

СТРУКТУРНО-ФАЗОВІ ОСОБЛИВОСТІ ПОШКОДЖУВАНOSTІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ТЕС З ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ (Огляд)

Leszek Chalko

Casimir Pulaski Radom University. ul. Malczewskiego 29, room 124, 26-600, Radom, Poland. E-mail: Leszek.chalko@uthrad.pl

Розглянуті особливості пошкоджуваності зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час (понад 280 тис. год) експлуатуються в умовах повзучості та втоми. Встановлено, що пошкоджуваність, яка відбувається за механізмом повзучості та втоми, значною мірою залежить від структурно-фазового стану металу зварних з'єднань, який при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань набуває відчутних змін. При збільшенні напрацювання зварних з'єднань в їх структурі утворюється, як складова, ферито-карбідна суміш. Наявність такої суміші сприяє прискоренню пошкоджуваності зварних з'єднань. Встановили залежність утворення ферито-карбідної суміші від вихідної структури зварних з'єднань і надали рекомендації стосовно отримання вихідної структури з покращеними якісними характеристиками, що доцільно для підвищення їх надійності та ресурсу. Бібліогр. 16, табл. 4, рис. 7.

Ключові слова: паропроводи, зварні з'єднання, теплостійкі сталі, структура, пошкоджуваність, надійність, ресурс, пори, втомні тріщини

Вступ. Зварні з'єднання паропроводів значною мірою визначають рівень надійності роботи енергоблоків теплових електричних станцій (ТЕС). Насамперед це зварні з'єднання паропроводів свіжої пари, гарячого промперегріву, а також паропроводів в межах котлоагрегатів. Метал зварних з'єднань характеризується наявністю структурної, хімічної та механічної неоднорідностей, що суттєво сприяє, при їх довготривалому напрацюванні в умовах повзучості, появі мікрodefektів і макрodefektів. Наявність таких defektів розглядається як відповідна пошкоджуваність зварних з'єднань [1–4]. Структурна неоднорідність, при зростанні терміну напрацювання зварних з'єднань збільшується, що приводить до зменшення опірності металу зварних з'єднань його деформуванню і пошкоджуваності.

Зазначимо, що криволінійні та згинні ділянки паропроводів (згини) також відносяться до найбільш пошкоджуючих. Проте механізми пошкоджуваності згинів і зварних з'єднань мають відмінні особливості, що зумовлює індивідуальний підхід до їх дослідження [5]. Також окремого вивчення потребує вплив на пошкоджуваність опірно-підвісної системи, стан трійників, арматури, а також умов експлуатації зварних з'єднань.

Обладнання ТЕС (в т. ч. паропроводи та їх зварні з'єднання) термін якого складає 35–45 років доцільно використовувати до 60–65 років (близько 350 тис. год). Саме така експлуатація ТЕС, які старіють, потребує в 3,0...3,5 разів менших витрат ніж їх заміна на нові. І тому необхідний індивідуальний контроль металу зварних з'єднань паропроводів, як однієї з найбільш пошкоджуючих

складових енергоблоків ТЕС.

Мета роботи. Проаналізувати особливості впливу структурно-фазового стану на пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів, які працюють понад 280 тис. год в умовах повзучості та втоми.

Особливості методики та методи дослідження. Метал паропроводів зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, особливо їх зварних з'єднань, після напрацювання в умовах повзучості понад 280 тис. год зазнає поступової деградації. І тому для визначення надійності роботи паропроводів, а також їх залишкового ресурсу, доцільно проводити відповідні комплексні дослідження. Такі дослідження слід проводити спільно з досвідченими спеціалістами ТЕС і енергосистем. Для вирішення дослідницьких задач необхідно вирізати зразки для шліфів з діючих паропроводів, в місцях їх найбільш можливого пошкодження. Дослідження таких шліфів дозволяє більшою мірою визначати реальний структурно-фазовий стан металу зварних з'єднань, а також їх експлуатаційні властивості [1–3, 6–9]. Для досліджень використовують методи мікроструктурного, електронно-мікроскопічного і мікрорентгеноспектрального аналізів, а також рентгенографічний метод. Вивчення механізмів утворення пор повзучості і тріщин втоми проводять з використанням оптичної і електронної мікроскопії [4–9]. Шляхом використання фотометрії, а також за рентгенограмами, визначають відповідно кількісний склад і структуру карбідів M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, Mo_2C і VC , узагальнюють їх форму і вигляд, що дозволяє підвищити точність визначення типу кар-

бідів. Використання оптичної мікроскопії дозволяє визначити величину бейнітних, феритних, сорбітних, троститних і перлітних зерен, а також зерен аустеніту. Випробування на повзучість і довготривалу міцність необхідні для визначення надійності та ресурсу зварних з'єднань.

Доцільно для теоретичного і практичного вирішення наведених задач використовувати відповідний математичний апарат [10, 11] стосовно моделювання температурного режиму процесу зварювання. Шляхом урахування одержаних результатів доцільно оптимізувати параметри режиму зварювання, що дозволить отримати зварні з'єднання з підвищеними якісними показниками їх вихідної структури [12, 13]. Водночас моделювання дозволяє уточнити особливості процесу проходження повзучості та втоми в металі зварних з'єднань шляхом співставлення одержаних результатів з показниками їх властивостей [8, 9, 13].

Результати та їх обговорення. Для виготовлення діючих паропроводів використовували переважно сталі 12Х1МФ і 15Х1М1Ф. Паропроводи в яких спостерігається відповідно найбільша пошкоджуваність після їх напрацювання понад 280 тис. год, експлуатуються в нормативно-рекомендованих умовах: при температурі 545 °С і тиску 25,5 МПа. В

процесі роботи паропроводів можливі їх короточасні перегріву до 585 і навіть до 600 °С (аварійний викид пару).

Легуючі елементи хром, молібден і ванадій, що входять до наведених сталей надають їм відповідні фізичні та механічні властивості. Частково наведені елементи легують зерна α -фази (ферит, бейніт відпуску, сорбіт, тростит), а частково входять до складу карбідів M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, VC і Mo_2C , що забезпечує дисперсійне зміцнення сталей. Зварні з'єднання зі сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф піддаються обов'язковому післязварювальному відпуску, який забезпечує: зміцнення металу шля-

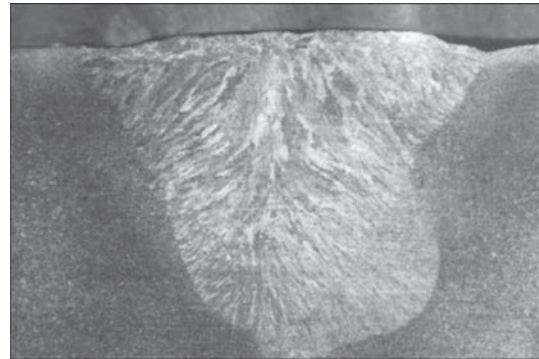


Рис. 1. Макроструктура ($\times 2,1$) зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф

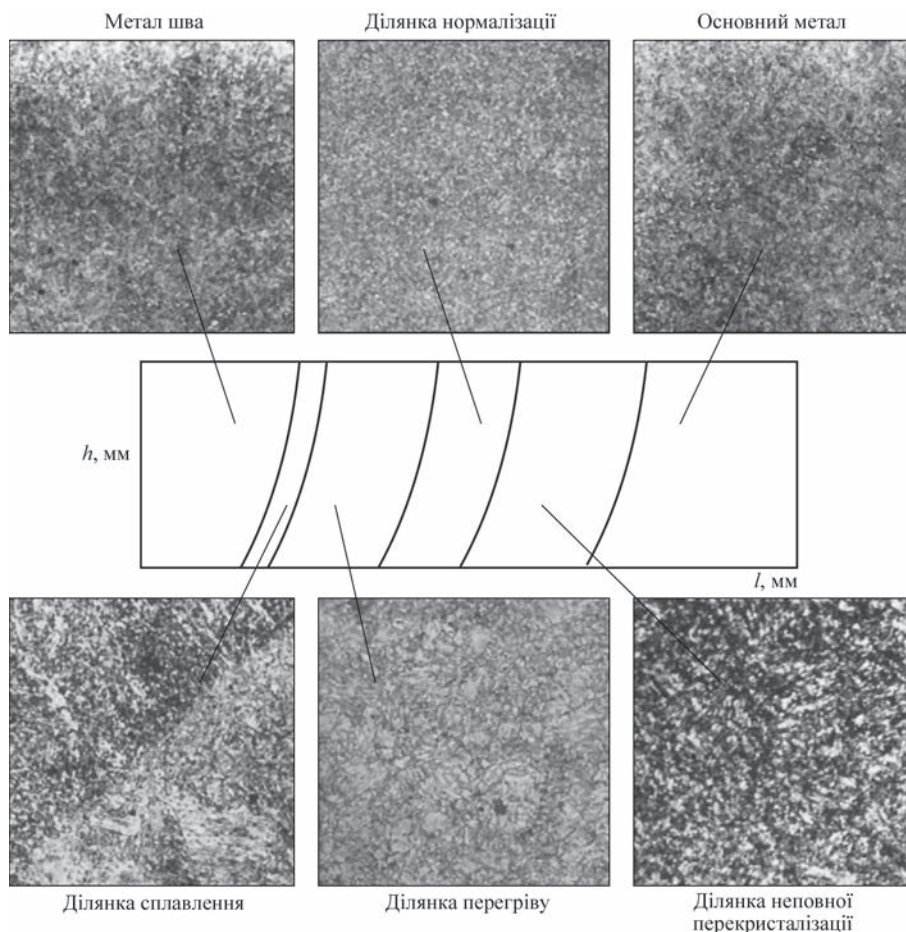


Рис. 2. Мікроструктура ($\times 100$) зварного з'єднання зі сталі 15Х1М1Ф

хом виділення в достатній кількості дисперсних карбідів VC і Mo₂C; зняття зварювальних напружень; субструктурне зміцнення; термічну стабільність зміцненого стану; необхідні експлуатаційні властивості.

Макроструктура зварних з'єднань характеризується наявністю трьох характерних областей, рис. 1: основний метал, що не зазнав впливу зварювального нагріву; метал шва; зона термічного впливу.

Метал шва (рис. 2) представляє суміш наплавленого електродного металу і частково розплавленою основного металу з'єднання, що виготовляється.

Процес кристалізації розплавленого металу починається від частково оплавлених зерен α-фази. Напрям зростання кристалів в структурі металу шва узгоджується з тепловідведенням. Зварювання на оптимізованих параметрах режиму товстостінних паропровідних труб запобігає утворенню відносно крупних феритних зерен на ділянках сплавлення і перегріву ЗТВ (рис. 2) [10–12]. Також не допускається формування локально згрупованих ліквацийних виділень на бокових поверхнях кристалів. Водночас відбувається формування дрібнозернистої, розорієнтованої структури (див. рис. 2). На макрошліфах (див. рис. 1) чітко спостерігається наявність рельєфу кожного шару. Зварювання без підігріву не забезпечує формування необхідної кількості карбідів VC і Mo₂C в металі шва, що сприяє зниженню його властивостей і приводить до прискорення пошкоджуваності [1–4]. Хімічний склад металу шва відрізняється від хімічного складу основного металу, наприклад, при механізованому зварюванні в середовищі CO₂ + Ar (відповідно 50 та 50 %) паропроводів зі сталі 15X1M1Ф (табл. 1) з використанням електродного дроту марки СВ-09ХМФА (табл. 2), хімічний склад металу шва (табл. 3).

Зона термічного впливу представляє область основного металу (див. рис. 2) в якій під впливом зварювального нагрівання сформувалась структура, що відрізняється від структур основного металу і металу шва. Відповідно і механічні вла-

стивості також характеризуються наявністю відмінностей (рис. 3).

Ширина ЗТВ зварних з'єднань паропроводів складає близько 4,3...5,4 мм і чітко спостерігається на макро- та мікрошліфах. Таке спостереження дає можливість визначити присутність у ЗТВ нормативно не рекомендованих структур [1, 2], а також наявність структур, наприклад, перліту, які при напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год допускають прискорене пошкодження.

Метал ділянки сплавлення ЗТВ (див. рис. 2) нагрівається в інтервалі температур $T_L - T_S$, її ширина в зварних з'єднаннях, виготовлених з використанням нормативно-рекомендованих і оптимальних параметрів режиму, складає 0,1...0,2 мм. На даній ділянці активно проходять дифузійні процеси, що сприяє можливому, при підвищених параметрах режиму, утворенню крупних аустенітних і феритних зерен [3, 13].

Структура ділянки перегріву (див. рис. 2) формується під впливом зварювального нагрівання в інтервалі температур $T_L - 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ (близько). Ши-

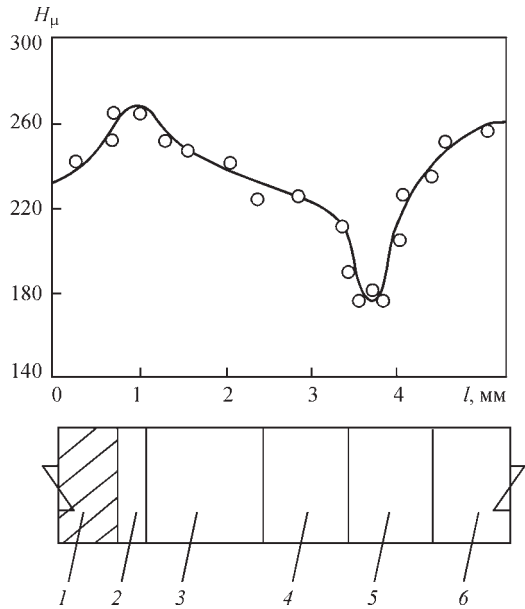


Рис. 3. Мікротвердість зварного з'єднання зі сталі 12X1M1Ф після напрацювання 290 тис. год: 1 – метал шва; 2 – ділянка сплавлення; 3 – ділянка перегріву; 4 – ділянка нормалізації; 5 – ділянка неповної перекристалізації; 6 – основний метал [3]

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 15X1M1Ф, мас. %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	S	P
						не більше			
0,10...0,16	0,17...0,37	0,40...0,70	1,10...1,40	0,90...1,10	0,20...0,35	0,25	0,25	0,025	0,025

Таблиця 2. Хімічний склад електродного дроту марки СВ-09ХМФА, мас. %

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P
0,09	0,20	0,45	1,0	0,15	0,60	0,25	0,020	0,020

Таблиця 3. Хімічний склад металу шва, мас. %

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S	P
0,09	0,15	0,30	1,0	0,60	0,21	0,019	0,019

рина ділянки складає 1,2...1,8 мм. При довготривалій витримці вище A_{c_3} на даній ділянці можуть утворюватися крупні аустенітні зерна (бал 3–5 ДСТУ 8972:2019), що спостерігається в зварних з’єднаннях товстостінних паропровідних труб, наприклад, паропроводів свіжої пари (діаметр 630 мм, товщина стінки 60 мм).

Ділянка нормалізації підлягає зварювальному нагріванню в інтервалі температур 1150 °С (близько) – A_{c_3} . Її ширина складає 0,9...1,1 мм. Структура ділянки дрібнозерниста. Механічні властивості ділянки є більш високими ніж аналогічні властивості інших ділянок ЗТВ, а пошкоджуваність є відповідно меншою.

Структура ділянки неповної кристалізації ЗТВ (рис. 4) формується під впливом зварювального нагрівання в інтервалі температур A_{c_1} – A_{c_3} . Ширина ділянки складає приблизно 2,1...2,3 мм. Зварювальне нагрівання забезпечує часткове утворення аустенітних зерен. Повного перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ не відбувається. І відповідно швидкості охолодження після зварювання, внаслідок $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, може утворюватися перліт, сорбіт або троостит, що загалом підсилює структурну неоднорідність. Особливо небажаною є перлітна складова. Наявність якої сприяє прискоренню процесу перефор-

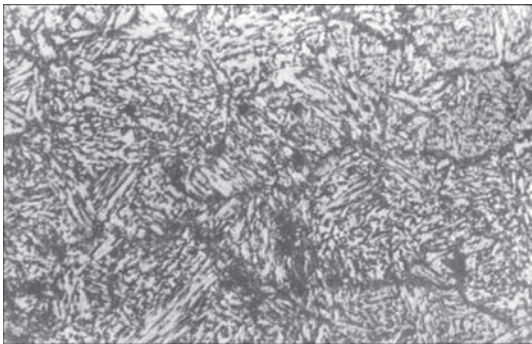


Рис. 4. Мікроструктура (×300) ділянки неповної кристалізації ЗТВ зварного з’єднання зі сталі 15Х1М1Ф [6]

мування вихідної структури у ферито-карбідну суміш. Такий процес проходить при довготривалому напрацюванні зварних з’єднань в умовах повзучості.

Структурно-фазові перетворення в металі зварних з’єднань, внаслідок яких утворюється ферито-карбідна суміш, значною мірою залежать від їх вихідної структури. Наявність такої суміші сприяє зниженню механічних властивостей і зростанню пошкоджуваності зварних з’єднань. Наприклад, показники міцності знижуються на 10...15 %, а ударна в’язкість на 15...20 [8, 13]. Показники довготривалої міцності та повзучості також залежать від структурно-фазового стану сталей паропроводів. Так сталі 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, які мають ферито-бейнітну, ферито-сорбітну, ферито-карбідну і сорбіто-трооститну структури характеризуються розкидом довготривалої міцності до 37 % [1, 4, 8].

При довготривалому напрацюванні зварних з’єднань в умовах повзучості та втоми, їх пошкоджуваність залежно від структурно-фазового стану суттєво збільшується. І тому доцільним є класифікація залежності зростаючої пошкоджуваності від особливостей, які характеризують її утворення (табл. 4). Заслугує окремого розгляду вплив на пошкоджуваність конструкторського, технологічного і експлуатаційного факторів [1–2, 4, 14–21].

Особливістю пошкоджуваності зварних з’єднань за механізмом повзучості є переважне утворення пор на границях зерен в місцях контакту коагулюючих карбідів з зернами α -фази. Наведена пошкоджуваність більшою мірою в зварних з’єднаннях проходить на ділянці неповної перекристалізації їх ЗТВ, чому сприяє наявність перлітних складових в її структурі (див. рис. 4). Саме ця ділянка характеризується найбільшим серед інших ділянок знеміцненням, а її ударна в’язкість відповідно є більш низькою.

Таблиця 4. Класифікація пошкоджуваності зварних з’єднань із сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф стосовно їх довготривалого напрацювання в умовах повзучості та втоми

Металографічна ознака	Область пошкоджуваності	Термін напрацювання, тис. год	Причина пошкоджуваності
Пошкоджуваність за механізмами повзучості і втоми			
Стадія I Наявність пор по границях зерен, в місцях контакту зерен з коагулюючими карбідами, а також по тілу зерен	ЗТВ	> 250000	Структурно-фазовий, експлуатаційний, конструкторський
Стадія II Наявність ланцюжків пор по границях зерен і пор по тілу зерен	ЗТВ Метал шва	> 280000	Структурно-фазовий, технологічний
Пошкоджуваність за механізмом втоми			
Наявність втомно-корозійних тріщин, які мають сітковий та ниткоподібний вигляд	ЗТВ Метал шва	> 270000	Експлуатаційний, структурно-фазовий, технологічний
Втомні трансформізаційні тріщини викликані циклічними механічними навантаженнями в умовах повзучості	ЗТВ Метал шва	> 280000	Структурно-фазовий, технологічний, експлуатаційний

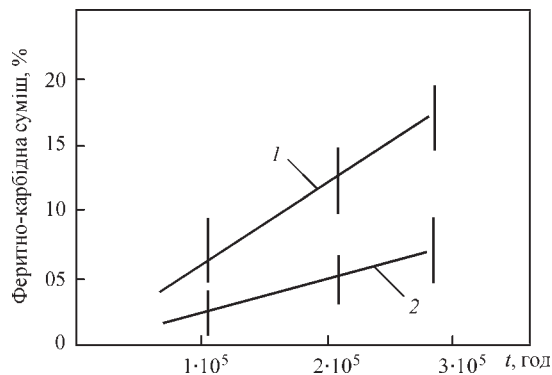


Рис. 5. Залежність утворення феритно-карбідної суміші на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ від наявності структурних складових: 1 – перекристалізованого перліту; 2 – сорбіту. Зварне з'єднання зі сталі 15X1M1Ф

Також на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ з більшою швидкістю проходить перетворення вихідної структури у ферито-карбідну суміш (рис. 5).

В металі зварних з'єднань, які довготривало працюють в умовах повзучості перетворення вихідної структури у ферито-карбідну суміш, забезпечують наступні фізико-хімічні процеси:

1. Самодифузія легуючих елементів і утворення сегрегацій по границях зерен.
2. Коагуляція карбідів, переважно $M_{23}C_6$.
3. Карбідні реакції $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$.
4. Переміщення дислокацій шляхом ковзання і переповзання, а також накопичення і анігіляція дислокацій.

5. Утворення вакансій, які шляхом злиття, перетворюються у мікронесуцільності і далі в зародкові пори (рис. 6). Пори збільшуються за розмірами, їх кількість зростає, і пори перетворюються в тріщини повзучості.

Наведені процеси значною мірою залежать від вихідної структури зварних з'єднань і тому з різною швидкістю проходять на ділянках ЗТВ. Наприклад, їх швидкість на ділянці неповної перекристалізації, через наявність зерен перекристалізованого перліту, є більшою ніж на інших ділянках ЗТВ (див. рис. 4). Деформація цієї ділянки значно перевищує деформацію інших ділянок ЗТВ, а також металу шва і основного металу [3, 8]. Відповідно і пошкоджуваність металу даної ділянки є більшою (рис. 6). На ділянках сплавлення і перегріву, стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 280 тис. год швидкість даних процесів також набуває прискорення, що пов'язано з присутністю крупних аустенітних зерен і потребує окремого дослідження. Загалом проходження розглянутих процесів на ділянках ЗТВ є більш інтенсивним ніж в металі шва і в основному металі.

Утворення, в умовах повзучості втомних тріщин в металі зварних з'єднань паропроводів і еле-

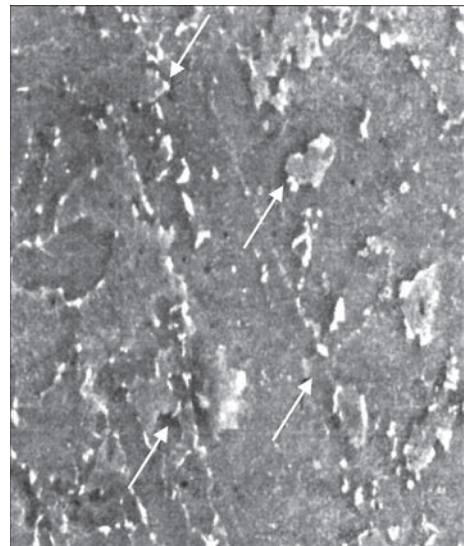


Рис. 6. Зародкові мікропори повзучості (стрілки) в металі зварного з'єднання зі сталі 12X1MФ. Ресурс 280 тис. год

ментів їх систем, обумовлено дією змінних напружень. Такі тріщини, при напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год, утворюються на ділянках конструкторських і технологічних концентраторів напружень. А саме біля підкладних кілець стикових зварних з'єднань, в місцях контакту трубних елементів різних товщин, від підрізів, непроварів, кристалізаційних тріщин та ін. дефектів (рис. 7). При напрацюванні зварних з'єднань понад 280 тис. год спектр їх утворення розширюється. Наприклад, тріщини починають утворюватися на ділянці сплавлення ЗТВ стикових і кутових зварних з'єднань. Загалом розвиток втомних тріщин протікає за механізмом термічної втоми, чому сприяє термічна і корозійна складові даного механізму. Також сприяє розвитку втомних тріщин проходження фізико-хімічних процесів в умовах повзучості. Термічна втома призводить до утворення видовжених, з можливим розгалуженням, тріщин. Залежно від структурного стану і термічних напружень тріщини можуть бути одиничними, а також мати вигляд локального сіткового розтріскування. Корозійно-втомні тріщини переважно започатковуються на внутрішній поверхні паропроводів. Їх розвитку сприяє наявність зварювальних дефектів, а також дефектів технологічного походження.

Тріщини втоми, що зумовлені циклічними механічними навантаженнями утворюються і набувають розвитку від зовнішньої поверхні зварних з'єднань (див. рис. 7). Утворюються такі тріщини і в місцях контакту трубних елементів різних товщин.

За результатами статичного аналізу на масиві 50 зварних з'єднань, які відпрацювали в умовах повзучості понад 280 тис. год, встановили загальну залежність пошкоджуваності їх металу від про-

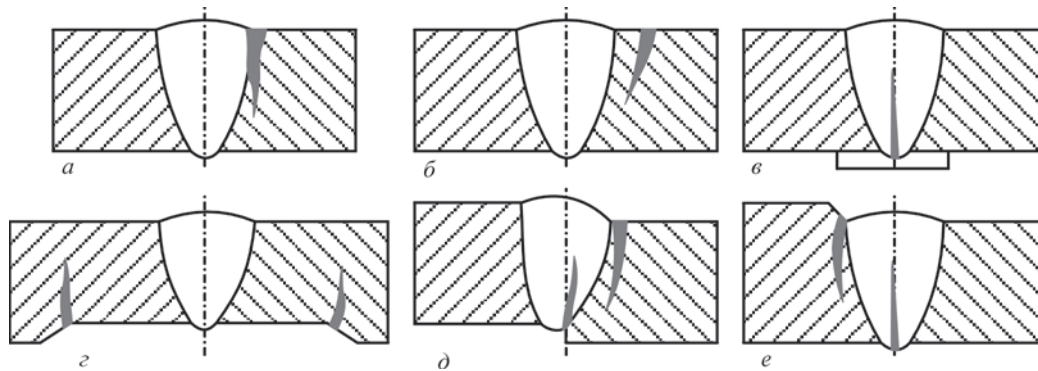


Рис. 7. Типові пошкодження зварних з'єднань паропроводів: а – тріщина повзучості на ділянці сплавлення ЗТВ; б – тріщина повзучості на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ; в – тріщина втоми в корені шва біля підкладного кільця; г – тріщина втоми в місцях контакту трубних елементів різних товщин; д – тріщина втоми при зміщенні паропроводних труб, що зварюються встик; е – тріщина втоми в зварних з'єднаннях різних товщин

яву наступних чинників: при підвищенні температури понад 545 °С (наприклад, аварійний викид пари) пошкоджуваність стрімко зростає; пошкоджуваність залежить від структурно-фазового стану і наявності вихідних дефектів. Близько 75...89 % пошкоджень від її загальної кількості відбувається на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ (м'якому прошарку), а також на ділянці перегріву, де зерна аустеніту є крупними (3–5 балів). Пошкоджуваність, яка зумовлена проявом вихідних дефектів, складає близько 20...25 % від її загальної кількості.

Для визначення надійності та залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів, при їх напрацюванні понад 280 тис. год доцільно знати динаміку залежності пошкоджуваності їх металу від розглянутих особливостей.

Висновки

1. Встановили, що при напрацюванні зварних з'єднань паропроводів понад 280 тис. год в умовах повзучості їх структурно-фазовий стан є переважно основним чинником, який приводить до пошкоджуваності зварних з'єднань за механізмом повзучості.

2. Визначили, що виготовлення зварних з'єднань паропроводів на оптимізованих параметрах режиму дозволяє отримати на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, як складові перекристалізації, сорбіт або троостит і запобігти утворенню перліту.

3. Запропонували систематизацію фізико-хімічних процесів, які проходять в металі зварних з'єднань, що довготривало працюють в умовах повзучості і втоми. Наявність такої систематизації є необхідною для досліджень особливостей окремих процесів, що доцільно для розробки нових сталей.

4. Виявили, що швидкість утворення ферито-карбідної суміші у структурі довготривало працюючих зварних з'єднань залежить від наявності перлітної складової в їх структурі. Швидкість утворення такої суміші можна зменшити шляхом

отримання зварних з'єднань з покращеними показниками їх вихідної структури.

Список літератури

1. СОУ-Н МПЕ 40.1.17.401 (2004) *Контроль металу і продовження терміну експлуатації основних елементів котлів, турбін і трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція*. ДонОРГРЕС. Київ, ОЕП «ГРІФРЕ».
2. СОУ-Н ЕЕ 39.502 (2008) *Експлуатація трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція*. ДонОРГРЕС.
3. Дмитрик В.В., Касьяненко І.В., Крахмальов О.В. (2021) Структурно-фазовий стан і пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів теплових електростанцій. *Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Енергетичні та теплотехнічні процеси й устаткування*, 4 (8), 56–63. DOI: <https://doi.org/10.20998/2078-774X.2021.04.09>
4. Banis, A., Duran, E.H., Bliznuk, V. et al. (2019) The effect of ultra-fast heating on the microstructure, grain size and texture evolution of a commercial low-C, medium-Mn DP steel. *Metals*, 9(8), 877. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9080877>
5. Студент О., Кречковська Г., Бабій Л. (2013). Вплив теплових змін під час експлуатації парогенераторів ТЕС на статичну тріщиностійкість сталі 15Х1М1Ф. *Вісник Тернопільського національного технічного університету*, 72, 4, 199–206.
6. Дмитрик В.В., Гаращенко О.С., Берднікова О.М. (2022) Визначення структурно-фазового стану зварних з'єднань із теплостійких перлітних сталей використанням удосконаленого методу аналізу. *Автоматичне зварювання*, 6, 11–16. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2022.06.02>
7. Novotny, J., Honzikova, J., Pilous, V. et al. (2015) Properties of welded joints in power plant. *Manufacturing technology*, 15(6), 1028–1032. DOI: <https://doi.org/10.21062/ujep/x.2015/a/1213-2489/MT/15/6/1028>
8. Дмитрик В.В., Касьяненко І.В., Латинін Ю.М. (2021) Структурний стан і пошкоджуваність металу зварних з'єднань паропроводів. *Автоматичне зварювання*, 9, 1–5. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2021.09.06>
9. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Григоренко С.Г. (2016) Особливості порообразовання в сварних з'єднаннях паропроводів в умовах довготривалої експлуатації. *Автоматична сварка*, 9, 56–60. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2016.09.11>
10. Дмитрик В.В., Калиниченко В.И. (2002) Численные решения краевых задач теории электродуговой сварки на основе схемы Галеркина. *Доповіді національної академії наук України*, 5, 101–108.
11. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Туренко М.І. та ін. (2018) Моделювання зварювального нагріву виготовляємих з'єднань енергетичного обладнання. *Вісник НТУ «ХПІ». Серія: Інноваційні технології та обладнання обробки матеріалів у машинобудуванні та металургії*, 41 (1318), 24–29.
12. Дмитрик В.В. (2000) Моделирование структуры сварных соединений теплоустойчивых перлитных сталей. *Автоматическая сварка*, 4, 27–30.
13. Glushko, A. (2016) Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-european journal of*

- enterprise technologies*, 6, 1(84), 14–20. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.85852>
14. Kasatkin, O.G., Tsaryuk, A.K., Skulsky, V.Yu. et al. (2010) Peculiarities of technology of welding pipelines of dissimilar steels in nuclear power engineering. *The paton welding J.*, 1, 35–37.
 15. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Gavrik, A.R. et al. (2016) Selection of modes of high-temperature tempering of heat-resistant steel welded joints made by electrodes thermanit MTS616. *The paton welding J.*, 9, 47–50. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2016.09.10>
 16. Skulsky, V.Yu., Zhukov, V.V., Nimko, M.A. et al. (2016) Evaluation of susceptibility to temper brittleness of heat-resistant steels using high-temperature testing. *The paton welding J.*, 2, 22–27. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2016.02.04>
 17. 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.
 18. Скульский В.Ю., Царюк А.К. (2004) Новые теплоустойчивые стали для изготовления сварных узлов тепловых энергоблоков (Обзор). *Автоматическая сварка*, 4, 35–40.
 19. Скульский В.Ю. (2006) Особенности образования δ -феррита на границе сплавления при сварке теплоустойчивой хромистой мартенситной стали. *Автоматическая сварка*, 11, 17–25.
 20. Царюк А.К. (1999) Сварка поверхности нагрева топков энергетических котлов (Обзор). *Автоматическая сварка*, 1, 34–40.
 21. Gevorkyan, E., Prikhna, T., Vovk, R. et al. (2021) Sintered nanocomposites ZrO₂-WC obtained with field assisted hot pressing. *Composite Structures*, 259. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.113443>
- analysis method. *Avtomatych. Zvar.*, 6, 11–16. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2022.06.02>
7. Novotny, J., Honzikova, J., Pilous, V. et al. (2015) Properties of welded joints in power plant. *Manufacturing Technology*, 15(6), 1028–1032. DOI: <https://doi.org/10.21062/ujep/x-2015/a/1213-2489/MT/15/6/1028>
 8. Dmytryk, V.V., Kasyanenko, I.V., Latynin, Yu.M. (2021) Structural state and damage of welded joint metal of steam pipelines. *Avtomatych. Zvar.*, 9, 1–5. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2021.09.06>
 9. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Grigorenko, S.G. (2016) Features of pore formation in welded joints of steam lines in long-term operation. *The Paton Welding J.*, 9, 51–54. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.09.11>
 10. Dmitrik, V.V., Kalinichenko, V.I. (2002) Numerical solutions of boundary problems of electric arc welding based on Galerkin scheme. *Dopovidi NANU*, 5, 101–108 [in Russian].
 11. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Turenko, M.I. et al. (2018) Simulation of welding heating of produced power equipment joints. *Visnyk NTU KhPI. Series: Innovative technologies and equipment for treatment of materials in mechanical engineering and metallurgy*. 41 (1318), 24–29 [in Ukrainian].
 12. Dmitrik, V.V. (2000) Structure of welded joints from low-alloyed heat resistant Cr-Mo-V pearlitic steels (2000) *The Paton Welding J.*, 4, 27–30.
 13. Glushko, A. (2016) Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 6, 1(84), 14–20. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2016.85852>
 14. Kasatkin, O.G., Tsaryuk, A.K., Skulsky, V.Yu. et al. (2010) Peculiarities of technology of welding pipelines of dissimilar steels in nuclear power engineering. 1, 35–37.
 15. Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Gavrik, A.R. (2016) Selection of modes of high-temperature tempering of heat-resistant steel welded joints made by electrodes thermanit MTS616). *The Paton Welding J.*, 9, 47–50. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.09.10>
 16. Skulsky, V.Yu., Zhukov, V.V., Nimko, M.A. et al. (2016) Evaluation of susceptibility to temper brittleness of heat-resistant steels using high-temperature testing. *The Paton Welding J.*, 2, 22–27. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwg2016.02.04>
 17. 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.
 18. 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, 35–40.
 19. Skulsky, V.Yu. (2006) Features of δ -ferrite formation on the fusion boundary in welding heat-resistant chromium martensitic steel. *The Paton Welding J.*, 11, 13–16.
 20. Tsaryuk, A.K. (1999) Welding of heating surface of power boiler furnaces (Review). *Avtomatich. Svarka*, 1, 34–40 [in Russian].
 21. Gevorkyan, E., Prikhna, T., Vovk, R. et al. (2021) Sintered nanocomposites ZrO₂-WC obtained with field assisted hot pressing. *Composite Structures*, 259. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2020.113443>

References

1. SOU-N MPE 40.1.17.401 (2004) *Metal control and extension of the service life of the main elements of boilers, turbines and pipelines of thermal power plants. Standard instruction*. DonORGRES. Kyiv, OEP GRIFRE [in Ukrainian].
2. SOU-N EE 39.502 (2008) *Operation of pipelines of thermal power plants. Standard instruction*. DonORGRES [in Ukrainian].
3. Dmytryk, V.V., Kasyanenko, I.V., Krakhmalyov, O.V. (2021) Structural-phase state and damage of welded joints of steam pipelines of thermal power plants. *Visnyk NTU KhPI. Series: Power and thermotechnical processes and equipment*, 4 (8), 56–63 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.20998/2078-774X.2021.04.09>
4. Banis, A., Duran, E.H., Bliznuk, V. et al. (2019) The effect of ultra-fast heating on the microstructure, grain size and texture evolution of a commercial low-C, medium-Mn DP steel. *Metals*, 9(8), 877. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9080877>
5. Student, O., Krechkovska, G., Babii, L. (2013) Influence of heat changes during operation of steam pipelines of thermal power plants on static crack resistance of 15Kh1M1F steel. *Visnyk Ternopil. NTU*, 72(4), 199–206 [in Ukrainian].
6. Dmytryk, V.V., Garashchenko, O.S., Berdnikova, O.M. (2022) Determination of structural-phase state of welded joints from pearlitic heat-resistant steels using the improved

STRUCTURAL-PHASE CHARACTERISTICS OF DAMAGE TO WELDED JOINTS OF TPP STEAM PIPELINES FROM HEAT-RESISTANT STEELS

Leszek Chalko

Uniwersytet Radomski im. Kazimierza Pułaskiego¹, room 124, 29 ul. Malczewskiego, 26-600, Radom, Poland.

E-mail: Leszek.chalko@uthrad.pl

The paper considers the peculiarities of damage to welded joints of steam pipelines that have been operated for a long time (more than 280 thousand hours) under creep and fatigue conditions. It is established that the damage caused by creep and fatigue depends to a large extent on the structural and phase state of the metal of welded joints, which changes considerably during their long-term operation. With longer service life of welded joints, a ferrite-carbide mixture forms in their structure as one of the components. The presence of such a mixture contributes to acceleration of damage of welded joints. The dependence of formation of the ferrite-carbide mixture on the initial structure of welded joints was established, and recommendations were given for producing an initial structure with improved quality characteristics, which is advisable for increasing their reliability and service life.

Keywords: steam pipelines, welded joints, heat-resistant steels, structure, damage, reliability, service life, creep pores, fatigue cracks

Отримано 01.03.2024

Отримано у переглянутому вигляді 08.04.2024

Прийнято 27.05.2024