.

Основним завданням, що виникає в результаті дослідження, є визначення оптимальної геометричної конфігурації наплавлення чи зварювання, при якій ділянки нормалізації і міжкритичних температур від послідовних валиків при багатопрхідному зварюванні матимуть найменшу питому довжину вздовж лінії сплавлення. Наприклад, в випадку наплавлення на поверхні однієї ширини виникає компроміс між виконанням меншої кількості більш широких валиків на режимах з підвищеною погонною енергією, що також мають більш широкі ділянки нормалізації і міжкритичних температур, та виконанням більшої кількості вузьких валиків, що мають вузькі ділянки нормалізації і міжкритичних температур. Припускається, що в першому випадку будуть виникати більш широкі поодинокі феритні скупчення (рис. 3), а в другому – більш рівномірний вузький прошарок (рис. 4).

Висновки

1. Показано, що в багатопрхідних зварних з'єднаннях різнорідних феритних сталей після відпуску спостерігаються ділянки з різною кінетикою знеуглецювання, виявленою по ступеню протравлюваності мікроструктури.

2. Виявлено, що утворення світлопротравлюваного прошарку на ділянці нормалізації і міжкритичних температур в ЗТВ перлітних сталей може залежати від величини зерна основного металу: зі збільшенням розміру зерна зменшується схильність до утворення «білого прошарку» на ділянці неповної перекристалізації.

3. Показано, що на відкритих поверхнях стиків, що мають підвищений коефіцієнт дифузії, може відбуватися інтенсифікація утворення світлопротравлюваного прошарку.

4. Показано, що при багатопрхідному зварюванні різнорідних сталей інтенсифікація утворення знеуглецьованого прошарку в пришовній зоні ЗТВ менш легованої сталі відбувається по ділянкам нормалізації і міжкритичних температур в ЗТВ від послідовних валиків.

5. Вказано, що явище утворення знеуглецьованого прошарку біля лінії сплавлення може мати схожий механізм утворення та розповсюдження з явищем утворення світлопротравлюваного прошарку в зоні нормалізації і міжкритичних температур.

Список літератури/References

- Di Gianfrancesco, A. (2017) *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants*. Woodhead Publishing.
- DuPont, J.N. (2012) Microstructural evolution and high temperature failure of ferritic to austenitic dissimilar welds. *International Materials Reviews*, 57 (4), 208–234.
- Готальский Ю.Н. (1981) *Сварка разнородных сталей*. Киев, Техника.
- Gotsky, Yu.N. (1981) *Welding of dissimilar steels*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
- Helander, T., Andersson, H. C. M., Oskarsson, M. (2000) Structural changes in 12–2.25% Cr weldments – an experimental and theoretical approach. *Materials at High Temperatures*, 17 (3), 389–396.
- Zhao, Y., Gong, J., Wang, X. et al. (2015) Carbon diffusion in dissimilar joints between P91 and 12Cr1MoV steels welded by different consumables at high temperature. *Ibid*, 32 (6), 557–565.
- Хромченко Ф.А. (2010) *Особенности и причины поврежденной сварных соединений трубопроводов (Справочные материалы)*. Москва, НТФ «Энергопрогресс».
- Khromchenko, F.A. (2010) *Peculiarities and causes of damages of pipeline welded joints (Background materials)*. Moscow, STC Energoprogress [in Russian].
- Jandová, D., Kasl, J., Kanta, V. (2006) Creep resistance of similar and dissimilar weld joints of P91 steel. *Materials at High Temperatures*, 23 (3/4), 165–170
- Mayr, P., Schlacher, C., Siefert, J. A., Parker, J. D. (2018) Microstructural features, mechanical properties and high temperature failures of ferritic to ferritic dissimilar welds. *International Materials Reviews*, 64 (1), 1–26.
- Dawson, K. E., Tatlock, G. J., Chi, K., Barnard, P. (2013) Changes in precipitate distributions and the microstructural evolution of P24/P91 dissimilar metal welds during PWHT. *Metallurgical And Materials Transactions A*, 44, 5065–5080.
- Laha, K., Chandravathi, K.S., Bhanu Sankara Rao, K. et al. (2001) An assessment of creep deformation and fracture behavior of 2.25Cr–1Mo similar and dissimilar weld joints. *Ibid*, 32A, 115–124.
- Brett, S.J. (2004) Type IIIa cracking in 1/2CrMoV steam pipework systems. *Science and Technology of Welding and Joining*, 9 (1), 41–45.

12. Cerjak, H., Mayr, P. (2008) «Creep strength of welded joints of ferritic steels» in *Creep-resistant steels*. Edited by Abe, F., Kern, T.-U., Viswanathan, R., Woodhead Publishing.
13. Гривняк І., Малиновська Е., Мосны Я. (1983) *К проблеме возникновения «белого слоя» при сварке под флюсом в узкую разделку*. ВУЗ, XIX, 1.
Hrivnak, I., Malinovska, E., Mosny, Ya. (1983) *To problem of formation of «white layer» in narrow-gap submerged arc welding*. VUZ, XIX, 1.
14. Герман С.И. (1972) *Электродуговая сварка теплоустойчивых сталей перлитного класса*. Москва, Машиностроение.
German, S.I. (1972) *Electric arc welding of heat-resistant steels of pearlite class*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
15. Lundin, C.D., Khan, K.K., Yang, D. (1995) Effect of carbon migration in Cr–Mo weldments on metallurgical structure and mechanical properties. *Welding Research Council Bulletin*, 407, 1–49.
16. Mehrer, H. (2007) *Diffusion in Solids. Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Springer-Verlag.
17. Laha, K., Chandravathi, K.S., Parameswaran, P. Et al. (2007) Characterization of microstructures across the heat-affected zone of the modified 9Cr–1Mo weld joint to understand its role in promoting type IV cracking. *Metallurgical And Materials Transactions A*, 38A, 58–67.

STRUCTURAL INHOMOGENEITY IN WELDED JOINTS OF HEAT-RESISTANT STEELS OF CHROMIUM-MOLYBDENUM-VANADIUM SYSTEM WITH DIFFERENT CHROMIUM CONTENT

M.O. Nimko, V.Y. Skulskyi, A.R. Gavrik, S.I. Moravetskyi, I.G. Osipenko

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

Welded joints of dissimilar steels are widely used in different assemblies of the steam-water mixture loop in electric power plants. The difference in alloying by chromium and other carbide-forming elements results in carbon migration from the lower alloyed to higher alloyed steel in such joints after tempering and in high-temperature service. Decarbonization in the HAZ near-weld zone can lead to formation of defects and subsequent failures. In this work we studied the influence of the type of 15Kh2M2FBS steel joint (single-pass, multipass), made using electrodes with 9 % Cr, on the nature of formation and development of structural inhomogeneity in the HAZ at high-temperature annealing. It is shown that depending on joint type, development of ferrite interlayer takes place in different zones of the HAZ: in the normalized zone and in the zone of intercritical temperatures A_{C1} - A_{C3} at a distance from the fusion line at single-pass welding; and in the near-weld zone through the HAZ coarse-grained region at multipass welding. Proceeding from the features of decarbonization on the surfaces of butt joints and near the fusion line, a scheme was proposed, that allows explaining the nature of development of structural inhomogeneity in the multipass joint of dissimilar steels. 17 Ref., 11 Fig.

Keywords: carbon diffusion, dissimilar steel joints, heat-affected zone, decarbonized interlayer

Надійшла до редакції 22.07.2021

VI Міжнародна конференція ТИТАН 2022: ВИРОБНИЦТВО ТА ЗАСТОСУВАННЯ

Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України

30 травня – 1 червня 2022 р.

Голова програмного комітету
академік С.В. Ахонін



Національна академія наук України
Інститут електросварювання ім. Є.О. Патона НАНУ
Національний університет «Запорізька політехніка»
Міжнародна Асоціація «Зварювання»



Тематика конференції

- Технології та обладнання для отримання губки, злитків та відливок з титану та його сплавів
- Структура та властивості титанових сплавів
- Адитивні технології в виробництві виробів з титанових сплавів
- Нові сплави на основі титану та інтерметалідів титану
- Деформаційна обробка титану
- Інженерія поверхні титанових сплавів
- Виробництво та використання порошків титану
- Технології зварювання та пайки титанових сплавів
- Застосування виробів та конструкцій з титану та сплавів на його основі в промисловості

Контрольні дати

Надання заявок на участь в конференції та тез доповідей	до 12.05.2022 р.
Розсилка другого інформаційного повідомлення та підтвердження участі	до 19.05.2022 р.
Оплата реєстраційного внеску	до 30.05.2022 р.

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
вул. Казимира Малевича, 11,
м. Київ, 03150, Україна
Тел./факс: (38044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.pwi-scientists.com/ukr/titan2022

Інформаційна підтримка:
«Сучасна електротехнологія»
«Автоматичне зварювання»
«Biuletyn Instytutu Spawalnictwa»