

ВПЛИВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СТАНУ НА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ

В.В. Дмитрик, Чень Сінлей

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут». 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2.
E-mail: dmitrikvitali@gmail.com

Розглянуто особливості впливу структурно-фазового стану на властивості зварних з'єднань паропроводів, а також на надійність їх роботи та залишковий ресурс. Необхідність визначення фізико-механічних властивостей, надійності та ресурсу більшою мірою стосується зварних з'єднань тих паропроводів, робочі параметри яких складають: температура 545 °С, тиск пари 25,5 МПа. Встановлено, що при збільшенні напрацювання зварних з'єднань в їх структурі відбувається поступове перетворення вихідної структури у ферито-карбідну суміш, кількість якої відповідно зростає. Наявність такої суміші забезпечує зменшення показників механічних властивостей металу зварних з'єднань і сприяє його пошкодженості за крихким механізмом. Інтенсивність зростання ферито-карбідної суміші значною мірою залежить від вихідної структури зварних з'єднань. Встановлено, що присутність перліту у вихідній структурі сприяє прискоренню утворення ферито-карбідної суміші. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 12.

Ключові слова: структурно-фазовий стан, теплостійкі сталі, надійність, ресурс, пошкодженість, зварні з'єднання, ділянки зони термічного впливу, ферито-карбідна суміш, механічні властивості

Вступ. Проблему забезпечення надійності та залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів, які довготривало (понад 270 тис. год) експлуатуються в умовах повзучості та втоми, доцільно вирішувати з урахуванням впливу структурно-фазового стану зварних з'єднань на їх фізико-механічні властивості. Водночас при вирішенні даної проблеми слід враховувати загальні умови роботи зварних з'єднань, використовувати відповідні розрахункові методи й статичні показники за границею подовжньої міцності та повзучості. Визначення надійності та залишкового ресурсу металу зварних з'єднань потребує дослідження його структурно-фазового стану та наявності пошкодженості. Для узагальнення отриманих результатів необхідно впровадити відповідні критерії, які дозволяють обґрунтувати надійність роботи зварних з'єднань, а також з більшою точністю визначати їх ресурс. І тому для обґрунтування надійності встановлювали зв'язок між деградуючим металом зварних з'єднань і його властивостями, які впливають на надійність і ресурс. Першочергово слід визначити надійність і залишковий ресурс тих зварних з'єднань паропроводів, робочі параметри яких (температура пари T_e – 545...565 °С, тиск пари P_e – 25,5 МПа) є вищими за аналогічні параметри інших зварних з'єднань паропроводів.

Відомо, що пошкодженість за механізмом утворення пор повзучості переважно відбувається на ділянці неповної перекристалізації зони термічного впливу (ЗТВ), де присутній перліт, зерна якого мають округлу форму [1, 2]. Нові зерна пер-

літу внаслідок перекристалізації розташовуються по границях аустенітних зерен, що сприяє прискоренню пошкодженості. Також структурна особливість перліту, при наявності сегрегацій, характеризується збільшенням швидкості коагуляції карбідів $M_{23}C_6$, що призводить до утворення пор по границях зерен α -фази.

На ділянках сплавлення та перегріву ЗТВ зварних з'єднань утворюються тріщини втоми. Такі тріщини переважно зароджуються по границях аустенітних зерен. Саме на таких границях при зварювальному нагріванні накопичуються елементи проникнення та хімічні сполуки [2], що суттєво знижує міжатомні сили зчеплення.

Урахування особливостей структурно-фазового стану та пошкодженості дозволяє оцінити рівень надійності металу зварних з'єднань паропроводів. Тому важливим є встановлення зв'язку між фізико-хімічними процесами, що проходять в металі зварних з'єднань в умовах повзучості, його структурно-фазовим станом та пошкодженістю. Встановлення такого зв'язку дозволяє обґрунтувати критерії визначення надійності та залишкового ресурсу зварних з'єднань.

Проблема оцінки надійності зварних з'єднань паропроводів щодо їх напрацювання до 250 тис. год вирішена в достатній мірі. Водночас при напрацюванні зварних з'єднань понад 270...280 тис. год, що відповідає закінченню другої стадії повзучості, проявляються специфічні особливості протікання фізико-хімічних процесів і структурно-фазових змін. Їх прояв забезпечує прискорене

Дмитрик В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-1085-3811>, Чень Сінлей – <https://orcid.org/0000-0003-2755-7725>
© В.В. Дмитрик, Чень Сінлей, 2025

формування ферито-карбідної суміші в структурі зварних з'єднань та сприяє їх пошкодженості, що потребує дослідження.

Метою роботи є дослідження впливу структурно-фазового стану металу зварних з'єднань паропроводів на його пошкодженість стосовно довготривалого напрацювання зварних з'єднань (понад 270 тис. год) в умовах повзучості та втоми. Досягнення мети роботи дозволяє надати точнішу оцінку надійності роботи зварних з'єднань і визначити їх залишковий ресурс. Вплив водню та корозійних процесів на інтенсивність деградації металу зварних з'єднань потребують, на наш погляд, окремого додаткового дослідження.

Методики та методи дослідження. Структурно-фазовий стан, фізико-хімічні процеси та властивості досліджували на зразках зварних з'єднань паропроводів свіжої пари енергоблоків ТЕС потужністю 250...300 МВт. Досліджували ділянки паропроводів зі сталі 15X1M1Ф, діаметр і товщина стінки яких складала 325×60 мм, та сталі 12X1MФ – 273×62,5 мм. Робочі параметри паропроводів: $T_e = 545\text{ }^\circ\text{C}$, $P_e = 25,5\text{ МПа}$. Отримували зварні з'єднання паропроводів із наведених сталей шляхом використання автоматичного та напівавтоматичного зварювання у суміші 50 % CO_2 + 50 % Ar . Параметри зварювання: $I_{\text{зв}} = 370...400\text{ А}$; $U_{\text{д}} = 28...32\text{ В}$; $V_{\text{зв}} = 20...25\text{ м/год}$. Для визначення короткочасних механічних властивостей використовували штатне обладнання. Структурно-фазовий стан досліджували з використанням оптичного металографічного мікроскопа Meiji Techno (Японія), а також електронного просвічувального мікроскопа JEOL JSM-7800F (Японія). Для виявлення структури зразки піддавали поліруванню й травленню у 2...4%-му спиртовому розчині азотної кислоти (ніталі).

Результати дослідження та їх аналіз. Утворення пор повзучості та тріщин втоми в металі зварних з'єднань розглядали як пов'язані процеси їх пошкодженості, проходженню якої значною мірою сприяє наявність ферито-карбідної су-

міші. Кількість такої суміші в структурі зварних з'єднань при їх напрацюванні понад 270 тис. год стрімко збільшується (рис. 1). До складу ферито-карбідної суміші входять карбіди M_{23}C_6 , що коагулюють. На границях контакту коагулюючих за довжиною карбідів із зернами α -фази прискорено утворюються пори повзучості, які перетворюються в тріщини повзучості [3]. Тому ферито-карбідну суміш можна вважати за браковочну складову.

У металі зварних з'єднань інтенсивніше, ніж в основному металі паропроводів, відбуваються структурно-фазові зміни. Такі зміни забезпечують фізико-хімічні процеси, інтенсивність проходження яких значною мірою залежить від вихідної структури металу зварних з'єднань (рис. 2). Розглянемо зварні з'єднання зі сталі 15X1M1Ф, які мають вихідну ферито-бейнітну структуру. До складу структури ділянки перегрівання ЗТВ може входити перліт як складова повної перекристалізації, що має глобуляризовану форму (рис. 3). На ділянці неповної перекристалізації нові продукти розпаду аустеніту можуть утворювати структурні складові: перліт, сорбіт або тростит [3–5]. Встановили, що перліт порівняно зі структурами сорбіту й троститу, більш прискорено перетворюється в нову ферито-карбідну суміш (рис. 1.)

Відомо, що наявність такої суміші суттєво знижує фізико-механічні властивості металу зварних з'єднань. У зернах α -фази помітно зменшується присутність легуючих елементів заміщення: хрому, молібдену та ванадію. Водночас їх присутність у карбідах збільшується. Наприклад, при 280 тис. год напрацювання зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф при $545\text{ }^\circ\text{C}$ кількість легуючих елементів у карбідах складала: $\text{Cr} - 45...48\%$, $\text{Mo} - 65...68\%$ і $\text{V} - 75...85\%$. Утворюються нові карбіди VC і Mo_2C . Проходять карбідні реакції $\text{M}_3\text{C} \rightarrow \text{M}_7\text{C}_3 \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6$. Карбіди M_{23}C_6 , що знаходяться по границях зерен α -фази (рис. 4), коагулюють переважно за механізмом коалесценції і їх форма стає видовженою. Важливо провести дослідження з гальмування коагуляції карбідів M_{23}C_6 в

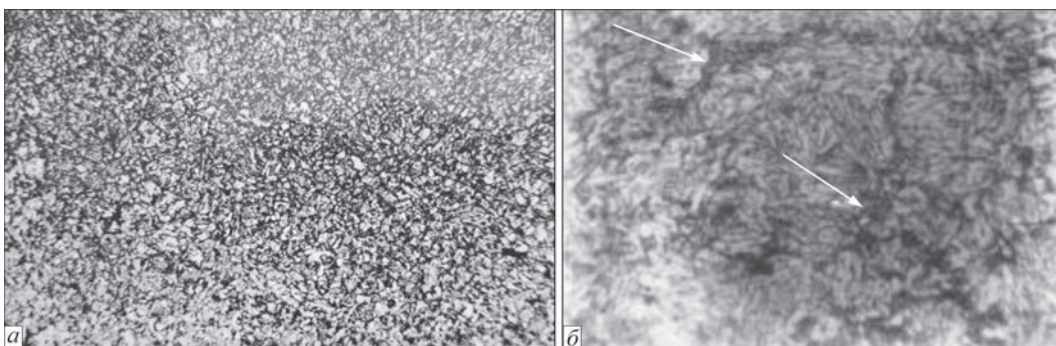


Рис. 1. Структура ділянки неповної перекристалізації зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф: а – у вихідному стані; б – після >276 тис. год напрацювання. Перлітну складову структури показано стрілками (×360)

інтервалі температур 545...650 °С, що доцільно враховувати при створенні нових, більш теплостійких сталей [6–8]. Зауважимо, що швидкість коагуляції карбідів $M_{23}C_6$, що знаходяться по границях зерен, значно перевершує коагуляцію таких карбідів, що знаходяться в тілі зерен. Отже, наявність перліту суттєво впливає на деградацію

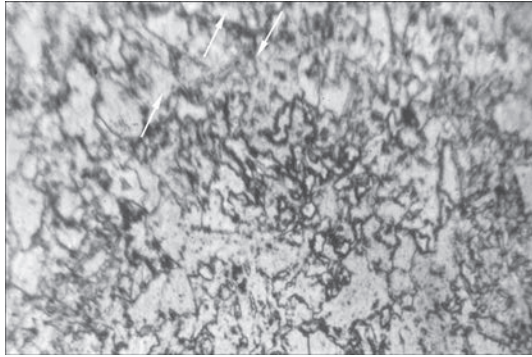


Рис. 2. Вихідна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. Перлітну складову структури показано стрілками (×360)

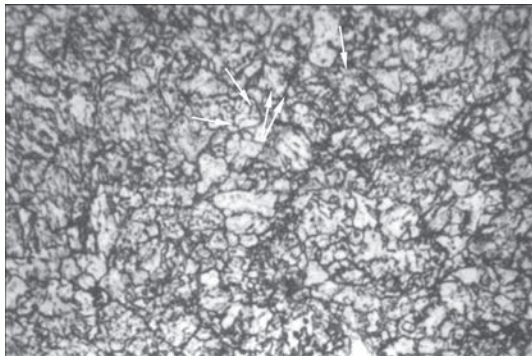


Рис. 3. Мікροструктура ділянки перегрівання ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. Перлітну складову структури показано стрілками (×300)

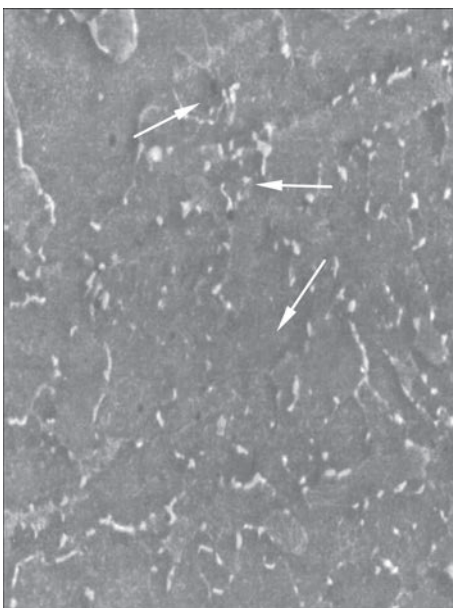


Рис. 4. Мікροструктура ділянки перегрівання ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. Мікропори повзучості показано стрілками. Ресурс 276 тис. год (×360)

властивостей металу зварних з'єднань, особливо після їх напрацювання понад 270...280 тис. год.

Утворення мікропор повзучості та мікротріщин втоми відбувається внаслідок пов'язаної дії деформаційного й дифузійного процесів. Деформаційний процес сприяє зменшенню міжатомних сил зчеплення, а самодифузія елементів заміщення проходить при нижчій енергії активації [3]. Водночас деформаційний процес сприяє утворенню мікронесуцільностей і перетворенню їх у зародкові пори. Найінтенсивніше у зварних з'єднаннях пори утворюються на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ (рис. 5). Метал цієї ділянки зазнає зварювального нагрівання в інтервалі температур, обмеженому критичними точками $A_{c1} - A_{c3}$. Утворення перліту в якості структурної складової розпаду частково утвореного аустеніту обумовлено нагріванням в області температур, обмеженої точками $A_{c1} - A_{c3}$, а також відповідною швидкістю охолодження. Залежно від швидкості охолодження нові продукти розпаду аустеніту можуть утворюватися у вигляді перліту, сорбіту або троститу. Наведені складові з різною швидкістю перетворюються у ферито-карбідну суміш, яка кількісно збільшується при зростаючому напрацюванні зварних з'єднань (рис. 6). Утворення такої суміші, що збільшується кількісно, для зварних з'єднань зі сталей 12X1MФ і 15X1M1Ф має свої відмінні особливості. Наприклад, у зварних з'єднаннях зі сталі 12X1MФ більш помітно в процесі рекристалізації формуються крупні феритні зерна, а коагуляція карбідів $M_{23}C_6$, порівняно з коагуляцією карбідів у зварних з'єднаннях зі сталі 15X1M1Ф, проходить повільніше.

Формуванню перлітних структур на ділянках ЗТВ можна запобігти при оптимізації температурного режиму процесу зварювання й таким чином

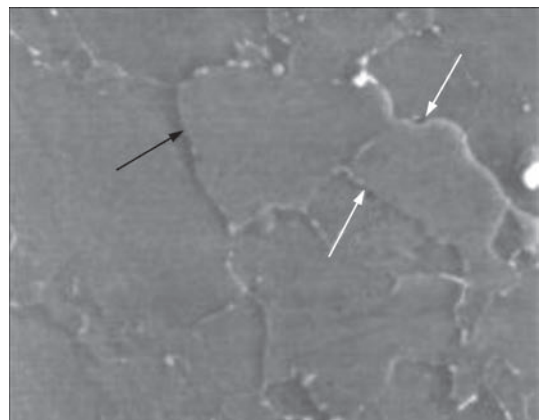


Рис. 5. Пори повзучості (білі стрілки) та тріщина втоми (чорна стрілка) на ділянці неповної перекристалізації зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф після напрацюванні понад 276 тис. год (×360)

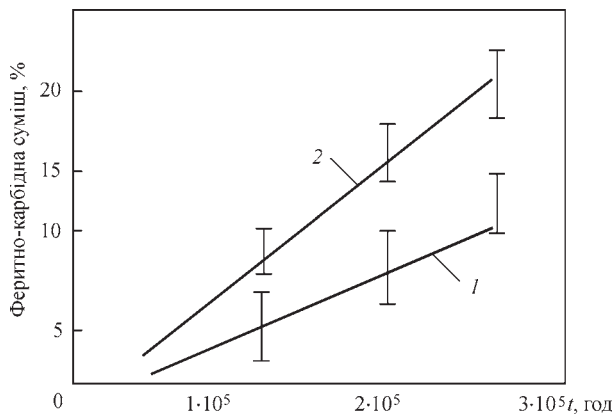


Рис. 6. Залежність утворення феритно-карбідної суміші на ділянці неповної перекристалізації зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ від терміну її напрацювання: 1 – при наявності перекристалізованого сорбіту; 2 – перліту

отримати сорбіт або тростит на ділянці неповної перекристалізації.

Внаслідок самодифузії у зернах α -фази зменшується кількість елементів заміщення хрому, молібдену та ванадію, що суттєво зменшує фазовий наклеп зерен. Водночас збільшується кількість карбідів VC і Mo_2C , а карбіди $M_{23}C_6$ коагулюють. Структурні перетворення сприяють зниженню твердості, а також показників міцності майже на 10...20 %.

Результати дослідження та їх обговорення.

Вимушене підвищення робочої температури до 585 °С (аварійний викид пари) надає прискорення проходженню фізико-хімічних процесів у металі зварних з'єднань. На ділянках ЗТВ, а також у металі шва та в основному металі з відповідною швидкістю збільшується утворення феритно-карбідної суміші. Зауважимо, що така суміш відрізняється від вихідної феритно-карбідної суміші (перліту). Відмінність полягає в тому, що феритно-карбідна суміш, що утворюється, характеризується наявністю збільшених за розмірами (переважно видовжених) карбідів $M_{23}C_6$ (рис. 4). Відбувається фрагментація зерен, а також внаслідок рекристалізації зерна збільшуються за розмірами. З найбільшою інтенсивністю утво-



Рис. 7. Мікροструктура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф. Ресурс 280 тис. год (×2500)

рення феритно-карбідної суміші проходить на ділянках неповної перекристалізації зварних з'єднань зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф (рис. 7).

При напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год збільшені розміри карбідів $M_{23}C_6$ складають близько 0,5...1,2 мкм. Відбувається їх коагуляція [3]. До складу карбіду $M_{23}C_6$, що має складну кубічну ґратку [4], входить хром, який поступово замінюється на молібден. Зазначимо, що даний карбід входить і до складу нових, більш теплостійких сталей [6–8]. Тому гальмування їх коагуляції є важливою задачею, що потребує вирішення.

При визначенні фізичних і механічних властивостей слід враховувати наступні параметри, що характеризують структурно-фазовий стан:

- кількість, розміри та будову карбідних виділень;
- різницю періодів кристалічної ґратки коагулюючих карбідів і зерен α -фази;
- загальну кількість карбідів, а також зміну форми карбідів при їх коагуляції;
- хімічний склад зерен α -фази, який зазнав зміни внаслідок самодифузії елементів заміщення.

Урахування розглянутих параметрів у якості доповнення до нормативних документів [9, 10] надасть можливість підвищити оцінку надійності зварних з'єднань із теплостійких сталей, термін напрацювання яких є більшим за 280 тис. год.. Стосовно першої стадії повзучості, характерною є відносна низька щільність дислокацій у зернах α -фази [3], яка на ділянках ЗТВ зварних з'єднань помітно відрізняється. Так, на ділянці неповної перекристалізації локальна щільність дислокацій є найбільшою і складає близько 10^7 см^{-2} . У зернах бейніту відпуску щільність дислокацій є більшою на 10...15 %, ніж у зернах фериту. Загальне підвищення щільності дислокацій характерне для другої стадії повзучості, яка відповідає напрацюванню зварних з'єднань понад 270...280 тис. год. Для цієї стадії повзучості локальна щільність дислокацій є найбільшою на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ (рис. 8). Дещо менша щільність дислокацій спостерігається на ділянці перегрівання (рис. 9). Спільним для ділянок є те, що найбільша щільність дислокацій спостерігається біля коагулюючих карбідів $M_{23}C_6$, які знаходяться на границях зерен α -фази [2]. Тут формуються сітки з дислокацій, утворюються пороги та сходинки на дислокаціях, спостерігається збільшення довжини дислокацій. Дислокаційні процеси надають зернам α -фази фрагментованість. Усередині зерен щільність дислокацій поступово зменшується, а по їх границях збільшується (рис. 10). Тому мож-

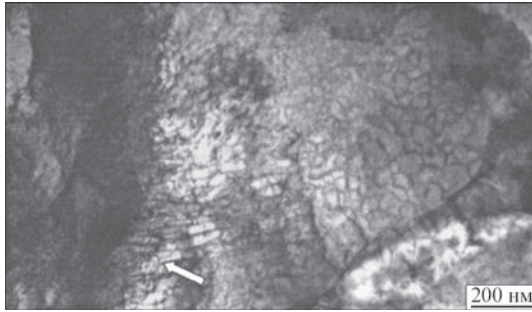


Рис. 8. Дислокаційна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1MФ. Напрацювання 280 тис. год (прикладі сходинки на дислокаціях вказані стрілкою [4])

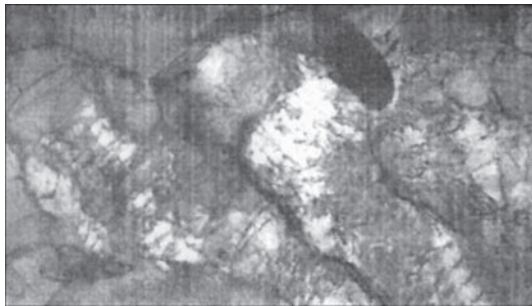


Рис. 9. Дислокації та виділення других фаз. Структура ділянки перегрівання сталі 15X1MФ. ($\times 50\,000$). Напрацювання 280 тис. год [4]

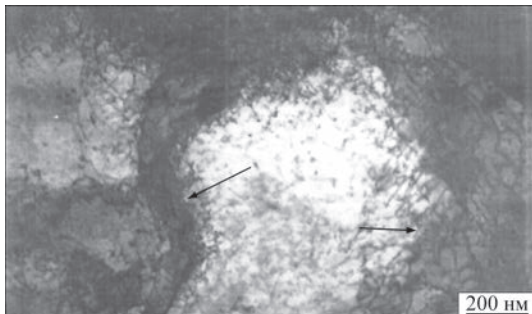


Рис. 10. Дислокаційна структура металу шва (сплав 10XMФ). Схема дислокацій на окремих фрагментах субзерен α -фази (вказано стрілками)

на припустити, що проходження фізико-хімічних процесів у зернах α -фази має складний характер і є неоднорідним. Їх проходження на приграничних фрагментах зерен є інтенсивнішим, ніж на центральних. На другій стадії повзучості щільність дислокацій всередині зерен змінюється в меншому ступені, ніж біля їх границь.

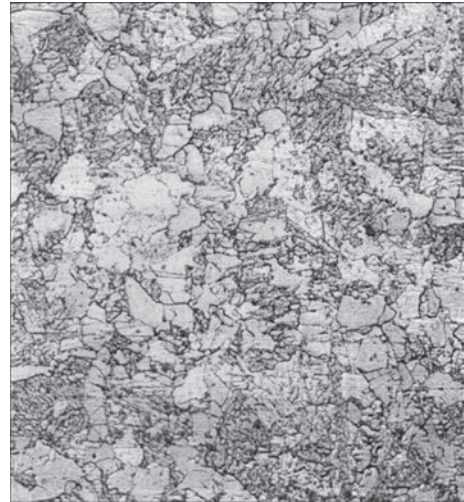


Рис. 11. Структура ділянки нормалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1MФ. Ресурс 280 тис. год ($\times 360$)

Наприкінці другої стадії повзучості в структурі зварних з'єднань процес повернення переходить у процес рекристалізації [3–5]. Усунення окремих границь зерен призводить до їх злиття. Утворюються нові зерна (рис. 11), які поступово набувають однакової кристалографічної орієнтації. Структурні перетворення сприяють зменшенню фізичних і механічних властивостей зварних з'єднань, наприклад опору утворенню пор повзучості (рис. 12) і тріщин втоми, а також показників міцності та твердості [4, 5]. Збільшення розмірів зерен і зменшення їх міцності сприяє збільшенню деформаційної здатності зерен. По границях зерен, з більшою швидкістю біля коагулюючих карбідів $M_{23}C_6$, накопичуються дислокації (рис. 10), що сприяє пошкодженості зварних з'єднань за крихким механізмом.

Визначення та врахування закономірностей структурно-фазових перетворень у металі зварних з'єднань стосовно умов повзучості та втоми є складною задачею. Тому обґрунтування таких перетворень є особливо значимим відносно прогнозування їх проходження, наприклад визначення впливу старіння на опір пружно-пластичному деформуванню зварних з'єднань із перлітних сталей (див. таблицю).

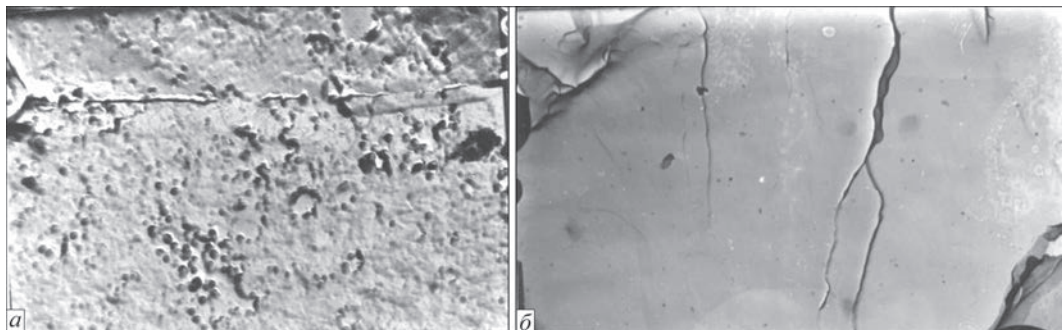


Рис. 12. Утворення зародкових пор повзучості (а) і тріщин втоми (б) у металі зварних з'єднань зі сталі 15X1MФ ($\times 14\,000$)

Вплив режиму старіння на опір пружно-пластичному деформуванню зварних з'єднань із перлітних сталей $\sigma_{0,2}^{\text{стар}} / \sigma_{0,2}^{\text{вих}}$

Зварні з'єднання із перлітних сталей	Тривалість старіння, год	$\sigma_{0,2}^{\text{стар}} / \sigma_{0,2}^{\text{вих}}$ при $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$
12X1МФ	280 000	0,79
15X1М1Ф	280 000	0,78

Примітка. Позначення $\sigma_{0,2}^{\text{стар}} / \sigma_{0,2}^{\text{вих}}$ зразків, які відпрацювали 276 тис. год.

Структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань зумовлюють зниження його мікротвердості [4, 5]. При збільшенні напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год зростає швидкість повзучості їх металу. Наприклад залишкова деформація ділянки неповної перекристалізації складає близько 5...7 %, ділянки перегрівання ЗТВ – близько 4...5 %. Утворення нової структурної складової – ферито-карбідної суміші (рис. 11) при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань забезпечує зниження їх фізико-механічних властивостей, надійності та залишкового ресурсу. Тому запас міцності зварних з'єднань повинен розраховуватись на основі структурно-фазового стану. Основними характеристиками повинні бути границя міцності, пластичність і опір термічній втоми. Визначення наведених характеристик необхідно обґрунтувати показниками швидкості повзучості та опору деформуванню металу зварних з'єднань. Також доцільно визначати особливості утворення й розповсюдження тріщин втоми та пор повзучості для засвідчення живучості зварних з'єднань.

Важливо порівнювати характеристики вихідного структурно-фазового стану зварних з'єднань, а також їх фізико-механічні властивості з аналогічними показниками, які встановилися після їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та втоми.

Висновки

1. Встановлено особливості утворення ферито-карбідної суміші в якості складової в структурі зварних з'єднань паропроводів із теплостійких сталей стосовно їх напрацювання в умовах повзучості та втоми понад 270...280 тис. год, що доцільно для гальмування їх утворення.

2. Визначено залежність фізико-механічних властивостей від структурно-фазового стану зварних з'єднань, який сформувався при їх довготривалому напрацюванні.

3. Обґрунтовано необхідність урахування структурно-фазових змін у металі зварних з'єднань стосовно визначення надійності їх роботи та залишкового ресурсу.

4. Запропоновано при виготовленні зварних з'єднань шляхом використання відповідних пара-

метрів режиму зварювання запобігти формуванню перлітних складових у їх вихідній структурі, що дозволяє зменшити пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів.

Список літератури

1. Дмитрик В.В., Соболев О.В., Погребной Н.А. и др. (2015) Структурные изменения металла сварных соединений паропроводов в процессе эксплуатации. *Автоматическая сварка*, **12**, 26–30.
2. Дмитрик В.В., Касьяненко І.В., Латинін Ю.М. (2021) Структурний стан і пошкоджуваність металу зварних з'єднань паропроводів. *Автоматичне зварювання*, **9**, 38–42. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2021.09.06>
3. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Поздняков В.Д., Касьяненко І.В. (2023) Утворення пор повзучості у зварних з'єднаннях. *Проблеми міцності*, **2**, 63–72.
4. Глушко А.В., Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2018) Пользуемость сварных соединений паропроводов. *Металлофизика и новейшие технологии*, **40(5)**, 683–700. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.40.05.0683>
5. Chalko, L. (2024) Структурно-фазові особливості пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів ТЕС з теплостійких сталей (Огляд). *Автоматичне зварювання*, **3**, 34–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2024.03.05>
6. Скульский В.Ю., Царюк А.К., Моравецкий С.И. (2009) Оценка склонности сварных соединений теплоустойчивой хромистой мартенситной стали к образованию трещин при термической обработке. *Автоматическая сварка*, **1**, 5–9.
7. Скульский В.Ю., Царюк А.К. (2004) Новые теплоустойчивые стали для изготовления сварных узлов тепловых энергоблоков (Обзор). *Автоматическая сварка*, **4**, 35–40.
8. Скульский В.Ю. (2006) Особенности образования δ-феррита на границе сплавления при сварке теплоустойчивой хромистой мартенситной стали. *Автоматическая сварка*, **11**, 17–21.
9. СОУ 40.3-0013044-20:2010 *Настанова. Оцінювання технічного стану металу прямих ділянок головних парогонів ТЕС. Вплив зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану експлуатованого металу. Типова інструкція*. Львів, ДП «ЛКБ» і ФМІ НАНУ.
10. ДСТУ EN 10216-2:2016 (EN 10216-2:2013, IDT) *Труби сталеві безшовні для роботи під тиском. Технічні умови постачання*. Дата початку дії: 01.01.2017.

References

1. Dmitrik, V.V., Sobol, O.V., Pogrebnoj, M.A., Glushko, A.V., Ishchenko, G.I (2015) Structural changes in metal of welded joints of steam pipelines in operation. *The Paton Welding J.*, **12**, 24–28. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.12.05>
2. Dmitrik, V.V., Kasyanenko, I.V., Latynin, Y.M. (2021) Structural condition and damage of metal of welded joints of steam pipelines. *Avtomatychne Zvaryuvannya*, **9**, 38–42 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2021.09.06>
3. Dmytryk, V.V., Glushko, A.V., Poznyakov, V.D., Kasyanenko, I.V. (2023) Creep pores in welded joints. *Strength of Materials*, **55**, 287–295. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-023-00523-6>
4. Glushko, A.V., Dmitrik, V.V., Syrenko, T.A. (2018) Creep of welded joints of steam pipelines. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, **40(5)**, 683–700 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.40.05.0683>
5. Chalko, L. (2024) Structural-phase characteristics of damage to welded joints of TPP steam pipelines from heat-resistant steels (Review). *The Paton Welding J.*, **7**, 10–16. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2024.07.02>
6. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Moravetsky, S.I. (2009) Evaluation of susceptibility of welded joints of heat-resistant chromium martensitic steel to cracking at heat treatment. *The Paton Welding J.*, **1**, 2–5.
7. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk A.K. (2004) New heat resistant steels for manufacture of weldments in heat power units (Review). *The Paton Welding J.*, **4**, 32–37.

8. Skulsky, V.Yu. (2006) Features of δ -ferrite formation on the fusion boundary in welding heat resistant chromium marten-sitic steel. *The Paton Welding J.*, **11**, 13–16.
9. SOU 40.3-0013044-20:2010. *Guideline. Assessment of the technical condition of metal of straight sections of the main steam lines of thermal power plants. Influence of process stoppages on changes in the technical condition of the metal in operation. Standard instruction.* Lviv, SE «LKB» and FMI NASU [in Ukrainian].
10. DSTU EN 10216-2:2016 (EN 10216-2:2013, IDT). *Seamless steel pipes for use under pressure. Technical conditions of delivery.* Date of entry into force: 01.01.2017 [in Ukrainian].

INFLUENCE OF THE STRUCTURAL PHASE STATE ON THE PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES

V.V. Dmitrik, Chen Xinlei

National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute». 2 Kyrpychova Str., 61002, Kharkiv, Ukraine.

E-mail: dmitrikvitali@gmail.com

The paper considers the peculiarities of the influence of the structural-phase state on the properties of welded joints of steam pipelines, as well as on their reliability and residual service life. The determination of physical and mechanical properties, reliability, and service life is mostly related to welded joints of those steam lines whose operating parameters are as follows: temperature of 545 °C, steam pressure of 25.5 MPa. It was found that with an increase in the operating time of welded joints, gradual transformation of the ferritic-bainitic structure into a ferritic-carbide mixture occurs in their structure, the amount of which increases accordingly. The presence of such a mixture ensures a decrease in the mechanical properties of the metal of welded joints and contributes to its damage by the brittle mechanism. The growth rate of the ferritic-carbide mixture largely depends on the initial structure of the welded joints. It was found that the presence of pearlite in the initial structure accelerates the formation of a ferritic-carbide mixture. 10 Ref., 1 Tabl., 12 Fig.

Keywords: structural-phase state, heat-resistant steels, reliability, service life, damageability, welded joints, sections of the heat-affected zone, ferritic-carbide mixture, mechanical properties

Отримано 21.04.2024

Отримано у переглянутому вигляді 30.06.2025

Прийнято 05.07.2025

ПЕРЕДПЛАТА 2026

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 3041-234X (Online). ISSN 3041-2374 (Print). Передплатний індекс 70031	–	–	1260	2520
«Сучасна електрометалургія», видається з 1975 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2331 (Online). ISSN 3041-238 (Print). Передплатний індекс 70693	–	420	840	1680
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 3041-2358 (Online). ISSN 3041-2366 (Print). Передплатний індекс 74475	–	420	840	1680
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 3041-2293 (Online). ISSN 0957-798X (Print). Передплатний індекс 21971.	600	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделоллю.

** Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково переклади на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

Передплату на журнали можна оформити по каталогах передплатних агентцій «УКРПОШТА», «Прес Центр» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любой термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів.

Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

Передплата через сайт видавництва:

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>
<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>

На сайті видавництва у 2026 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2024 рр.