

## ВПЛИВ РЕЖИМІВ ЗВАРЮВАННЯ НА ЗНЕВУГЛЕЦЮВАННЯ В ЗОНІ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ СТАЛІ Р91 В ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ РІЗНОРІДНИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ВИСОКОГО ВІДПУСКУ

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

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

Внаслідок різниці в хімічному потенціалі вуглецю після відпуску та при високотемпературній експлуатації в зварних з'єднаннях різнорідних сталей відбувається міграція вуглецю з менш легованої сталі в більш леговану. Зневуглицювання в пришовній ділянці ЗТВ менш легованої сталі може призводити до утворення експлуатаційних дефектів та послідовних руйнувань. З теорії масопереносу відомо, що в полікристалічних тілах дифузія елементів вкорінення, в тому числі і вуглецю, найшвидше відбувається по границям зерен. Теоретично зменшення дифузії вуглецю можна досягти за допомогою збільшення розмірів зерен в пришовній зоні ЗТВ, що призведе до зменшення загальної площі границь зерен на одиницю об'єму на цій ділянці. В роботі досліджували вплив кута нахилу електрода та сили зварювального струму при наплавленні аустенітного металу на сталь Р91 на ширину зневуглицюваного прошарку, що виникає при послідовному відпуску при температурах 700 та 760 °С. Показано, що зі збільшенням кута нахилу електрода та сили струму наплавлення ширина результуючого зневуглицюваного прошарку зменшується. Бібліогр. 18, рис. 10.

*Ключові слова:* дифузія вуглецю, з'єднання різнорідних сталей, зона термічного впливу, зневуглицюваний прошарок, границі зерен

**Вступ.** З початку використання в трубних системах котлів комбінованих з'єднань з аустенітними нержавіючими сталлями та відповідних зварювальних матеріалів в 1940-х роках почали виникати проблеми, пов'язані з міграцією вуглецю з менш легованої сталі в більш леговану. В 1950-х роках були зареєстровані перші аварії і було докладено зусилля для поліпшення режиму роботи устаткування і для розуміння причин даного явища. На 1960-і роки випало збільшення використання перехідних швів з аустенітних матеріалів для потреб котлобудування, особливо коли температура пари виросла до 566 °С. У 1970-х і 1980-х роках обсяги використання і кількість відмов перехідних швів зросла. Багатьма дослідженнями причин цих аварій показано, що важливим фактором є міграція вуглецю в зварних з'єднаннях різнорідних сталей при підвищених температурах [1].

Оскільки феритні сталі мають більший вміст вуглецю, ніж аустенітні, градієнт концентрації вуглецю в зоні контакту цих сталей зменшується від феритної сталі в напрямку аустенітної. При підвищених температурах вуглець дифундує в напрямку пониження градієнту хімічного потенціалу. Важливо зазначити, що хром знижує хімічний потенціал вуглецю [2], при цьому вміст хрому збільшується від феритно-мартенситної сталі до аустенітної. Тому градієнти концентрацій хрому та вуглецю створюють достатньо

різкий градієнт хімічного потенціалу поперек зони сплавлення. Крім того, коефіцієнт дифузії вуглецю в фериті значно вищий, ніж в аустеніті, в той час як розчинність – нижча. Результатом цих факторів є сильна рушійна сила для дифузії вуглецю від феритної сталі до аустенітної, наслідком якої є утворення зневуглицюваного прошарку в феритній сталі.

Зневуглицюваний прошарок має понижені механічні властивості, які можуть бути охарактеризовані зменшенням твердості і високою концентрацією локалізованої деформації, вимірною під час випробування на розтяг [1]. Важливим аспектом деградації властивостей, пов'язаним зі зневуглицюванням, є втрата механізму довготривалого зміцнення по причині розчинення карбідів  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$  та карбонітридів  $MX$  [3], що зменшує дисперсійне зміцнення. Також процес рекристалізації усуває об'єднаний вплив дислокаційного і субзернограничного зміцнення [4]. Наслідком є можливість руйнування всередині зневуглицюваного прошарку [1, 5, 6].

В свою чергу в більш легованій сталі утворюється навуглицюваний прошарок. В роботі [7] було показано, що в такому навуглицюваному прошарку можуть зароджуватися мікротріщини. Мікротріщини переважно зароджуються в перехідній зоні та мають міжзеренний характер.

В зв'язку з цим повстає необхідність зменшення зневуглицюваного прошарку в з'єднаннях різ-

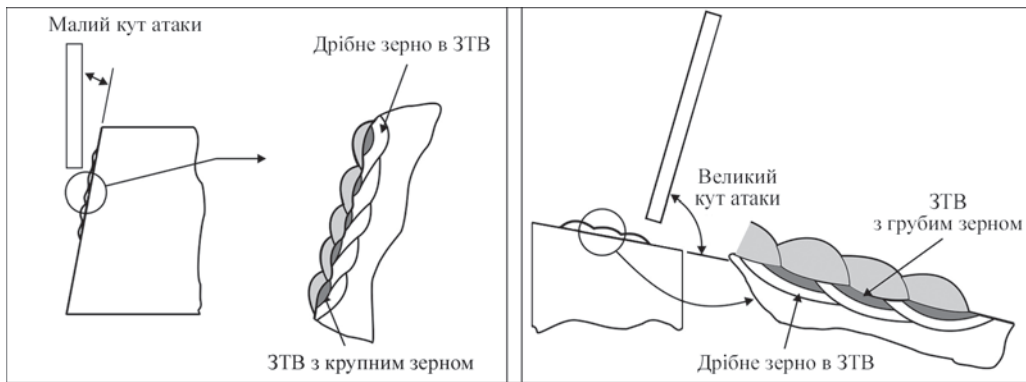


Рис. 1. Техніка плакування аустенітним металом кромки пластин [13]

норідних сталей при високотемпературній експлуатації в умовах повзучості. Загально прийнято для зменшення дифузії вуглецю використовувати нікелеві зварювальні матеріали. Однак більшість дослідників вважає, що традиційні матеріали на основі нікелю (наприклад, Ni 6082, Ni 6182, Ni 6117, Ni 6625 по ДСТУ ISO 14172) не можуть ефективно повністю стримувати дифузію вуглецю з мартенситної сталі в шов, оскільки в більшості нікелевих сплавів, використаних як зварювальний матеріал, міститься велика кількість карбідоутворювачів, зокрема хрому [8–11].

Проблема зі стримування дифузійного перерозподілу вуглецю залишається актуальною та потребує інших підходів (шляхів) її вирішення. В першій частині роботи [12] були виконані дослідження впливу режимів наплавлення (погонної енергії та температури підігріву) аустенітним зварювальним матеріалом на розвиток ширини знеуглецьованого прошарку в сталі X10CrMoVNb9-1 (P91) при відпуску при температурі 750 °C впродовж 7 та 18 год та було з'ясовано, що зі зростанням величини погонної енергії ширина прошарку після відпуску зменшується; зі зростанням температури підігріву від 20 до 195 °C ширина прошарку після відпуску також зменшується, а потім починає зростати з підігрівом до 300 °C. Враховуючи, що вказані вище дослідження були виконані з використанням одношарових аустенітних наплавлень на поверхню мартенситної сталі, вимагалось перевірити одержані закономірності на реальних комбінованих з'єднаннях.

Мета роботи полягала в перевірці впливу режиму та техніки зварювання (кута нахилу електрода) на кінетику знеуглецьовання в пришовній ділянці ЗТВ менш легваної сталі в комбінованих зварних з'єднаннях після високого відпуску.

**Методика досліджень.** Для експериментів вибрано мартенситну сталь P91 (X10CrWMoVNb9-2 (1.4901) по ДСТУ EN 10216-2:2016), що містить 9 % Cr (мас. %: 0,1 C; 0,34 Si; 0,47 Mn; 8,52 Cr; 0,28 Ni; 0,93 Mo; 0, 2 V; 0,072 Nb; 0,06 N). Щоб створити різницю в легуванні, для наплавлення був вибраний аустенітний зварювальний матеріал

Fox CN 23/12 Mo-A (мас. %: 0,01 C; 0,63 Si; 0,73 Mn; 23,0 Cr; 13,1 Ni; 2,6 Mo). Такі стикові з'єднання можуть зустрічатися при зварюванні трубних систем котлів, наприклад, колектору зі сталі P91 з пароперегрівачами з аустенітних сталей.

Використовували два різних підходи до зварювання:

1) Для оцінки впливу техніки зварювання, а саме кута нахилу електрода на кінетику знеуглецьовання виконували однопрохідні наплавлення (щоб усунути вплив повторного нагріву) на пластини зі сталі P91 за допомогою електродів Fox CN 23/12 Mo-A. Наплавлення виконували на малому (~30°) та великому (~90°) кутах нахилу. Передбачали, що кожний режим завдає різний ступінь перегріву пришовної зони і, як відомо, спричиняє зменшення чи збільшення розмірів мікроструктурних ділянок з крупним зерном (рис. 1). Більший кут нахилу електрода сприяє більшому прогріву пришовної зони і навпаки – при меншому куті нахилу спостерігається менший прогрів.

Наплавлення в обох випадках виконували на режимі  $I_{зв} = 120$  А,  $U_{д} = 24$  В,  $v_{зв} \approx 4,5$  мм/с при кімнатній температурі.

Після наплавлення зразки розрізали на два темплети (рис. 2). Для інтенсифікації процесів дифузії вуглецю і утворення знеуглецьованого прошарку їх піддавали відпуску при температурі 700 °C тривалістю 7 та 18 год для інтенсифікації процесів дифузії вуглецю і утворення знеуглецьованого прошарку. З темплетів в стані після відпуску виготовляли шліфи, які травили електролітично в  $H_2CrO_4$  впродовж 15 с з напругою 10 В для виявлення знеуглецьованого прошарку.

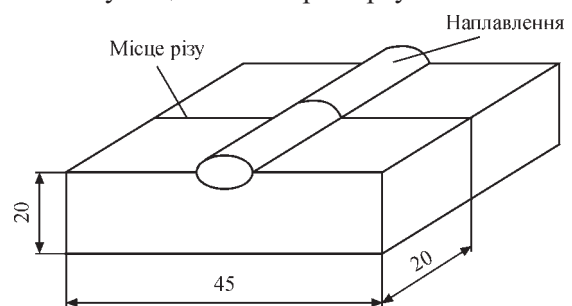


Рис. 2. Схема порізки наплавлення на темплети

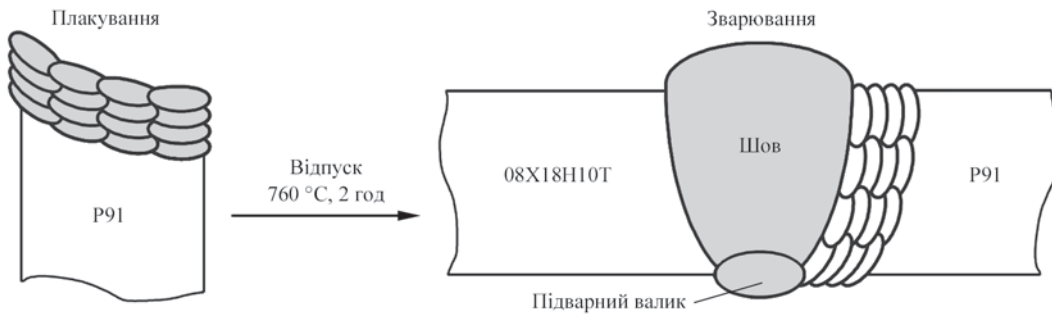


Рис. 3. Схема виконання плакування і зварювання

2) Для оцінки впливу режиму зварювання на кінетику знеуглецювання в реальному зварному з'єднанні виконували два дослідних з'єднання на пластинах з мартенситної сталі P91 товщиною 20 мм. Перед зварюванням стиків виконували попереднє наплавлення на кромку сталі P91 аустенітними електродами Fox CN 23/12 Мо-А діаметром 3,2 мм в 4-5 шарів. Після наплавлення пластину відпускали при 760 °C, 2 год. Наплавлену і відпущену кромку зварювали за допомогою електродів Fox CN 23/12 Мо-А зі сталлю 08X18H10T на струмі  $I_{зв} = 120$  А, розкриття кромки – 60° (рис. 3). Для забезпечення якісного формування зварних з'єднань, після заповнення розробки проводили підварку кореня зі зворотної сторони стику.

Необхідність високого відпуску при температурі 760 °C в з'єднаннях мартенситних сталей пояснюється тим, що після зварювання в ЗТВ таких сталей виникає надлишок дислокацій. В присутності залишкових напружень висока щільність дислокацій прискорює процеси звороту та рекристалізації в сталі, що згубно впливає на тривалу міцність [4]. Високий відпуск призводить до зменшення щільності дислокацій і, таким чином, сприяє підвищеній тривалій міцності в діапазоні низьких навантажень при високотемпературній експлуатації.

Перевіряли два режими наплавлення:

- з малим кутом нахилу (~30°) на струмі  $I = 110$  А;
- з великим кутом нахилу (~90°) на струмі  $I_{зв} = 130$  А.

Після зварювання для частини зразків виконували відпуск 700 °C, 14 год для імітації теплового впливу при експлуатації (відповідає ~16,8 тис. год при температурі 600 °C при переводі за допомогою параметру Ларсона-Міллера [14]). Зі зразків після зварювання та після відпуску виготовляли шліфи. Для виявлення мікроструктури металу зварних з'єднань застосовували електролітичне травлення у хромовій кислоті ( $U = 10$  В,  $t = 10$  с). Мікротвердість вимірювали на твердомірі ПМТ-3 при навантаженні 100 г. Металографічний аналіз проводили з застосуванням світлового мікроскопу НЕОРНОТ-3.

В літературі, наприклад [15], застосовується поняття ефективної ширини дифузійного прошарку, яка визначається найкоротшою відстанню від поверхні насичення (наприклад, лінії сплавлення)

до ділянки виміру. Ця ширина характеризується встановленим номінальним значенням базового параметра, в якості якого приймають або концентрацію дифундуючого елемента, або властивість (твердість) чи структурну ознаку, таку як слабку протравлюваність цієї ділянки. Водночас точно визначити вміст вуглецю за допомогою сучасних методів елементного аналізу (наприклад, за допомогою електронно-зондового рентгеноспектрального мікроаналізу) достатньо складно по причині того, що вуглець – легкий елемент ( $Z < 10$ ) [1].

Для визначення середньої ширини знеуглецьованого прошарку в відпущених наплавках

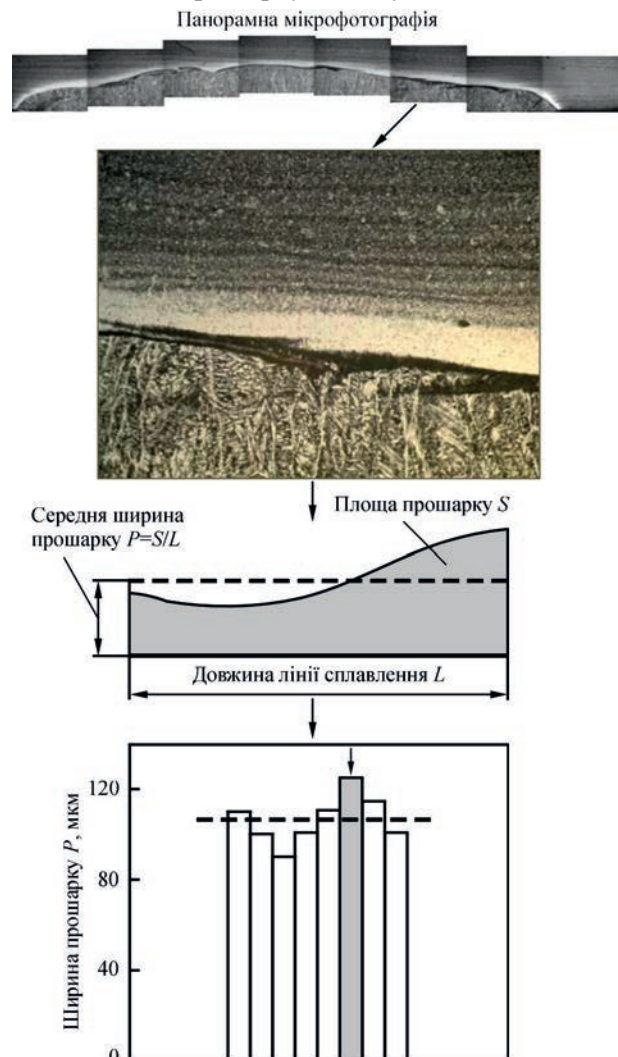


Рис. 4. Схема побудови гістограм (адаптовано з роботи [12])

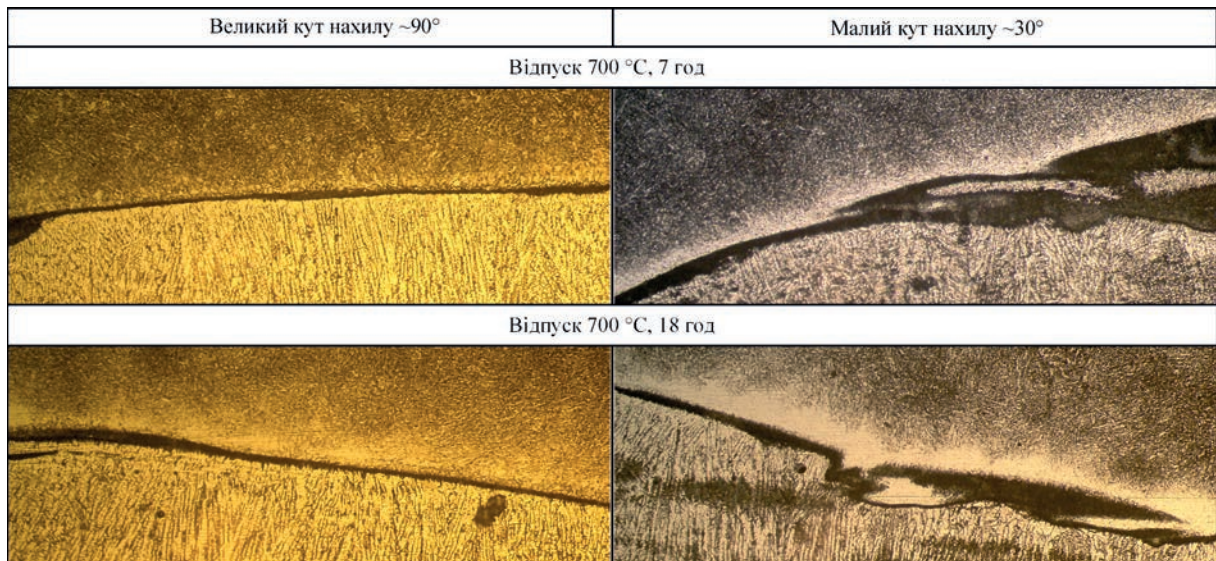


Рис. 5. Приклад мікрофотографій для визначення ширини прошарку в залежності від величини кута нахилу після відпуску,  $\times 100$  (шов знизу)

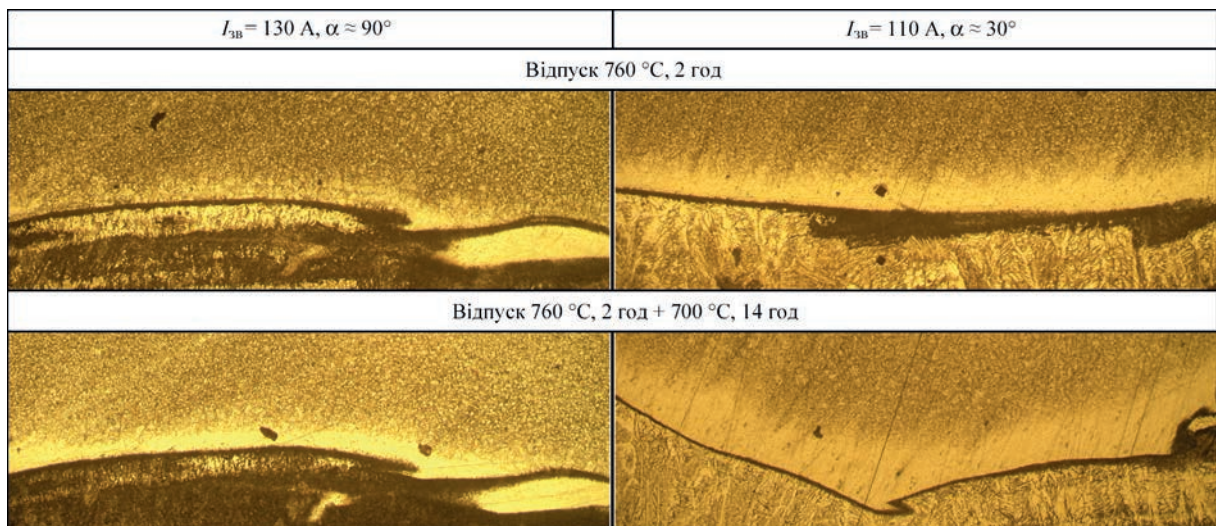


Рис. 6. Приклад мікрофотографій для визначення ширини прошарку в залежності від режиму зварювання після відпуску,  $\times 100$  (шов знизу)

виконували панорамні мікрофотографії структури вздовж лінії сплавлення при збільшенні  $\times 100$ , отримували від 8-9 (для наплавлень) до 16-17 (для зварних з'єднань) мікрознімків в залежності від довжини лінії сплавлення. Вимірювання площі слабопротравленої пришовної ділянки та довжини лінії сплавлення виконували за допомогою безкоштовного програмного забезпечення ImageJ [16]. По результатам вимірів будували гістограми для випадку варіювання кута нахилу електрода при наплавленні та режиму зварювання. Кожний стовпчик гістограм відображає ширину прошарку на певній мікрофотографії, стовпчики розташовуються у порядку зйомки та нумерації мікрофотографій від лівого краю валика до правого (рис. 4).

Середні значення ширини дифузійного прошарку  $P$  для кожного валику (пунктирна лінія на гістограмах) визначалися за формулою

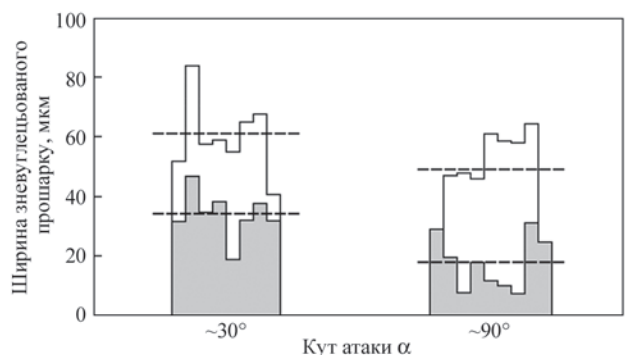


Рис. 7. Гістограми залежності ширини знеуглецьованого прошарку від параметрів кута нахилу електрода в пришовній зоні сталі P91 після відпуску 700 °С, 7 год (заповнений сірим контур) та 700 °С, 18 год (заповнений білим контур)

$$P = \frac{\sum_{i=1}^n (p_i l_i)}{\sum_{i=1}^n l_i},$$

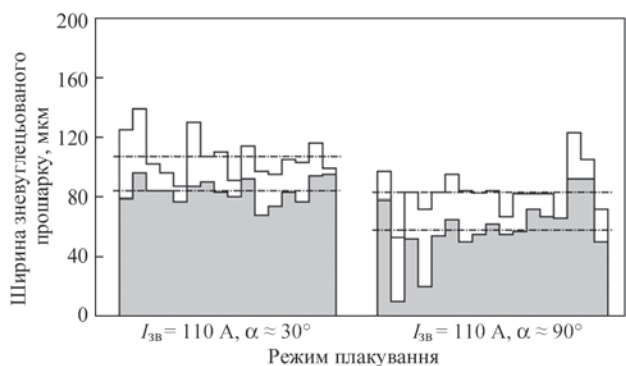


Рис. 8. Гістограми залежності ширини знеуглецьованого прошарку від параметрів режиму зварювання в пришовній зоні сталі Р91 після відпуску 760 °С, 2 год (заповнений сірим контур) та 760 °С, 2 год + 700 °С, 14 год (заповнений білим контур)

де  $p_i$  – ширина дифузійного прошарку (мкм) на певній мікрофотографії  $i$  ( $n$  – загальна кількість мікрофотографій для деякого валика);  $l_i$  – довжина лінії сплавлення (мкм) на певній мікрофотографії  $i$ .

**Результати експериментів та їх аналіз.** На рис. 5 приведені приклади мікрофотографій пришовної зони сталі Р91 в наплавленнях в стані після відпуску 700 °С, 7 та 18 год відповідно, на рис. 6 – мікрофотографії зварних з’єднань. На мікрофотографіях можна відзначити помітний діапазон коливання ширини знеуглецьованого прошарку при однаковій температурній витримці. На рис. 7 показано побудовані за описаною вище методикою гістограми ширини знеуглецьованого прошарку в залежності від параметру кута нахилу електрода після відпуску 700 °С, 7 та 18 год, а на рис. 8 – гістограми ширини знеуглецьованого прошарку в залежності від режиму наплавлення в зварному з’єднанні після відпуску 760 °С, 2 год та 760 °С, 2 год + 700 °С, 14 год.

Додатково проводили вимірювання мікротвердості в зварних з’єднаннях в ЗТВ сталі Р91 під серединою другого плакованого валика зверху для обох режимів зварювання (рис. 9). Результати вказують на те, що на режимі з меншим струмом і більшим знеуглецюванням спостерігається помітне зменшення в пришовній зоні, а також в зоні критичних температур між  $A_{c1}$  і  $A_{c3}$ , в порівнянні з режимом на більшому струмі та з меншим знеуглецюванням.

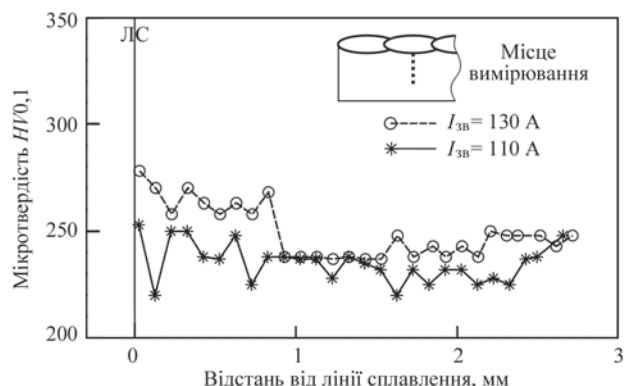


Рис. 9. Мікротвердість в пришовній зоні ЗТВ сталі Р91 після відпуску 760 °С, 2 год + 700 °С, 14 год

Це дає змогу встановити пряме відношення між структурною та механічною характеристиками металу внаслідок дифузії вуглецю в пришовній зоні: зі збільшенням знеуглецювання, видимого на мікрофотографіях, зростає зменшення.

Отримані з гістограм дані повністю узгоджуються з результатами досліджень, викладеними в попередній статті [12]: при збільшенні тепловкладення зменшується швидкість розвитку знеуглецьованого прошарку при відпуску. Це пов’язано з тим, що при температурах високого відпуску і нижче переважним типом дифузії є дифузія по границям зерен. При наплавленні на підвищеному режимі, внаслідок росту первісного аустенітного зерна в пришовній зоні, площа границь зерен на одиницю об’єму стає меншою, ніж в металі з наплавленням на меншому режимі, що обмежує зернограничну дифузію.

Зерногранична дифузія є комплексним процесом, що включає пряму дифузію через решітку зерна, дифузію вздовж границь зерен, розсіювання дифундуючої речовини з границь зерен і послідовного просочування її в решітку зерен навколо границь між зернами [17]. В залежності від переважання одного з цих елементарних процесів можна спостерігати різні дифузійні кінетики (або дифузійні режими). Кожен режим превалює в певній області температур і тривалості витримки при цих температурах, а також залежить від розмірів зерен, параметрів решітки і границь зерен.

На рис. 10 показано два з трьох типів класифікації дифузійних кінетик.

**Кінетика типу А.** Ця кінетика спостерігається при високотемпературній чи тривалій витримці при підвищеній температурі в матеріалах, що мають малий розмір зерен. В роботі [18] показано, що для реалізації такої кінетики потрібно, щоб дифузійна довжина  $\sqrt{Dt}$  (де  $D$  – коефіцієнт дифузії у решітці ( $m^2/c$ );  $t$  – час від початку дифузії (с)) була тільки трохи більшою, ніж відстань між границями зерен  $d$ :

$$\sqrt{Dt} \geq \frac{d}{0,8}$$

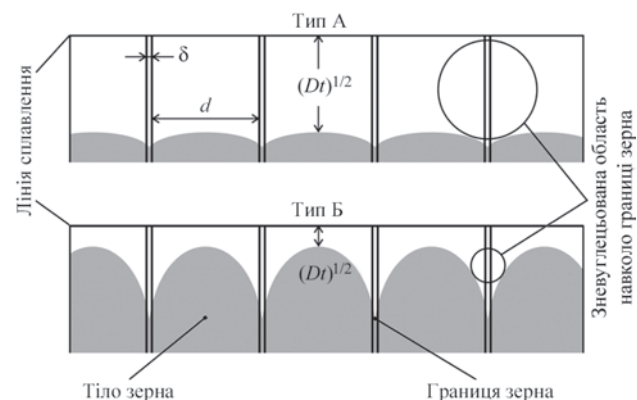


Рис. 10. Дифузійні кінетики типу А і Б (з використанням даних [17])

В такому випадку знеуглецьовані області навколо сусідніх границь зерен перекриваються і фронт знеуглецьовання може захоплювати тіло зерна.

*Кінетика типу Б.* Ця кінетика характерна для матеріалів після витримки при нижчих температурах чи/і при відносно короткій тривалості витримки в матеріалах з достатньо великим розміром зерен. В таких умовах довжина дифузії  $\sqrt{Dt}$  перед тілом зерна може стати набагато меншою, ніж відстань між границями зерен  $d$ . Разом з тим ширина приграничних знеуглецьованих областей, що також вираховується за допомогою  $\sqrt{Dt}$ , може бути значно більшою, ніж ширина границь зерен  $\delta$ . Тому для кінетики типу Б виконується наступна умова:

$$\delta \ll \sqrt{Dt} \ll d.$$

При цій кінетиці з областей навколо границь зерен відбувається знеуглецьовання в збіднені вуглецем граничні ділянки зерен, де вже пройшла дифузія, однак, на відміну від типу А, знеуглецьовані області навколо сусідніх границь зерен не перекриваються в тілі зерна [17].

При збільшенні розміру зерен кінетика типу А поступово переходить в кінетику типу Б, тому будь-які відхилення в розподілі розміру зерен пришовної зони ЗТВ після зварювання, викликані різним тепловкладенням, матимуть результатом різну швидкість знеуглецьовання. Ці дані вказують на те, що з точки зору процесу стримування знеуглецьовання крупнозерниста структура має переваги над дрібнозернистою. Крупнозерниста структура також має сприятливий вплив на тривалу міцність. Це пояснюється тим, що деформація і руйнування при високих температурах часто відбуваються по границям зерен, які містять велику кількість дефектів (вакансій, дислокацій і т.д.): при підвищених температурах та наявності напружень по ним легко відбуваються елементарні акти ковзання та зародження каверн і мікротріщин, що призводять до декогезії границь зерен [4, с. 346]. Таким чином, якщо при низьких температурах висока щільність границь зерен (при дрібнозернистій структурі) сприяє гальмуванню руху дислокацій і зміцненню сплаву, то при високих температурах, навпаки, висока щільність границь допомагає пришвидшеному знеміцненню полікристалічних металів. Тому більш крупне зерно сприяє підвищенню жароміцності [15, с. 302].

Недоліками крупнозернистої структури в пришовній зоні ЗТВ є знижена пластичність та ударна в'язкість, а в низьколегованих сталях – ще й схильність до утворення тріщин відпускового нагріву. Однак у випадку сталі Р91 повідомлялося, що вона не є схильною до утворення тріщин відпуску [4]. Що стосується ударної в'язкості, то найбільш критичним місцем з'єднань мартенситних і аустенітних сталей є ділянка першого прошарку плакування – в перших наплавлених валиках

відбувається інтенсивне розбавлення та перемішування у різних співвідношеннях розплаву основного металу з електродним. Зокрема, вміст нікелю в перемішаній зоні знижується в напрямку від зони розплавлення до менш легovanого основного металу. В деякій точці на ділянці цього зниження вміст нікелю стає надто низьким, щоб стабілізувати аустеніт при охолодженні до кімнатної температури, а відносно висока легovanість в цій зоні сприяє високій загартовуваності, внаслідок чого там утворюється мартенсит [2]. Зокрема, виконані випробування на ударну в'язкість в першому прошарку обох наплавов – при 110 та 130 А – показали, що *KCV* в цій ділянці коливалась в межах 30 Дж/см<sup>2</sup>. Проте ця зона не завдавала негативного впливу на інші властивості в стані після зварювання та відпуску – кут загину поперечних зразків становив не менше 100°, а руйнування при випробуваннях на поперечних зразках на статичний розтяг відбувалися по аустенітному основному металу.

## Висновки

1. Визначено, що ширина знеуглецьованого прошарку в сталі Р91, плакованій і завареній аустенітним зварювальним матеріалом, що розвивається при відпуску чи високотемпературній експлуатації, може варіюватися при зміні значень кута нахилу електрода: ширина прошарку зменшується при куті, близькому до 90°, та збільшується при зменшенні кута нахилу до 30°. Ширина прошарку на зразках, виконаних з кутом нахилу 30°, більша ніж ширина прошарку на зразках, виконаних з кутом нахилу 90°, після витримки 700 °С, 7 год – в 1,89 разів; після витримки 18 год – в 1,24 рази.

2. Металографічні дослідження та вимірювання твердості вказують на те, що в реальному зварному з'єднанні між мартенситною та аустенітною сталями, плакованому на режимі з підвищеним струмом (до 130 А), після високого відпуску спостерігається зменшене знеуглецьовання та знеміцнення в пришовній зоні ЗТВ мартенситної сталі, ніж у з'єднанні, плакованому на режимі з пониженим струмом (110 А). Ширина прошарку в з'єднаннях, виконаних на струмі 110 А з кутом нахилу 30°, більша ніж ширина прошарку, виконаного на струмі 130 А з кутом нахилу 90°, після витримки 760 °С, 2 год – в 1,45 разів; після додаткової витримки 700 °С, 14 год – в 1,29 разів.

## Список літератури/References

- 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.
- DuPont, J.N. (2012) Microstructural evolution and high temperature failure of ferritic to austenitic dissimilar welds. *International Materials Reviews*, 57(4), 208–234.

3. 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.
4. Abe, F., Kern, T.-U., Viswanathan, R. (2008) *Creep-resistant steels*. Woodhead Publishing.
5. 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.
6. Brett, S.J. (2004) Type IIIa cracking in 1/2CrMoV steam pipework systems. *Science and Technology of Welding and Joining*, 9(1), 41–45.
7. Frei, J., Alexandrov, B.T., Rethmeier, M. (2019) Low heat input gas metal arc welding for dissimilar metal weld overlays part III: hydrogen-assisted cracking susceptibility. *Welding in the World*, 63, 591–598.
8. You, Y., Shiue, R.K., Shiue, R.H., Chen, C. (2001) The study of carbon migration in dissimilar welding of the modified 9Cr–1Mo steel. *Journal of Materials Science Letters*, 20, 1429–1432.
9. Karthick, K., Malarvizhi, S., Balasubramanian, V., Gourav Rao, A. (2018) Tensile properties variation across the dissimilar metal weld joint between modified 9Cr–1Mo ferritic steel and 316LN stainless steel at RT and 550 °C. *Metallography, Microstructure and Analysis*, 7, 209–221.
10. Urzyncik, M., Jachym, R., Kwiecinski, K. et al. (2013) Application of EPRI87 in dissimilar welding austenitic-martensitic welded joints of TEMPALLOY AA-1 and T92 steel grades. *Advances in Materials Technology for Fossil Fuel Power Plants: Proceedings of the 7th International Conference, Waikoloa, Hawaii, USA*, 992–1005.
11. Coleman, K., Gandy, D. (2007) Alternative filler materials for DMWs involving P91 materials. *Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants: Proceedings of the 5th International Conference, Marco Island, Florida, USA*, 940–967.
12. Nimko, M.O. (2021) Influence of welding parameters on decarburization in heat affected zone of dissimilar weldments after post weld heat treatment. *Archives of Materials Science and Engineering*, 112(1), 23–31.
13. Defects/imperfections in welds – reheat cracking. *Job knowledge for welders*, 48, TWI, July 2000, 4 p. ([www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/defects-imperfections-in-welds-reheat-cracking-048](http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/defects-imperfections-in-welds-reheat-cracking-048)).
14. Tamura, M., Abe, F., Shiba, K. et al. (2013) Larson–Miller constant of heat-resistant steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(6), 2645–2661.
15. Лахтин Ю.М. (1984) *Металловедение и термическая обработка*. Москва, Металлургия.
16. Lakhtin Yu.M. (1984) *Metals science and heat treatment*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
17. <https://imagej.nih.gov/ij/>
18. Mehrer, H. (2007) *Diffusion in Solids. Fundamentals, Methods, Materials, Diffusion-Controlled Processes*. Springer-Verlag.
19. Belova, I.V., Murch, G.E. (2001) The transition from Harrison type-B to type-A kinetics in grain-boundary tracer diffusion. *Philosophical Magazine A*, 81(10), 2447–2455.

## INFLUENCE OF WELDING MODES ON DECARBURIZATION IN THE HAZ OF R91 STEEL IN WELDED JOINTS OF DISSIMILAR STEELS AFTER HIGH-TEMPERATURE TEMPERING

M.O. Nimko, V.Yu. Skulskii, A.R. Gavrik, 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.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Carbon migration from the lower-alloyed to the higher-alloyed steel takes place in welded joints of dissimilar steels, as a result of the difference in carbon chemical potential after tempering and in high-temperature service. Decarburization in the HAZ near-weld zone of the lower-alloyed steel can lead to formation of service defects and subsequent failure. From mass transfer theory it is known that in polycrystalline bodies the diffusion of interstitial elements, in particular carbon, occurs most rapidly along the grain boundaries. Theoretically, reduction of carbon diffusion can be achieved by increasing the grain dimensions in the HAZ near-weld zone that will lead to reduction of the overall grain boundary area per a unit of volume in this zone. This work is a study of the influence of the angle of electrode inclination and welding current at deposition of austenitic metal on R91 steel on the width of the decarburized layer, forming at subsequent tempering at the temperature of 700 and 760 °C. It is shown that the resultant decarburized layer becomes narrower with increase of the angle of electrode inclination and deposition current. 18 Ref., 10 Fig.

*Keywords: carbon diffusion, dissimilar steel joint, HAZ, decarburized interlayer, grain boundaries*

Надійшла до редакції 17.01.2022

# ЖУРНАЛИ для професіоналів



Видається з 1948 р.  
Виходить 12 разів на рік  
ISSN 0005-111X  
[doi.org/10.37434/as](https://doi.org/10.37434/as)  
Передплатний індекс 70031

Видається з 2000 р.  
Виходить 12 разів на рік  
ISSN 0957-798X  
[doi.org/10.37434/twj](https://doi.org/10.37434/twj)  
Передплатний індекс 21791



Видається з 1989 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 0235-3474  
[doi.org/10.37434/dnk](https://doi.org/10.37434/dnk)  
Передплатний індекс 74475



Видається з 1985 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 2415-8445  
[doi.org/10.37434/sem](https://doi.org/10.37434/sem)  
Передплатний індекс 70693