

МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ПІДХОДИ ДО ЗВАРЮВАННЯ КОМБІНОВАНИХ З'ЄДНАНЬ МІЖ МАРТЕНСИТНИМИ І АУСТЕНІТНИМИ СТАЛЯМИ, ЯКІ ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ В ЕНЕРГОМАШИНОБУДУВАННІ (Огляд)

М.О. Німко, В.Ю. Скульський, Т.В. Іваненко

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

Надано огляд недавньої зарубіжної дослідницької літератури, присвяченої вибору зварювальних матеріалів і актуальним підходам до зварювання комбінованих з'єднань між мартенситними і аустенітними сталями, що широко застосовуються в даний момент у всьому світі і в тому числі й у вітчизняному енергомашинобудуванні. Розглянуто характерні представники мартенситних та аустенітних сталей; вказано проблеми, що виникають в з'єднаннях різнорідних сталей при високотемпературній експлуатації, зокрема, процес дифузії вуглецю від менш легованої сталі до більш легованої та виникнення термічних напружень внаслідок різниці в коефіцієнтах термічного розширення поєднаних сталей; описано технологічні підходи для зменшення негативного впливу вказаних вище факторів, а також наведено перспективні зварювальні матеріали, які використовуються при виготовленні таких з'єднань, та проведено їх порівняльний аналіз. В кінці огляду приведено таблицю, в якій літературні посилання класифіковано в залежності від марки поєднаних сталей та зварювальних матеріалів, що використовувалися при виготовленні зварних з'єднань у відповідних літературних джерелах. Бібліогр. 47, табл. 4, рис. 8.

Ключові слова: зварювальні матеріали, з'єднання різнорідних сталей, мартенситні сталі, аустенітні сталі, нікелеві сплави, дифузія вуглецю, зневуглецьований прошарок

Вступ. Основним термодинамічним циклом теплових 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 0,50...2,25 % Cr (труби настінних екранів котла, працюють при температурі 550...580 °C) та мартенситних сталей з 9...12 % Cr (верхні секції труб настінних екранів котла, колектори, магістральні паропроводи, для температур до 625...630 °C), ділянки з вищими параметрами пари, що потребують підвищені показники тривалої міцності та окалинистості – з більш дорогих аустенітних сталей (змійовики пароперегрівачів, робочі температури до 660...680 °C) [1]. Для реалізації закритого пароводяного контуру ці ділянки поєднуються між собою за допомогою зварювання, утворюючи з'єднання різнорідних сталей. Наприклад, в теплових електростанціях, що працюють при ультранадкритичних параметрах пари і максимальних температурах 600 °C, може використовуватися 4674 з'єднань тільки між мартенситними і аустенітними сталями [2].

Поява нових сталей, обумовлена необхідністю підвищення параметрів пари до надкритичного і

супернадкритичного рівнів і відповідного збільшення ККД електростанцій, вимагала проведення нових досліджень особливостей зварювання комбінацій цих сталей зі сталями, які працюють в інших температурних режимах.

Ціллю даної роботи був опис сучасного стану розроблення проблем, характерних для одержання з'єднань між сучасними мартенситними і аустенітними сталями, а також аналіз зварювальних матеріалів, зокрема, матеріалів на основі нікелю, що використовувалися останні десятиліття в дослідженнях зі створення підходів до зварювання різнорідних сталей.

Основні марки сталей для трубних систем перегрітої пари. В даному розділі розглянуто легування основних типів мартенситних і аустенітних сталей, зварювання сполучень яких складає актуальну проблему для сучасної теплової енергетики.

До класу сучасних мартенситних сталей, найбільш поширених в енергомашинобудуванні, належать сталі системи з базовим легуванням 9Cr–1Mo: P91 (X10CrMoVNb9-1 по EN), T92 (X10CrWMoVNb9-2) (табл. 1).

Сталь P91 була розроблена в Національній лабораторії в Окриджі в кінці 1970-х років і є модифікованою версією сталі P9 (9Cr–1Mo) з контрольованими добавками ванадію, ніобію і азоту для поліпшення високотемпературних механічних

Таблиця 1. Номінальний хімічний склад найбільш розповсюджених сучасних мартенситних сталей [1]

Марка сталі	Масова частка, %									
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Nb	N	B
P91	0,10	0,35	0,45	9,0	0,95	–	0,22	0,08	0,05	–
P/T92	0,09	0,25	0,50	9,0	0,50	1,8	0,20	0,05	0,05	0,003

властивостей сталі за рахунок дисперсійного зміцнення виділеннями карбонітридів МХ (де М – це ванадій або ніобій, а Х – вуглець або азот). Типові температури експлуатації даної сталі в посудинах високого тиску і трубних системах теплових електростанцій становлять 580...600 °С [1].

Сталь P92/T92 є наступною модифікацією сталі P91. Нова сталь була розроблена в «Nippon Steel Corporation» в 1990-х роках для експлуатації при температурах 600 °С і вище, і тиску пари близько 25 МПа. Подальше поліпшення опору повзучості в даній сталі було досягнуто додаванням вольфраму, який частково замінив молібден, і бору. Початковою метою додавання W і В було збільшення частки твердорозчинного зміцнення і обмеження укрупнення дисперсійних виділень [1].

Що стосується аустенітних сталей, було виявлено, що сталі типу 08X18H10 (S304H, 316L та ін.), спочатку розроблені для застосування в корозійному середовищі, також мають чудові високотемпературні властивості. Аустенітні нержавіючі сталі, що застосовуються в енергомашинобудуванні і зустрічаються у даному огляді, приведено в табл. 2.

Сталі, що експлуатуються в корозійному середовищі, мають низький вміст вуглецю, зазвичай, нижче 0,03 %, для запобігання утворення міжкристалітної корозії. Такі сталі позначають буквою L в кінці назви. Високотемпературні варіанти цих сталей (з позначенням H в кінці назви) мають вміст вуглецю близько 0,08 %, що сприяє невеликому підвищенню опору повзучості.

Для забезпечення достатньої стійкості до корозії і окислення при температурах ~700 °С необхідно підвищувати вміст хрому в сталях до 20...25 %. Дві класичні високотемпературні сталі в даному діапазоні вмісту хрому – 310 і Alloy 800H. Обидві мають, однак, дуже низькі значення опору повзучості при 700 °С, хоча сталь 310 використовується і при більш високих температурах

через свою чудову корозійну стійкість. Для поліпшення опору повзучості додатково була розроблена сталь HR3C [1].

Добавки Ti і Nb в аустенітних сталях сприяють запобіганню розвитку міжкристалітної корозії, добавки Mo покращують опір пітінг-корозії і дають невеликий приріст до опору повзучості. Азот сприяє збільшенню міцності при підвищених температурах за двома механізмами: через твердорозчинне зміцнення і через утворення дрібнодисперсних нітридів ніобію.

Проблеми, які виникають під час експлуатації різнорідних з'єднань. Зварні з'єднання різнорідних сталей характеризуються на певних ділянках дуже різким градієнтом в мікроструктурі, фізичних властивостях, хімічному потенціалі і, як наслідок, в механічних властивостях. Основними чинниками, відповідальними за ушкодження при повзучості з'єднань різнорідних теплостійких сталей, є:

– різниця у фізичних властивостях;

– зневуглецювання/навуглецювання в зоні контакту сталей внаслідок різниці в хімічному складі сталей і, відповідно, їх хімічному потенціалі.

Додаткові напруження в з'єднанні різнорідних сталей можуть виникнути через невідповідність фізичних властивостей: наприклад, аустенітні сталі мають коефіцієнт термічного розширення (КТР) на 30 % більший, ніж мартенситні – типовими значеннями КТР є 18 та 13...14 мкм/м·К відповідно [3]. Циклічний температурний вплив при експлуатації електростанцій відіграє важливу роль в передчасних руйнуваннях цих з'єднань. Різниця в коефіцієнтах термічного розширення і теплопровідності між основним металом і металом шва призводять до утворення термічних напружень в зварному з'єднанні під час чисельних запусків та відключень електростанції при експлуатації. Ці циклічні напруження, накладені на залишкові зварювальні напруження та напруження від зовнішнього навантаження/внутрішнього

Таблиця 2. Номінальний хімічний склад аустенітних сталей [1]

Марка сталі	Масова частка, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Nb	Ti	Інші
S304H	0,10	0,2	0,8	18,0	9,0	–	0,1	0,4	–	3,0 Cu
316L	0,03	0,6	1,6	16,0	12,0	2,5	–	–	–	–
347H	0,08	0,6	1,6	18,0	10,0	–	–	0,8	–	–
310	0,08	0,6	1,6	25,0	20,0	–	–	–	–	–
HR3C	0,08	0,4	1,6	25,0	20,0	–	0,2	0,45	–	–
Alloy 800H	0,08	0,5	1,2	21,0	32,0	–	–	–	0,5	0,4 Al
Tempaloy AA-1	0,10	0,3	1,5	18,0	10,0	–	–	0,3	0,2	0,02 B 3,0 Cu

тиску пари, можуть слугувати причиною критичних руйнувань подібних з'єднань в умовах втоми і повзучості. Типово такі руйнування трапляються в ЗТВ мартенситної сталі безпосередньо біля лінії сплавлення, внаслідок поширення кільцевих тріщин [4].

Більш значним механізмом, що впливає на час і місце руйнування в з'єднаннях різнорідних сталей, що піддаються впливу повзучості, є структурна неоднорідність, викликана залишковими напруженнями і градієнтом хімічного складу сталей. Різниця в хімічних потенціалах між мартенситними і аустенітними сталями призводить до міграції (дифузії) вуглецю поперек лінії сплавлення зі сталі з нижчим вмістом хрому в сталь з вищим вмістом хрому [3]. Внаслідок цього через деякий час при високо-температурній витримці в сталі з нижчим вмістом хрому (завичай – мартенситній сталі) біля лінії сплавлення починає утворюватися і розвиватися знеуглецьований прошарок, який має знижену твердість і міцність, і може в майбутньому служити місцем руйнування зразка. Також відмічено, що:

- міграція вуглецю значно зменшує нанотвердість та межу плинності знеуглецьованого прошарку, який стає найслабшою ділянкою у всьому з'єднанні [5];
- при підвищенні температури експлуатації збільшується вірогідність руйнування по знеуглецьованому прошарку при високоциклічній втомі [6];
- знеуглецьований прошарок значно понижує довговічність з'єднання при повзучості при високих навантаженнях, однак, при зниженні випробувальних навантажень цей ефект стає менш помітним [7].

Вказані вище механізми накладають обмеження на використання для зварювання різнорідних сталей аустенітних зварювальних матеріалів, які, крім термонапружень внаслідок більш різкого градієнта КТР і дифузії вуглецю з боку мартенситної сталі в аустенітний шов, можуть також призводити до утворення науглецьованого прошарку в зоні сплавлення. В роботі [8] було показано, що в такому науглецьованому прошарку можуть зароджуватися мікротріщини. Такі мікродофекти переважно зароджуються в перехідній зоні та мають міжзеренний характер. Зазначається [9], що критичним при руйнуванні в знеуглецьованому прошарку є саме взаємодія прилеглих на-

вуглецьованої і знеуглецьованої ділянок, що мають на вузькій ділянці крайню фізичну і хімічну гетерогенність: в науглецьованій зоні мікротріщини зароджуються і далі розповсюджуються в знеуглецьовану зону, в якій присутні підвищені напруження.

Для подолання даної проблеми було запропоновано використовувати зварювальні матеріали на основі нікелю, що як в лабораторних дослідженнях, так і при експлуатації демонстрували значне покращення експлуатаційного ресурсу з'єднань в порівнянні зі з'єднаннями, звареними хромо-нікелевими аустенітними матеріалами [4]. Це зрозуміло, тому що метал шва на основі нікелю має проміжний КТР між мартенситною і аустенітною сталями, що відповідно призводить до зменшення величини циклічних термічних напружень в зварних з'єднаннях. Додатково, використання нікелевих матеріалів значно зменшує ступінь міграції вуглецю з мартенситної сталі в метал шва через низький градієнт активності вуглецю, а також низький коефіцієнт дифузії вуглецю в нікелевих сплавах.

Тому, на сьогоднішній день матеріалам на основі нікелю надають перевагу при виготовленні зварних з'єднань між мартенситними і аустенітними сталями. Є точка зору, що використання нікелевих матеріалів може в п'ять разів збільшити строк експлуатації зварного з'єднання в порівнянні зі з'єднаннями, що використовують аустенітні матеріали на основі заліза [4].

Головним недоліком матеріалів на нікелевій основі є їх гірша зварюваність в порівнянні з аустенітними матеріалами, що вимагає підвищеної кваліфікації зварників. Також в літературі зустрічаються повідомлення про схильність металу шва на основі нікелю до утворення гарячих тріщин в з'єднаннях різнорідних сплавів, однак більшість повідомлень відноситься до різнорідних з'єднань між нікелевими сплавами і аустенітними сталями [10, 11].

Технологічні підходи до зварювання різнорідних сталей. Крім традиційного виконання багатопрохідного зварного з'єднання широко застосовується підхід з попереднім плакуванням нікелевим зварювальним матеріалом мартенситної сталі, послідуною термообробкою плакованої кромки на режимі відпуску мартенситної сталі і, потім, остаточним зварюванням з аустенітною стороною з'єднання [2, 12–14] (рис. 1).



Рис. 1. Схема виконання зварного з'єднання з попереднім плакуванням

Подальші технологічні підходи, які покликані зменшити вплив різниці в теплофізичних властивостях між мартенситними і аустенітними сталями, ґрунтуються на використанні вставок з проміжним КТР. Було запропоновано використання проміжної вставки з матеріалу Alloy 800 (високонікелевий Incoloy), та показано, що використання таких вставок може призводити до значного зменшення циклічних термічних напружень [4]. Сплав Alloy 800 був вибраний виходячи з того, що він має проміжний коефіцієнт термічного розширення між мартенситною і аустенітною сталями, а також прийнятні опір повзучості і стійкість до окислення. Передбачається, що використання триметалічного з'єднання зі вставкою Alloy 800 може в чотири рази збільшити тривалість експлуатації зварного з'єднання різнорідних сталей в порівнянні зі звичайним біметалічним з'єднанням [4].

Сіріша та ін. в серії робіт [10, 15–18] досліджували мікроструктуру і механічні властивості зварних з'єднань P91 + Alloy 800 і Alloy 800 + 316L як частини триметалічного з'єднання P91/Alloy 800/316L: ґрунтуючись на випробуваннях на схильність до утворення гарячих тріщин і результатах механічних та металографічних випробувань, проводили порівняння зварювальних матеріалів. За результатами цих робіт автори запропонували використовувати матеріали Inconel 82 для виконання кореневих проходів і Inconel 182 – для заповнення (рис. 2). На виконаних рекомендованими зварювальними матеріалами з'єднаннях додатково проводили дослідження впливу високотемпературного старіння при 625 °C на мікроструктуру і механічні властивості та дослідження тріщиноутворення при термічному циклуванні в діапазоні 20...650 °C попередньо термооброблених по різних режимам з'єднань. Результати даного дослідження показали, що навіть в найнесприятливіших умовах термоциклічних випробувань не виявляється утворення тріщин або оксидних підрізів.

Але в пізнішій роботі Лахи та ін. [19] показана обмежена перспектива використання подібних з'єднань із вставкою Alloy 800. В результаті випробувань на повзучість з'єднань з феритно-мартенситних сталей (P9, P91, 2,25Cr-1Mo) зі сплавом Alloy 800 при 550 °C автори встановили, що опір повзучості таких з'єднань менший, ніж опір повзучості відповідних феритних сталей. Було визначено, що зі зменшенням навантаження при випробуваннях на повзучість місце руйнування зміщується з основного металу феритної сталі в ділянку міжкритичних температур ЗТВ феритної сталі, що веде до утворення тріщин типу IV. При найменших навантаженнях руйнування відбувається в зоні сплавлення між феритною сталлю і

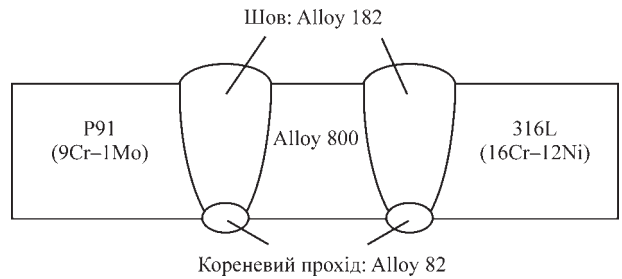


Рис. 2. Схема з'єднання мартенситної і аустенітної сталей через вставку з матеріалу Alloy 800 [13, 17, 18]

металом шва та пов'язане з дуже низькою пластичністю при повзучості в цій ділянці.

Був запропонований новий підхід до зварювання з'єднань різнорідних сталей, який ґрунтувався на використанні перехідних з'єднань з присадним металом з декількох сталей або сплавів [20]. Передбачалося, що присадкові матеріали повинні мати значення КТР в діапазоні між мартенситною і аустенітною сталями і розташовуватися при формуванні шва по порядку збільшення КТР від мартенситної сталі до аустенітної.

Цей підхід частково було випробувано в двох роботах [21, 22], в яких за допомогою зварювання тертям з перемішуванням виконували два з'єднання сталі P91 зі сталлю 304: в першому використовували тришаровий перехідний шов Inconel 625/Inconel 600/Inconel 800 (рис. 3), у другому – одношаровий шов, виконаний матеріалом Inconel 600. Три матеріали в першому з'єднанні підбиралися, ґрунтуючись на їх значенні КТР (Inconel 625 – $14,40 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$; Inconel 600 – $15,30 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$; Inconel 800 – $16,02 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$), що забезпечувало градієнтну зміну КТР в з'єднанні між сталлю P91 ($13,18 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) і сталлю 304 ($18,0 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$). Результати розрахунків (метод скінченних елементів) і випробувань на повзучість показали, що трьохметалічне з'єднання має кращі механічні властивості і опір повзучості, ніж звичайне з'єднання внаслідок більш низького розподілу напружень в з'єднанні. Недоліком трьохметалічного з'єднання була наявність в ЗТВ сталі P91 м'якого прошарку, утворення якого може бути пов'язано з дифузією вуглецю в прилеглий сплав Inconel 625 (сплав містить 22 % Cr).

У зв'язку з цим перспективним напрямком досліджень є розробка жароміцного зварювального матеріалу на основі нікелю або заліза–нікелю,

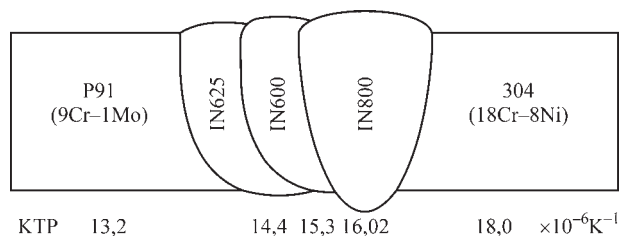


Рис. 3. Схема виконання перехідного трьохметалічного шва з градієнтним КТР [21, 22]

який мав би знижений вміст хрому (~ 9 % Cr), для запобігання дифузії вуглецю, і близький до мартенситних сталей КТР (~ $14 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$). Одними з перших кроків в цьому напрямку були дослідження Electric Power Research Institute (EPRI) і пов'язана з ними розробка зварювального матеріалу HFS6 в 1980-х роках. HFS6 так і не досяг стадії комерційного використання через схильність до ліквідаційних тріщин в металі шва, але дані, отримані в дослідницькій програмі по його розробці, мали велике значення у подальшому [23]. У 2002 р. була ініційована розробка електродів EPRI P87, вже у 2009 р. повідомлялося про їх успішне комерційне застосування при спорудженні теплової вугільної електростанції в США. На основі хімічного складу електродів пізніше було розроблено суцільний дріт для застосування при зварюванні вольфрамовим електродом в середовищі захисних газів. Характерною особливістю даного матеріалу на нікелевій основі є вміст хрому і вуглецю, близькі до вмісту цих елементів в сталі P91, що має сприяти усуненню міграції вуглецю (і утворенню карбідів I типу) поперек зони сплавлення між швом, виконаним за допомогою P87, і мартенситною сталлю. Крім того, P87 володіє прийнятним значенням КТР, подібним з КТР інших матеріалів на нікелевій основі [24].

Більш ширший огляд типів перехідних швів, що зустрічаються в з'єднаннях феритних і аустенітних сталей в енергомашинобудуванні, наведено в роботі [4].

Дифузія вуглецю при використанні матеріалів на основі нікелю. Більшість дослідників вважає, що традиційні матеріали на основі нікелю (Alloy 82/182/617/625 і т. д.) не можуть ефективно повністю стримувати дифузію вуглецю з мартенситної сталі в шов, оскільки у більшості нікелевих сплавів, використовуваних в якості зварювальних матеріалів, міститься велика кількість карбидоутворювачів (Cr, Mo, Nb, Ti).

Відносно з'єднань між мартенситними і аустенітними сталями, в роботі [16] показали, що в з'єднанні P91 + Alloy 800, виконаному електрода-

ми Inconel 182, після тривалого відпуску протягом 20 і 50 год при температурі 760 °C і подальшого термоциклування в діапазоні 20...625 °C/3025 год на границі між сталлю P91 і нікелевим швом відбувається міграція вуглецю і утворення темнопротравлюваної ділянки, що має підвищену твердість (рис. 4).

В роботі [12] вже після відпуску 760 °C/2 год спостерігали утворення науглецьованого прошарку в плакуванні Inconel 182 і утворення м'якої зони в ЗТВ сталі P91 (рис. 5). Аналіз результатів механічних випробувань на розтяг мініатюрних зразків з різних ділянок плакованого з'єднання P91 + 316L показав, що ЗТВ сталі P91 мала найменші значення тривалої міцності і опору пластичної нестійкості як при кімнатній температурі, так і при температурі 550 °C.

У деяких роботах наводяться суперечливі дані про ефективність традиційних нікелевих сплавів при протидії міграції вуглецю, можливо, обумовлені відсутністю єдиного підходу до оцінки знеуглецьованої ділянки ЗТВ низьколегованої сталі в комбінованих зварних з'єднаннях.

Наприклад, в роботі Ананда та ін. [25] за допомогою розрахункових методів досліджували дифузію вуглецю в наплавці «підкладка 2,25Cr-1Mo/проміжний прошарок Inconel 182 (0,1 мм)/шар 9Cr-1Mo (2 мм)» при температурі 750 °C і витримці до 15 год.

Результати розрахунку в потрійній системі Fe-Cr-C на підставі методу скінченних різниць показали, що ефективність облицювання нікелевим матеріалом залежить від його товщини: в з'єднаннях, товщина облицювання яких становила 40 мкм, прогнозувалося утворення зміцнених науглецьованих ділянок біля лінії сплаву, і їх відсутність в з'єднаннях з облицюванням завтовшки 80 мкм і вище, тобто зі збільшенням товщини облицювання збільшується її ефективність в перешкоджанні міграції вуглецю. Дані результати були підтверджені експериментально за допомогою металографії і вимірювання твердості наплавлень, відпущених при 750 °C протягом 1 та 15 ч, які по-

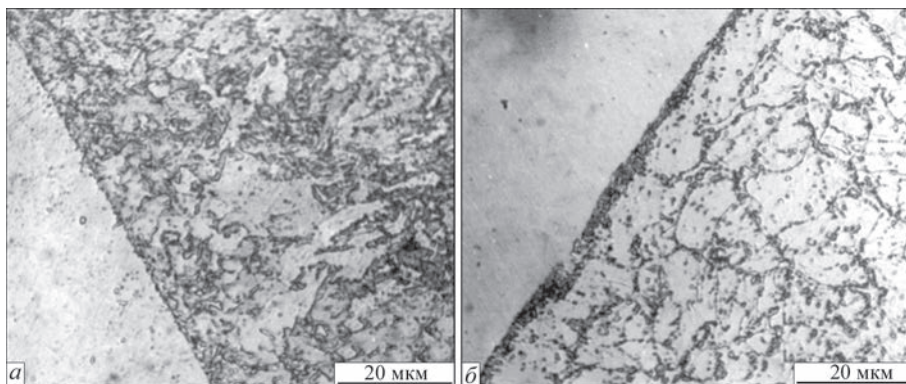


Рис. 4. Мікроструктура ЗТВ сталі P91 разом із зоною сплавлення (шов Inconel 182) перед і після термічного циклування: а – відпуск при 760 °C, 50 год; б – відпуск при 760 °C, 50 год + термоциклування 20...625 °C [16]

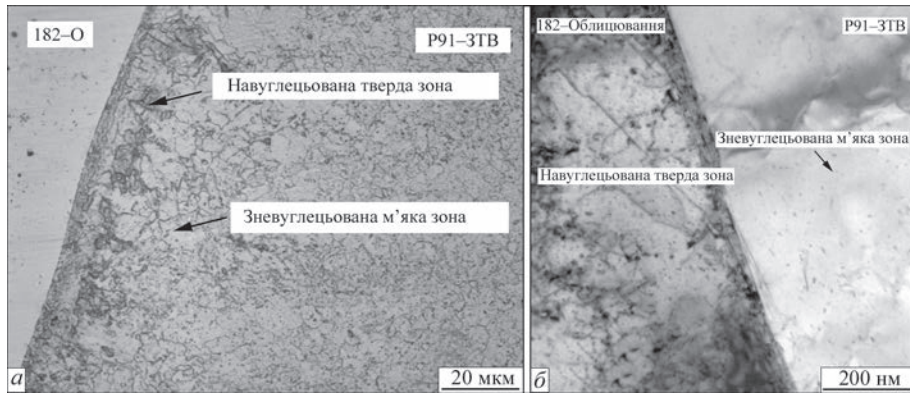


Рис. 5. Мікроструктура зони сплавлення P91/Inconel 182 після відпуску 760 °С, 2 год: *a* – оптичний мікроснімок (протравлена сторона P91); *б* – знімок ТЕМ [12]

казали відсутність утворення твердих ділянок в нікелевому шві або сталі 9Cr–1Mo (рис. 6).

Щодо нового матеріалу EPRI P87, в роботі [26] показали його високу ефективність в стримуванні міграції вуглецю з мартенситної сталі Т92, що значно перевершує таку у порівнянні з традиційними нікелевими сплавами. Показано, що у з'єднаннях, виконаних Inconel 82 після відпуску 760 °С, 30 хв, зневуглецьована ділянка в деяких місцях була у 18 разів ширше, а в разі Inconel 617 –

у 24 рази ширше, ніж в з'єднаннях EPRI P87 (рис. 7). В роботі [27] на пластині зі сталі P91 виконували три наплавки: матеріалом EPRI P87 (9 % Cr), аустенітною нержавіючою сталлю 309 (22...25 % Cr) та Inconel 625 (20...23 % Cr). Після наплавлення пластину нормалізували при температурі 1060 °С, 2 год, і відпускали при температурі 760 °С, 2 год. Результати металографічних досліджень, показаних на рис. 8, підтверджують переваги нового матеріалу у стримуванні зневуглецювання.

Вибір матеріалів для зварювання типових з'єднань. Аналіз літературних даних показує, що останнім часом для зварювання типових комбінованих з'єднань в енергомашинобудуванні найбільш часто застосовуються в дослідженнях матеріали Alloy 82 і Alloy 182 (табл. 3). Типовий хімічний склад найбільш поширених зварювальних матеріалів на основі нікелю наведено в табл. 4.

У деяких роботах наводяться порівняльні дослідження мікроструктури і механічних властивостей різних зварювальних матеріалів стосовно конкретної комбінації зварюваних сталей. Так, в роботі [33] проводили порівняння зварювальних матеріалів Т-304Н, Alloy 617 і Alloy 82 за критеріями випробувань на ударну в'язкість і статичний розрив з'єднань Т92 + 304 (післязварювальний відпуск 630...670 °С, 2 год). Показано, що в одержаних композиціях зварних з'єднань шви, виконані електродами Т-304Н, мали саму низьку ударну в'язкість. При порівнянні матеріалів Alloy 617 і

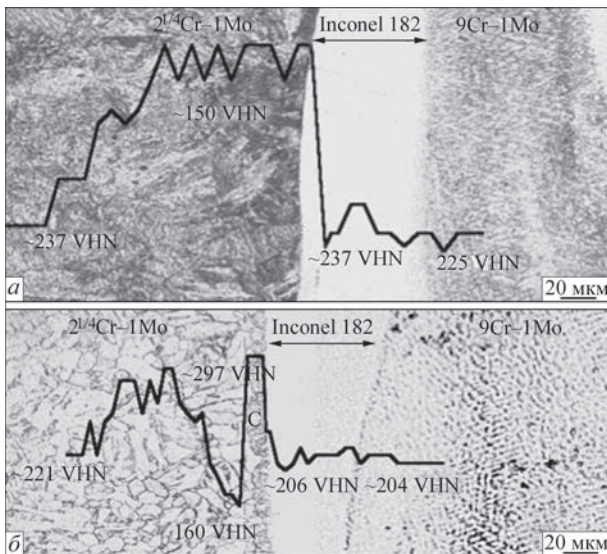


Рис. 6. Мікроструктура і профіль твердості в перехідному з'єднанні, виконаному з шаром плакування Inconel 182 завтовшки 0,1 мм після термообробки при 750 °С тривалістю: *a* – 1 год; *б* – 15 год [25]

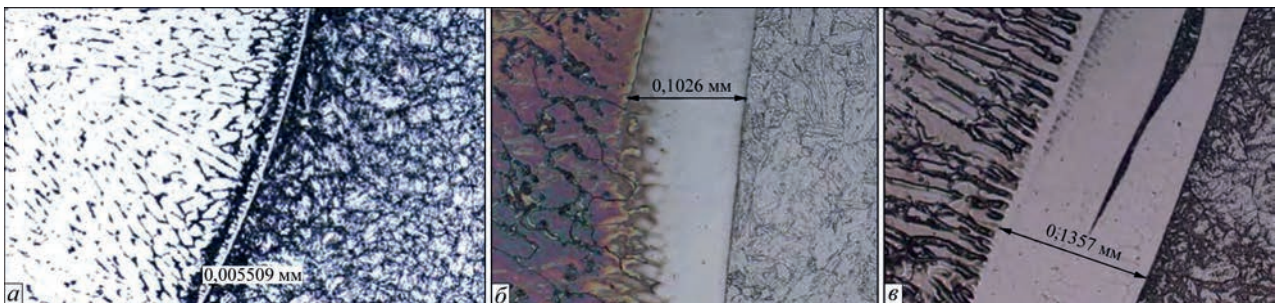


Рис. 7. Перехідна зона між сталлю Т92 і швом, виконана матеріалом EPRI P87(*a*), Inconel 82(*б*) та Inconel 617 (*в*) після відпуску 760 °С, 30 хв [26]

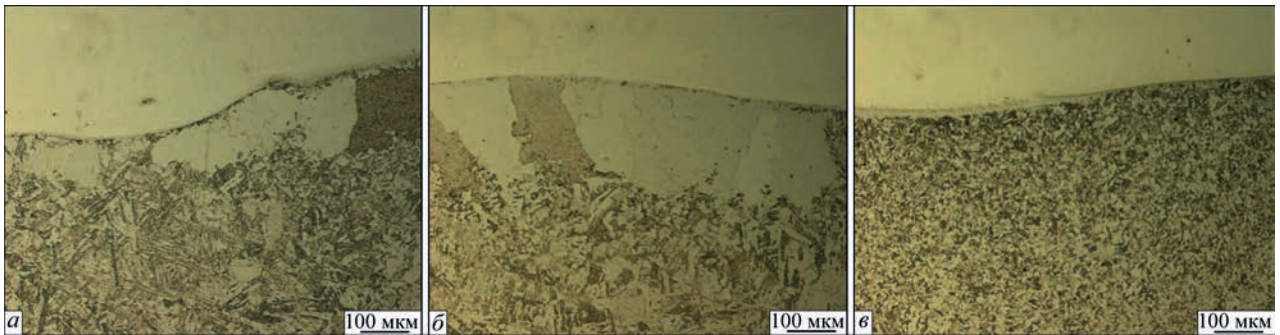


Рис. 8. Перехідна зона між сталлю P91 і швом, виконана матеріалом ER 309 (а), Inconel 625 (б) та EPRI P87 (в) після нормалізації 1060 °С, 2 год і відпуску 760 °С, 2 год [27]

Таблиця 3. Типові комбіновані з'єднання, що зустрічаються в нещодавній дослідницькій літературі, і матеріали, що використовуються для їх зварювання

Мартенситна сталь	Аустенітна сталь	Зварювальні матеріали	Літературні джерела
P91	S304H	Alloy 625, Alloy 600	21, 22, 28
		EPRI P87	23
	S304L	Alloy 182	14
		AWSER90S-B9 (9CrMoV-N)	29
	316L	Alloy 182	10, 12, 13, 15, 16, 17, 18, 19
	310HCbN	Alloy 82	10, 15
		EPRI P87	23
	347H	Alloy 82	30, 31, 32
		Rutox (19Cr-20Ni)	30
ER90S-B3		32	
EPRI P87		23	
T92	S304H	Alloy 82	33, 34, 35, 36, 37
		Alloy 617	2, 33, 38
		T-304H	33
		Alloy 625	35
	316H	EPRI P87	2, 23
		Alloy 82	39, 40, 41, 42
	Tempaloy AA-1	EPRI P87	26
		Alloy 82	
		Alloy 617	
	310	Alloy 82	2
		EPRI P87	23
	347HFG	EPRI P87	23
	HR3C	Alloy 82	43
EPRI P87		2	

Таблиця 4. Хімічний склад типових зварювальних матеріалів на основі нікелю

Сплав	Масова частка, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	Fe	Інші
Alloy 82	≤ 0,1	≤ 0,5	2,5...3,5	18,0...22,0	≥ 67,0 ¹⁾	–	2,0...3,0 ²⁾	≤ 0,75	≤ 3,0	Cu ≤ 0,5
Alloy 182	≤ 0,1	≤ 1,0	5,0...9,5	13,0...17,0	≥ 59,0 ¹⁾	–	1,0...2,5 ²⁾	≤ 1,0	≤ 10,0	Cu ≤ 0,5
Alloy 600	≤ 0,15	≤ 0,5	≤ 1,0	14,0...17,0	≥ 72,0 ¹⁾	–	–	–	6,0...10,0	Cu ≤ 0,5
Alloy 617	0,05...0,15	≤ 1,0	≤ 1,0	20,0...24,0	≥ 44,5	8,0...10,0	–	≤ 0,6	≤ 3,0	Co 10,0...15,0 Al 0,8...1,5 Cu ≤ 0,5 B ≤ 0,006
Alloy 625	≤ 0,1	≤ 0,5	≤ 0,5	20,0...23,0	≥ 58,0	8,0...10,0	3,15...4,15 ²⁾	≤ 0,4	≤ 5,0	Co ≤ 1,0 Al ≤ 0,4
EPRI P87 [24]	≤ 0,1	≤ 0,3	≤ 1,5	≤ 9,0	баланс	≤ 2,0	≤ 1,0	-	≤ 38,0	Незначні добавки Al, Ti, N, B

Примітка. ¹⁾Вказано вміст Ni + Co. ²⁾Вказано вміст Nb + Ta.

Alloy 82 віддали перевагу першому, оскільки шви більш високе значення тимчасового опору розриву, ніж шви, виконані Alloy 82.

В порівняльних дослідженнях властивостей з'єднань сталей T92 + 304, виконаних з використанням зварювальних матеріалів Alloy 625 та Alloy 82 показано, що кращі мікроструктурні і механічні властивості мали з'єднання зі швами Alloy 625 [35].

Хюйсманс та ін. [2] виконували старіння при 625 °С, 10000 год з'єднань T92 + 304, виготовлених за допомогою зварювальних дротів Alloy 617, Alloy 82 і EPRI P87 (TIG). Було визначено, що в з'єднаннях, виконаних дротом Alloy 617, при старінні в ЗТВ сталі T92 виділяються карбіди I типу, які можуть призводити до передчасних руйнувань при високотемпературній повзучості. Краще за інших після однакових умов старіння себе показав матеріал P87, при цьому зазначено, що перевагу треба віддавати технології попереднього плакування крайки з відпуском перед звичайним зварюванням. Alloy 82 визнаний авторами дослідження гарною альтернативою матеріалу P87. Але встановлено, що при більш тривалих високотемпературних витримках в з'єднаннях, виконаних Alloy 82, біля лінії сплавлення сталі T92 утворюються більш одноорієнтовані карбіди, які можуть в подальшому призвести до руйнувань.

За результатами даних робіт для з'єднання T92 + 304 можна скласти наступну умовну порівняльну класифікацію зварювальних матеріалів по мірі збільшення якості з'єднання:

T-304H < Alloy 617 ≈ Alloy 82 < Alloy 625 < EPRI P87.

Матеріали Alloy 617, Alloy 82 і EPRI P87 також досліджували в роботі [26] в з'єднаннях T92 + Tempraloy AA-1. У випробуваннях на статичний розтяг і ударну в'язкість кращі результати показав матеріал Alloy 82; Alloy 617 і EPRI P87 демонстрували схожі більш низькі значення, які все ж перевищували рекомендований європейськими стандартами мінімальний рівень. При випробуваннях на вигин всіх трьох з'єднань витримували кут загину 180° без утворення мікротріщин. Вимірюваннями мікротвердості в стані після відпуску 760 °С, 30 хв показано, що в з'єднаннях, виконаних матеріалом Alloy 82, відбувалось найбільше знеміцнення в знеуглецьованій ділянці. Передбачається, що саме в цій ділянці буде відбуватися руйнування в подальшому при високотемпературній експлуатації під підвищеним тиском.

Порівняльну оцінку матеріалів Alloy 82 і Alloy 182 стосовно з'єднання сталей P91 + 316 приведено в роботах [10, 13]. Загалом ці матеріали мають схожі властивості, однак дослідники віддають перевагу Alloy 182. Зокрема відзначається, що в умовах утомного термоцикування шви типу Alloy 182 виявляли меншу схильність до утворення пошкоджень, ніж шви, виконані з Alloy 82.

В роботі [30] проводили порівняння механічних властивостей і мікроструктури з'єднань P91 + 347, виконаних дротом Alloy 82 (TIG), електродами Rutox-Ast, Rutox-B (PДЗ) і комбінованим способом «корінь Alloy 82 (TIG) + заповнення Rutox-Ast (PДЗ)». Кращі результати за механічними властивостями (тимчасовий опір, пластичність) продемонструвало з'єднання, виконане дротом Alloy 82, на другому місці – Rutox-Ast (PДЗ), далі – комбінований спосіб і Rutox-B (PДЗ) у кінці.

В останні роки набуває популярності використання автогенних способів зварювання різнорідних з'єднань мартенситних і аустенітних сталей, зокрема, зварювання вольфрамовим електродом в середовищі захисних газів за допомогою активованих флюсів, що перебувають в суспендованому стані в розчині носія, такому як метанол, етанол чи ацетон (A-TIG). Типові з'єднання мартенситних і аустенітних сталей, що досліджувалися в зв'язку з цим методом зварювання: P91 + 316L [44, 45], P92 + 304H [36, 46], P91 + 304L [47].

Дослідники, що проводили порівняння процесу A-TIG та звичайного зварювання вольфрамовим електродом в середовищі захисних газів з присадним дротом TIG відмічають [36], що шви, виконані за допомогою автогенного A-TIG зварювання, мають підвищені значення межі міцності і понижені значення ударної в'язкості в порівнянні зі звичайним зварюванням за допомогою дроту. Причиною цьому є те, що структура автогенного шва складається з невідпущеного мартенситу, в той час як при виконанні багатопрохідного зварювання дротом відбувається довідпуск вже виконаного шва за допомогою послідовних валиків. Через це з'єднання, виконані за допомогою процесу A-TIG, потребують значно тривалішої витримки при післязварювальній термообробці, ніж стандартні з'єднання, для набуття прийнятних механічних властивостей.

Висновки

1. Однією з головних проблем при зварюванні мартенситних і високолегованих аустенітних сталей є дифузійне зменшення концентрації вуглецю у менш легovanому металі, контактуючому з більш легovanим металом, що містить енергійні карбідоутворюючі елементи – в першу чергу хром, а також молібден, титан, ніобій. Збіднені вуглецем ділянки є зонами можливого руйнування з'єднань при експлуатації.

2. Основним технологічним заходом, спрямованим на зменшення збіднення вуглецем мартенситної сталі залишається традиційне зварювання швом на нікелевій основі. Найбільш поширеними є електродні матеріали типу Alloy 82, Alloy 182, Alloy 600, Alloy 617, Alloy 625.

3. Встановлено, що застосування зварювальних матеріалів на основі нікелю не стримує повністю перерозподіл вуглецю з причини високого вмісту в них хрому (13...24 %), а також інших карбідоутворюючих елементів.

4. Високоєфективним щодо стримування збіднення вуглецем мартенситної сталі є новий електрод на нікелевій основі з 9 % хрому марки EPRI P87, розроблений Електроенергетичним дослідним інститутом EPRI, США. Експериментально показано, що при однакових термічних умовах одержання з'єднань ширина збідненого вуглецем прошарку при використанні електрода P87 буде у 18...24 разів менше, ніж при зварюванні електродами Alloy 82 і Alloy 617.

5. На перерозподіл вуглецю між менш легованою мартенситною сталлю і більш легованим швом впливає не тільки різниця у хімічному потенціалі вуглецю в сталях, обумовленому різним вмістом карбідоутворюючих елементів, а також напружений стан, спричинений різним значенням коефіцієнтів термічного розширення контактуючих металів. Для зменшення рівня напружень у зоні сплавлення існують методи зварювання з мінімізацією градієнту КТР у з'єднанні, які передбачають виконання зварювання з використанням перехідної вставки або за допомогою нашарування кількох електродних матеріалів з проміжним (між α - і γ -сталями) коефіцієнтом термічного розширення.

6. На основі вивчення структури і механічних характеристик з'єднань різнорідних сталей визначено найбільш прийнятні зварювальні матеріали для наступних комбінацій сталей:

T92 + SS304 – EPRI P87;
P91 + SS316 – Alloy 182;
P91 + SS347 – Alloy 82.

На прикладі сполучення T92 + SS304 встановлено, що за ефективністю впливу на якість металу в зоні з'єднання зварювальні матеріали можна розташувати наступним чином:

T-304H < Alloy 617 \approx Alloy 82 < Alloy 625 < EPRI P87.

Список літератури/References

- Shibli, A. (2014) Coal Power Plant Materials and Life Assessment. Woodhead Publishing.
- Huysmans, S., Vekeman, J., Hautfenne, C. (2017) Dissimilar metal welds between 9Cr creep strength enhanced ferritic steel and advanced stainless steels—creep rupture test results and microstructural investigations. *Weld World*, 61, 341–350.
- Dak, G., Pandey, C. (2020) A critical review on dissimilar welds joint between martensitic and austenitic steel for power plant application. *Journal of Manufacturing Processes*, 58, 377–406.
- Bhaduri, A. K., Venkadesan, S., Rodriguez, P., Mukunda, P. G. (1994) Transition metal joints for steam generators—An overview. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 58(3) 251–265.
- Wu, Q., Xua, Q., Jianga, Y., Gong, J. (2020) Effect of carbon migration on mechanical properties of dissimilar weld joint. *Engineering Failure Analysis*, 117, 104935, 1–10.
- Zhang, W.-Ch., Zhu, M.-L., Wang, K., Xuan, F.-Zh. (2018) Failure mechanisms and design of dissimilar welds of 9 %Cr and CrMoV steels up to very high cycle fatigue regime. *International Journal of Fatigue*, 113, 367–376.
- Yong, J., Zuo, Zh., Jianming, G. (2015) Carbon diffusion and its effect on high temperature creep life of Cr5Mo/A302 dissimilar welded joint. *Acta Metallurgica Sinica*, 51 (4), 393–399.
- 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.
- Ul-Hamid, A., Tawancy, H.M., Abbas, N.M. (2005) Failure of weld joints between carbon steel pipe and 304 stainless steel elbows. *Engineering Failure Analysis*, 12, 181–191.
- Sireesha, M., Albert, S. K., Shankar, V., Sundaresan, S. (2000) A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and Alloy 800. *Journal of Nuclear Materials*, 279, 65–76.
- Singh, S., Singh, A.B., Kumar, M. et al. (2021) Dissimilar Metal Welds used in AUSC Power Plant, Fabrication and Structural Integrity Issues. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 1017, 012022.
- 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. *Metallurgy, Microstructure and Analysis*, 7, 209–221.
- Lee, H.-Y., Lee, S.-H., Kim, J.-B., Lee, J.-H. (2007) Creep-fatigue damage for a structure with dissimilar metal welds of modified 9Cr–1Mo steel and 316L stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 29, 1868–1879.
- Mahajan, S., Chhibber, R. (2020) Investigations on dissimilar welding of P91/SS304L using Nickel-based electrodes. *Materials and Manufacturing Processes*, 35(9), 1010–1023.
- Sireesha, M., Shankar, V., Albert, S. K., Sundaresan, S. (2000) Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800. *Materials Science and Engineering*, A292, 74–82.
- Sireesha, M., Albert, S. K., Sundaresan, S. (2002) Thermal cycling of transition joints between modified 9Cr–1Mo steel and Alloy 800 for steam generator application. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 79, 819–827.
- Sireesha, M., Albert, S. K., Sundaresan, S. (2003) Metallurgical changes and mechanical behavior during high temperature aging of welds between Alloy 800 and 316LN austenitic stainless steel. *Materials Science and Technology*, 19(10), 1411–1417.
- Sireesha, M., Albert, S. K., Sundaresan, S. (2005) Influence of high-temperature exposure on the microstructure and mechanical properties of dissimilar metal welds between modified 9Cr–1Mo steel and Alloy 800. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36a, 1495–1506.
- Laha, K., Chandravathi, K.S., Parameswaran, P. et al. (2012) A comparison of creep rupture strength of ferritic/austenitic dissimilar weld joints of different grades of Cr–Mo ferritic steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43A, 1174–1186.
- Brentrup, G.J., Snowden, B.S., DuPont, J.N., Grenestedt, J.L. (2012) Design considerations of graded transition joints for welding dissimilar alloys. *Welding Journal*, 91, 252–259.
- Akram, J., Kalvala, P.R., Misra, M., Charit, I. (2017) Creep behavior of dissimilar metal weld joints between P91 and AISI 304. *Material Science and Engineering A*, 688, 396–406.
- Akram, J., Kalvala, P.R., Chalavadi, P., Misra, M. (2018) Dissimilar metal weld joints of P91/Ni alloy: microstructural characterization of HAZ of P91 and stress analysis at the weld interfaces. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(8), 4115–4128.
- Siefert, J.A., Tanzosh, J.M., Shingledecker, J.P. (2010) Weldability of EPRI P87. In: Advances in materials technology for fossil power plants: *Proceedings from the 6th International Conference, August 31–September 3, 2010, Santa Fe, New Mexico, USA*, 995–1013.

24. Siefert, J.A., Tanzosh, J.M., Shingledecker, J.P. et al. (2011) EPRI P87: A Promising New Filler Metal for Dissimilar Metal Welding. *Welding Journal*, 90(3), 30–34.
25. Anand, R., Sudha, C., Karthikeyan, T. et al. (2009) Effectiveness of Ni-based diffusion barriers in preventing hard zone formation in ferritic steel joints. *Journal of Materials Science*, 44, 257–265.
26. Urzunicok, 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. In: *Advances in materials technology for fossil power plants: Proceedings from the 7th International Conference, October 22–25, 2013 Waikoloa, Hawaii, USA*, 992–1005.
27. Coleman, K., Gandy, D. (2007) Alternative filler materials for DMWs involving P91 materials. In: *Advances in materials technology for fossil power plants: Proceedings from the 5th International Conference, October 3–5, 2007, Marco Island, Florida, USA*, 940–967.
28. Sirohi, S., Pandey, C., Goyal, A. (2021) Role of the Ni-based filler (IN625) and heat-treatment on the mechanical performance of the GTA welded dissimilar joint of P91 and SS304H steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 65, 174–189.
29. Thakare, J.G., Pandey, C., Mahapatra, M.M., Mulik, R.S. (2019) An assessment for mechanical and microstructure behavior of dissimilar material welded joint between nuclear grade martensitic P91 and austenitic SS304 L steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 48, 249–259.
30. Mittal, R., Sidhu, B.S. (2015) Microstructures and mechanical properties of dissimilar T91/347H steel weldments. *Journal of Materials Processing Technology*, 220, 76–86.
31. Senthil, T.S., Siva Kumar, G. (2015) Dissimilar steel welding of super heater coils for power boiler applications. *American Journal of Materials Research*, 2(5), 44–49.
32. Arunkumar, N., Duraisamy, P., Veeramanikandan, S. (2012) Evaluation of mechanical properties of dissimilar metal tube welded joints using inert gas welding. *International Journal of Engineering Research and Applications*, 2(5), 1709–1717.
33. Liang, Z., Gui, Y., Zhao, Q. (2018) Investigation of microstructures and mechanical properties of T92 martensitic steel/Super304 austenitic steel weld joints made with three welding consumables. *Archives of Metallurgy and Materials*, 63(3), 1249–1256.
34. Cao, J., Gong, Y., Zhu, K. et al. (2011) Microstructure and mechanical properties of dissimilar materials joints between T92 martensitic and S304H austenitic steels. *Materials and Design*, 32, 2763–2770.
35. Chen, G., Zhang, Q., Liu, J. et al. (2013) Microstructures and mechanical properties of T92/Super304H dissimilar steel weld joints after high-temperature ageing. *Materials and Design*, 44, 469–475.
36. Sharma, P., Kumar Dwivedi, D. (2019) Comparative study of activated flux-GTAW and multipass-GTAW dissimilar P92 steel-304H ASS joints. *Materials and Manufacturing Processes*, 34(11), 1195–1204.
37. Xu, L., Wang, Y., Jing, H. et al. (2016) Deformation Mechanism and Microstructure Evolution of T92/S30432 Dissimilar Welded Joint During Creep. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25, 3960–3971.
38. Liang, Z., Zhao, Q., Deng, J., Wang, Y. (2017) Influence of aging treatment on the microstructure and mechanical properties of T92/Super 304H dissimilar metal welds. *Materials at High Temperatures*, 35(2), 1–8.
39. Čiripová, L., Falat, L., Ševc, P. et al. (2018) Ageing effects on room-temperature tensile properties and fracture behavior of quenched and tempered T92/TP316H dissimilar welded joints with Ni-based weld metal. *Metals*, 8, 791–806.
40. Falat, L., Výrostková, A., Svoboda, M., Milkovič, O. (2011) The influence of PWHT regime on microstructure and creep rupture behaviour of dissimilar T92/TP316H ferritic/austenitic welded joints with Ni-based filler metal. *Kovove Materiale*, 49 (6), 417–426.
41. Falat, L., Čiripová, L., Kepič, J. et al. (2014) Correlation between microstructure and creep performance of martensitic/austenitic transition weldment in dependence of its post-weld heat treatment. *Engineering Failure Analysis*, 40, 141–152.
42. Falat, L., Kepič, J., Čiripová, L. et al. (2016) The effects of postweld heat treatment and isothermal aging on T92 steel heat-affected zone mechanical properties of T92/TP316H dissimilar weldments. *Journal of Materials Research*, 31(10), 1532–1543.
43. Cao, J., Gong, Y., Yang, Z.G. (2011) Microstructural analysis on creep properties of dissimilar materials joints between T92 martensitic and HR3C austenitic steels. *Materials Science and Engineering A*, 528, 6103–6111.
44. Fei, Z., Pan, Z., Cuiuri, D. et al. (2020) Effect of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of deep penetration autogenous TIG-welded dissimilar joint between creep strength enhanced ferritic steel and austenitic stainless steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 108, 3207–3229.
45. Vidyarthi, R.S., Kulkarni, A., Dwivedi, D.K. (2017) Study of microstructure and mechanical property relationships of A-TIG welded P91–316L dissimilar steel joint. *Material Science and Engineering A*, 695, 249–257.
46. Sharma, P., Kumar Dwivedi, D. (2019) A-TIG welding of dissimilar P92 steel and 304H austenitic stainless steel: Mechanisms, microstructure and mechanical properties. *Journal of Manufacturing Processes*, 44, 166–178.
47. Thakare, J.G., Pandey, C., Gupta, A. et al. (2021) Role of the heterogeneity in microstructure on the mechanical performance of the Autogenous Gas Tungsten Arc (GTA) welded dissimilar joint of F/M P91 and SS304L steel. *Fusion Engineering and Design*, 168, 112616, 1–13.

MATERIALS AND TECHNOLOGICAL APPROACHES TO WELDING OF COMBINED JOINTS BETWEEN MARTENSITIC AND AUSTENITIC STEELS USED IN POWER MACHINE BUILDING (Review)

M.O. Nimko, V.Yu. Skulsky, T.V. Ivanenko

L.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: vsku@paton.kiev.ua

A review of recent foreign research literature is given, dedicated to the choice of welding consumables and relevant approaches to welding of combined joints between martensitic and austenitic steels, which are widely used at the moment and in the domestic power machine building. The typical representatives of martensitic and austenitic steels are considered; the problems arising in the joints of dissimilar steels during high-temperature operation, in particular, the process of diffusion of carbon from less alloyed steel to more alloyed and arising of thermal stresses due to the difference in the coefficients of thermal expansion of the combined steels are mentioned; technological approaches to reduce the negative impact of the abovementioned factors are described, as well as the promising welding consumables used in the manufacture of such joints and their comparative analysis are given. At the end of the review, a table is given in which literary references are classified depending on the grade of combined steels and welding consumables used in the manufacture of welded joints in relevant literary references. 47 Ref., 4 Tabl., 8 Fig.

Keywords: welding consumables, joints of dissimilar steels, martensitic steels, austenitic steels, nickel alloys, carbon diffusion, decarbonized interlayer

Надійшла до редакції 12.04.2023