

В. В. ДМИТРИК, І. В. КАСЬЯНЕНКО, О. В. КРАХМАЛЬОВ

СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СТАН І ПОШКОДЖУВАНІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ТЕПЛОВИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ

Вивчили зв'язок структури зварних з'єднань паропроводів із теплостійких перлітних сталей, які довготривало експлуатувалися в умовах повзучості і малоциклової втоми з їх пошкоджуваністю. Дослідження структурного стану зварних з'єднань паропроводів теплових електростанцій, стосовно продовження терміну їх напрацювання, забезпечує отримання значного економічного ефекту. Усвідомлюючи, що руйнування металу зварних з'єднань реалізується переважно за крихким механізмом, встановили рівень їх пошкоджуваності, після досягнення якого слід виконувати заміну пошкоджених зварних з'єднань.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, структурно-фазовий стан, пошкоджуваність, ресурс, теплостійкі сталі

В. В. ДМИТРИК, И. В. КАСЬЯНЕНКО, А. В. КРАХМАЛЁВ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ ТЕПЛОВЫХ ЭЛЕКТРОСТАНЦИЙ

Изучили связь структуры сварных соединений паропроводов из теплоустойчивых перлитных сталей, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести и малоциклового усталости с их повреждаемостью. Исследование структурного состояния сварных соединений паропроводов тепловых электростанций относительно продолжения срока их наработки обеспечивает получение значительно-го экономического эффекта. Осознавая, что разрушение металла сварных соединений реализуется преимущественно по хрупкому механизму, установили уровень их повреждаемости, по достижении которого следует производить замену поврежденных сварных соединений.

Ключевые слова: сварные соединения паропроводов, структурно-фазовое состояние, повреждаемость, ресурс, теплостойкие стали

V. DMITRIK, I. KASYANENKO, A. KRAKHMALYOV THE STRUCTURAL-&-PHASE CONDITION AND THE DAMAGEABILITY OF THE WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES AT THERMAL POWER PLANTS

The authors studied the interrelation between the type of structure and the damage rate of the welded joints of steam pipelines made of the heat-resistant pearlitic steels that were operated for a long time, i.e. more than 270 thousand hours in the conditions of creepage and low-cycle fatigue. The purpose of this research was to establish the interrelation between the structural-&-phase condition of the metal used for welded joints of the elements of steam systems and their damageability rate for the service life of welded joints exceeding 270 thousand hours. During the studies, the methods of optical and electron microscopy were used according to the requirements of the guideline documentation and also the methods that are used for the determination of mechanical properties. The level of their reliability has been substantiated and the residual life has been determined. To impart functional performances to welded joints we used well-known methods that were appropriately emended according to the structural changes of above joints. Such changes condition the conversion of the original structure of welded joints into the ferrite-carbide mixture. The availability of the conversion process of the initial structure on the thermal action zone sections (TAZ) of welded joints has essential distinctions due to a different disposition of metal to its own damageability. On the whole, the welded joints are damaged more intensively in comparison to the basic metal of steam pipelines. The analysis of the structural state of welded joints in the steam pipelines of thermal power plants as for the extension of their service life results in a considerable economic effect. Understanding the fact that the metal deterioration in welded joints adheres mainly to the fragile mechanism we managed to establish the level of their damageability that demands the renewal of damaged welded joints. We believe that the damageability level of welded joints that totals up to 0.25 or 0.35 of the volume of their TAZ section should be considered as critical for the service life exceeding 270 thousand hours. The damaged welded joints should be renewed throughout the time period of 15 to 20 thousand hours as soon as the specified damageability level is attained.

Key words: the welded joints of steam pipelines, structural -&-phase condition, damageability, service life and heat-resistant steels.

Вступ

В процесі довготривалого напрацювання зварних з'єднань елементів паропровідних систем в умовах повзучості відбувається перетворення їх вихідної структури у ферито-карбідну суміш. Наведене перетворення зумовлено: дифузійним переміщенням хрому, молібдену і ванадію; формуванням сегрегацій; утворенням нових карбідів Mo_2C і VC ; коагуляцією карбідів M_7C_3 і $M_{23}C_6$; проходженням карбідних реакцій $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$; процесами відпочинку і рекристалізації. Структурні перетворення сприяють зменшенню експлуатаційних характеристик

металу зварних з'єднань. Відповідно надається актуальним уточнення оцінки надійності їх експлуатації, а також визначення залишкового ресурсу зварних з'єднань. Наявність структурної неоднорідності в металі зварних з'єднань зумовлює загалом більшу швидкість структурних перетворень при порівнянні з основним металом, який не зазнав впливу зварювального нагрівання.

Для оцінки надійності і визначення залишкового ресурсу зварних з'єднань паропроводів із теплостійких перлітних сталей, згідно нормативних вимог, проводили випробовування короткочасних механічних властивостей, на продовжену міцність, повзучість і втому. А також вивчали структурний

© В. В. Дмитрик, І. В. Касьяненко, О. В. Крахмальов, 2021

стан стосовно визначеного терміну експлуатації зварних з'єднань, рівень деформації і ступень пошкоджуваності їх металу.

Надійність і ресурс зварних з'єднань із сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ, напрацювання яких в умовах повзучості і малоциклової втоми складало понад 270 тис. год., визначали шляхом використання відомої методики [1–2], в яку внесли відповідні уточнення. Вперше враховували структурно-фазовий стан металу зварних з'єднань, а також рівень їх пошкоджуваності стосовно відповідному терміну напрацювання.

Значна кількість енергетичного обладнання енергоблоків ТЕС України виробила свій парковий ресурс. Їх напрацювання складає 250–300 тис. год. Дослідження структурного стану, властивостей, а також пошкоджуваності паропроводів стосовно їх напрацювання до 250 тис. год. виконували і раніше [1–5]. Водночас особливості структурного стану, а відтак властивості і пошкоджуваність паропроводів та їх зварних з'єднань, які відпрацювали понад 250 тис. год., набули відчутних змін. Вивчення таких особливостей надається доцільним для оцінки надійності і залишкового ресурсу напрацювання паропроводів і їх зварних з'єднань. В цілому наведена проблема є складною для вирішення. Умови експлуатації елементів головних паропроводів і колекторів поверхні нагріву котлів (температура 500 °С–585 °С, тиск 20–25,5 МПа) викликають структурно-фазові зміни, повзучість і пошкоджуваність їх металу. В більшій мірі ніж паропроводи пошкоджуються їх зварні з'єднання, чому сприяє їх структурна, хімічна і механічна неоднорідність [3–4]. Наведена неоднорідність в процесі збільшення напрацювання зварних з'єднань, наприклад, після 270 тис. год., отримує додатковий розвиток і підсилюється. Дослідженню структурно-фазових змін, особливостей повзучості і пошкоджуваності металу довготривало (до 250 тис. год.) експлуатуємих зварних з'єднань елементів паропровідних систем присвячено ряд робіт [1–2, 5–7, 11]. В роботах [8–10] досліджували фізико-хімічні процеси, що відбуваються в металі зварних з'єднань, які відпрацювали в умовах повзучості і малоциклової втоми понад 270 тис. год. В роботі [11] наводяться особливості структурних перетворень при напрацюванні зварних з'єднань за термін близький до паркового ресурсу [3–4]. Таким чином, збільшення напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. надає нагальну необхідність дослідження їх структурно-фазового стану, повзучості, пошкоджуваності, а також визначення властивостей, що значною мірою залежить і від умов експлуатації.

Необхідність таких досліджень зумовлена зростаючою наявністю можливого руйнування металу зварних з'єднань за крихким механізмом, що може спричинити аварійну ситуацію.

Для вивчення структурно-фазового стану, визначення хімічного складу і властивостей, а також встановлення рівня пошкоджуваності використовували зразки зварних з'єднань із теплостійких сталей перлітного класу 15X1M1Ф і 12X1MФ вирізані з діючих паропроводів, які довготривало працювали в умовах повзучості і малоциклової втоми. Аналогічні дослідження проводили на зразках з наведених сталей, які виготовляли з використанням удосконаленої технології механізованого зварювання в захисному середовищі $\text{CO}_2 + \text{Ar}$, відповідно 50 % + 50 %. Задіяли методи оптичної і електронної мікроскопії, а також поверхневий мікроскопний аналіз. Відповідно нормативним вимогам визначали короточасні механічні властивості, проводили випробування на продовжену міцність і повзучість, а також визначали твердість і рівень деформації металу зварних з'єднань.

Мета роботи

Метою роботи є встановлення зв'язку між структурно-фазовим станом металу зварних з'єднань елементів паропровідних систем і їх пошкоджуваністю стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. Для досягнення мети були поставлені такі завдання: обґрунтувати залежність структурно-фазового стану і властивостей металу зварних з'єднань паропроводів від наявності в ньому перлітних складових; провести уточнення оціночного критерію надійності металу зварних з'єднань, після їх напрацювання понад 270 тис. год.; виявити критичний рівень пошкоджуваності металу зварних з'єднань стосовно їх наведеного напрацювання.

Виклад основного матеріалу

Вихідна структура паропроводів із сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ згідно нормативної документації може складати нижній або верхній бейніт, тростит, сорбіт і ферит. Наведені структури можуть бути присутні в металі зварних з'єднань у заданих співвідношеннях. Наявність перліту не рекомендується. Після зварювального відпуску (730 °С–750 °С, 3–5 год.) надає зернам α -фази відповідну фрагментацію. Нижній бейніт від верхнього в структурах зварних з'єднань відрізняється за формою зерен, їх фрагментацією, наявністю і формою карбідів I-ї і II-ї груп. Відмінність також характеризується нерівномірним розподіленням карбідів по тілу і по границям зерен. Відповідно відрізняються сорбітні, троститні, а також перлітні складові структури зварних з'єднань. Післязварювального відпуску забезпечує появу в металі шва, а також на ділянках зони термічного впливу зварних з'єднань, нових карбідів I-ї гр. M_7C_3 і M_{23}C_6 . В

металі шва також додатково утворюються нові карбіди II-ї гр. Mo_2C і VC .

Зварні з'єднання паропроводів характеризуються наявністю вихідної структурної неоднорідності, зменшення рівня якої надається досить складною задачею при їх виготовленні. На ділянці сплавлення металу шва з основним металом зварних з'єднань, в умовах збільшеного зварювального нагрівання, можуть формуватися великі (за розмірами) феритні зерна. Такі зерна спостерігаються як окремо згруповані або у вигляді видовжених ланцюжків [12]. Метал ділянки сплавлення нагрівається в область температур $T_S - T_L$, його ширина складає близько 0,1–0,2 мм. Встановили, що тривала витримка металу ділянки сплавлення в області наведених температур вище забезпечує формування збільшених за розмірами аустенітних зерен (2–4 бали, ГОСТ 5639–82). Збільшені аустенітні зерна на ділянці сплавлення, а також на контактуючій з нею ділянці перегріву ЗТВ, здебільшого утворюються при зварюванні трубних елементів великих товщин на підвищених режимах. Наступне охолодження (швидкість 0,1–3,0 °C/c) приводить до утворення відносно великих феритних зерен (браковочна структура). На рис. 1 представлена структура ділянки сплавлення ЗТВ з перлітними складовими, яка утворилася при відповідній витримці вище A_{C3} і наявності аустенітних зерен 5–6 балів, а також при швидкості охолодження близько 4–10 °C/c.

Наявність перлітних складових (браковочних структур) знижує опір металу ділянки сплавлення ЗТВ утворенню пор повзучості. На рис. 2 наведена структура ділянки сплавлення ЗТВ, отримана шляхом моделювання зварювального нагрівання [13]. Ділянка сплавлення характеризується плавним переходом між структурами металу шва і основного металу.

На ділянці перегріву ЗТВ (зварювальне нагрівання в область температур $T_S = 1150$ °C (близько) може формуватися сорбітна або троститна структура з локально згрупованими зернами перліту. Перлітні складові в сорбіті або в троститі частіше утворюються в зварних з'єднаннях, що мають товщину стінки більшу за 40 мм, при відносно повільному охолодженні. Також утворенню перлітних складових сприяє наявність великих за розмірами аустенітних зерен (2–3-й бали).

На ділянці неповної перекристалізації ЗТВ згідно рис. 3, який підлягає зварювальному нагріванню в область температур $A_{C1} - A_{C3}$, можуть утворюватися нові продукти розпаду аустеніту у вигляді глобуляризованого перліту, по границям зерен α -фази. Наведені складові можна вважати браковочними. При довготривалому напруженні зварних з'єднань саме такі структурні складові характеризуються їх прискореним перетворенням у феритно-карбідні суміші, утворенням сегрегацій,

змінами карбідних фаз, а також коагуляцією карбідів [7–9].

Структурні перетворення сприяють, відповідно, збільшенню деформації, пошкодженості металу зварних з'єднань порами і тріщинами повзучості, а також тріщинами втоми. Встановили, що стосовно напруження зварних з'єднань 280–300 тис. год. в умовах повзучості і малоциклової втоми, їх пошкодженість прискорюється. Пошкодженість визначали на 20-ти зразках, які працювали в близьких умовах повзучості. Втомну пошкодженість, яка утворюється в місцях контакту трубних елементів, що мають різну товщину, на наш погляд слід розглядати окремо.

Виявили, що при напруженні зварних з'єднань в умовах повзучості понад 280 тис. год. вихідні границі субзерен усуваються майже повністю. Усунення субграниць за даними [2] починається в металі паропроводів ще до відпрацювання 100 тис. год., тобто до закінчення основного паркового ресурсу. Встановили [10], що при напруженні зварних з'єднань понад 270 тис. год. усунення границь субзерен відбувається з відповідним прискоренням. Вивчення структури таких зварних з'єднань дозволило виявити, що на початку процесу рекристалізації в зернах α -фази утворюються нові границі субзерен [9]. Їх утворення доцільно розглядати окремо.

Аналіз структурного стану зварних з'єднань показав, що після їх напруження в умовах повзучості понад 280 тис. год. стабільність бейніту є більшою ніж стабільність сорбіту, троститу, фериту і перліту. Наявність стабільності підтверджується замірами мікротвердості металу зварних з'єднань згідно рис. 4, 5, а також значеннями ударної в'язкості, яка зменшується на 15–25 %.

Виявили, що у вихідній структурі сорбіту (після відпуску) число крупних карбідних виділень є більшим ніж у троститі і, відповідно, в троститі – більшим ніж у бейніті. Відносно найбільш крупні карбідні виділення знаходяться в перліті ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань.

В процесі довготривалого напруження зварних з'єднань в α -фазі (матричний ферит, відпущений бейніт) кількість легуючих елементів (Cr, Mo, V) зменшується. Їх зменшення приводить до збільшення кількості карбідів Mo_2C і VC , а також зумовлює коагуляцію карбідів M_7C_3 і M_{23}C_6 . Коагуляція проходить шляхом приєднання до кристалічних структур даних карбідів атомів хрому і молібдену, чому сприяє наявність сегрегацій, а також як ефект коалесценції карбідів [9]. До утворення сегрегацій приводить самодифузія хрому і молібдену. Виявили, що самодифузія в зернах перліту відбувається в більшому ступені, ніж в зернах сорбіту, а в зернах сорбіту – ніж в зернах троститу і бейніту, що підтверджується рівнем сегрегації [8].



Рис. 1 – Мікроструктура ділянки сплавлення ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. $\times 500$. Перлітний прошарок відмічений стрілкою



Рис. 2 – Ділянка сплавлення зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф. $\times 100$



Рис. 3 – Мікроструктура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1M1Ф. Ресурс 276 тис. год. $\times 100$

Встановили, що в найменшому ступені ефект самодифузії проявляється у нижньому бейніті. Карбідні виділення в нижньому бейніті є меншими за розмірами, ніж у інших наведених структурах. В процесі довготривалого напрацювання зварних з'єднань згідно рис. 6 бейнітні зерна, а також зерна інших структур поступово приймають форму, яка є близькою до зернистої.

Встановили, що при напрацюванні зварних з'єднань понад 270 тис. год. в більшій мірі коагують ті карбіди, які розташовані по границям зерен α -фази (матричний ферит, сорбіт, тростит або бейніт відпуску). На границях матричного фериту коагуляція карбідів проходить в більшій мірі, ніж по границям бейніту відпуску.

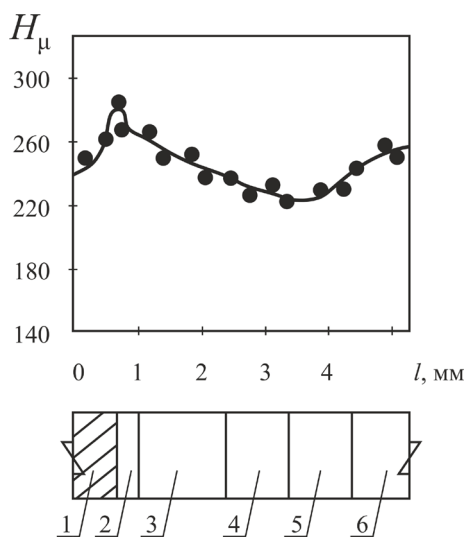


Рис. 4 – Вихідна мікротвердість зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф:
1 – метал шва; 2 – ділянка сплавлення ЗТВ;
3 – ділянка перегріву; 4 – ділянка нормалізації;
5 – ділянка неповної перекристалізації;
6 – основний метал

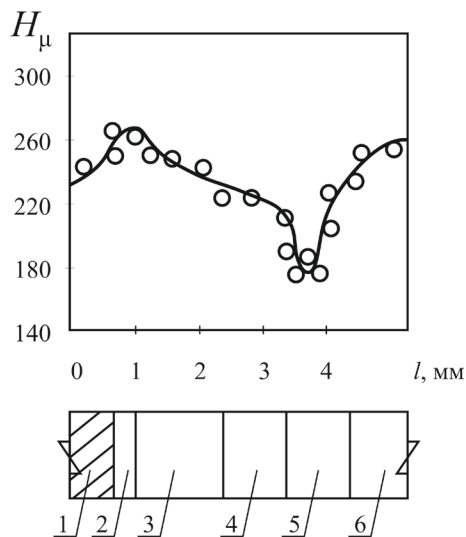


Рис. 5 – Мікротвердість зварних з'єднань зі сталі 12X1M1Ф після напрацювання 290 тис. год.:
1–6 – нумерація ділянок ЗТВ, див. рис. 4

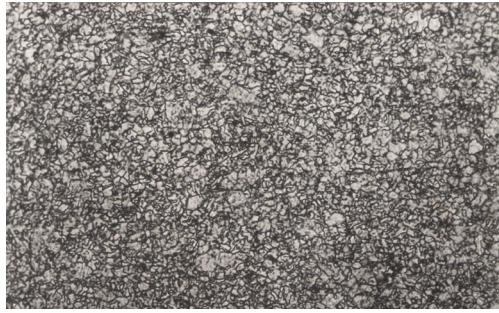


Рис. 6 – Структура ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання паропроводу гострого пару зі сталі 12Х1МФ. Ресурс 280 тис. год. $\times 100$

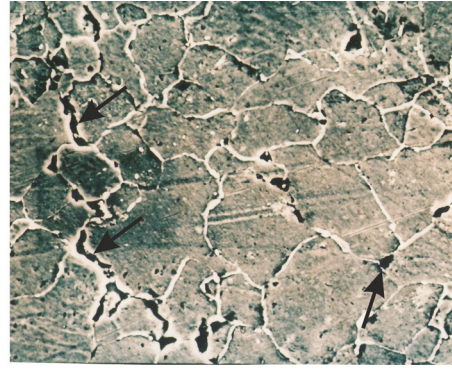


Рис. 7 – Пори повзучості (стрілки) в металі ділянки сплавлення ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. $\times 3000$. Ресурс 275637 год.

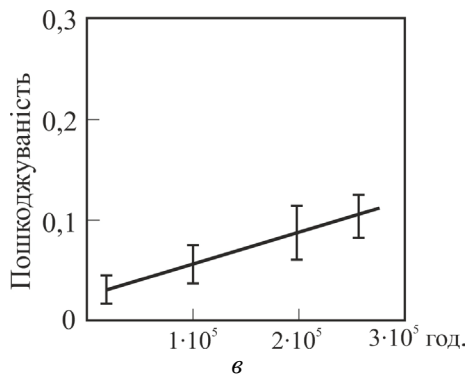
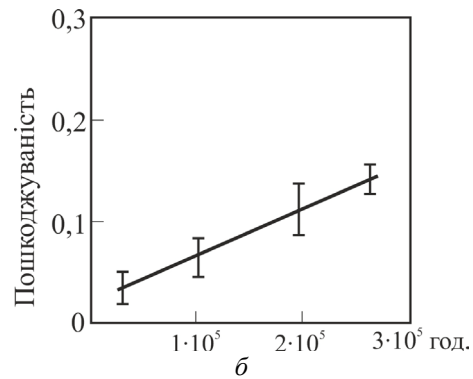
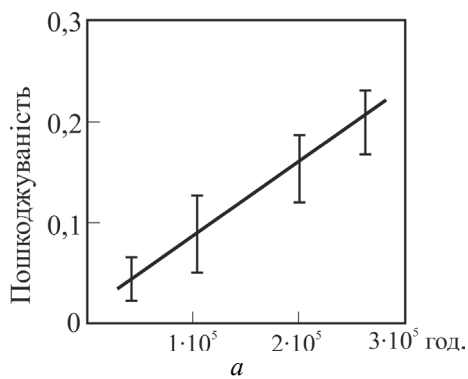


Рис. 8 – Залежність пошкоджуваності ділянки неповної перекристалізації від наявності нових продуктів розпаду аустеніту:

a – у вигляді глобуляризованого перліту;
б – сорбіту; *в* – трооститу

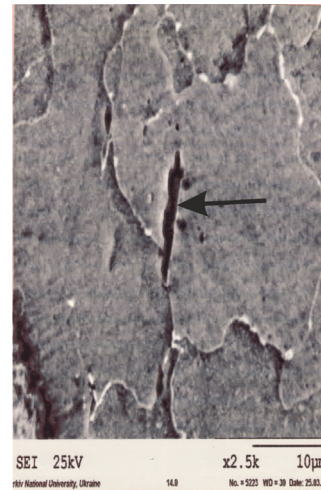


Рис. 9 – Тріщина втоми (стрілка) в зварному з'єднанні зі сталі 15Х1М1Ф. Ресурс 280 тис. год.

Рівень структурних перетворень в зернах α -фази підтверджується вимірюваннями мікротвердості, що представлено рис. 4–5. Зниження мікротвердості найбільш характерно для ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань, де

нові продукти розпаду аустеніту представляють глобуляризований перліт. Ступень глобуляризації перлітної складової на даній ділянці є більшим, ніж сорбітної або тростинної, які також можуть

формуватися за відповідних термічних умов зварювання і термічної обробки зварних з'єднань.

В зварних з'єднаннях структури перліту, сорбіту, троститу і бейніту можуть утворюватися на ділянках їх ЗТВ, що залежить від зварювального нагрівання. Перлітна складова може утворюватися і в сорбіті основного металу паропроводів [2] при повільному охолодженні в процесі нормалізації, а також в процесі відпуску, який допустив нагрівання в область температур $A_{C1} - A_{C3}$. Встановили, що у вихідній структурі зварних з'єднань кількість перлітної складової може бути різною. Наприклад, на ділянці сплавлення ЗТВ, близько 20 %–25 %, а на ділянці неповної перекристалізації її кількість у ферито-бейнітній структурі може складати близько 10–15 %. На ділянці перегріву ЗТВ, який підлягає зварювальному нагріванню в область температур $T_L = 1150$ °С (приблизно), кількість перліту в сорбіті може складати 8 %–12 %. Ширина наведеної ділянки ЗТВ є близькою до 0,9–1,3 мм.

Виявили, що сфероїдизація і розпад перліту починається вже при напрацюванні паропроводів близько 15–20 тис. год. [2]. Водночас до напрацювання зварних з'єднань біля 270 тис. год. сфероїдизація і розпад перліту проходить відносно повільно. Проте, при подальшому їх напрацюванні процеси сфероїдизації прискорюються. На ділянці перегріву ЗТВ більшою мірою проходить коагуляція тих карбідів, які знаходяться на границях аустенітних зерен, що співпадають з границями перлітних складових в структурі наведеної ділянки. Виявили, що в місцях контакту коагулюючих карбідів з перлітними складовими пори повзучості, які наведено на рис. 7, утворюються в першу чергу, що характерно певною мірою для ділянок сплавлення, перегріву і неповної перекристалізації ЗТВ. Вивчення структур показало, що стабільність перліту в сорбіті (ділянка перегріву ЗТВ) в умовах повзучості, при довготривалому напрацюванні зварних з'єднань, є більшою ніж стабільність перліту в бейніті ділянки неповної перекристалізації. Встановили, що формування вихідних перлітних структур надається можливим попередити шляхом моделювання зварювального нагрівання [13] і наступного зварювання елементів паропровідного тракту на оптимізованих параметрах режиму.

Вивчення структур перліту і сорбіту в зварних з'єднаннях, які працювали до 250 тис. год. дозволило виявити, що відповідно ступень їх сфероїдизації відрізняється мало. Водночас при подальшому напрацюванні зварних з'єднань особливості сфероїдизації перлітної складової, порівняно із сорбітною, суттєво зростають, що пов'язано з різною швидкістю коагуляції карбідів у перліті і сорбіті.

Обговорення результатів

Зварні з'єднання паропроводів ТЕС значний термін часу експлуатуються в умовах повзучості і втомі, що зумовлює відповідну особливість їх пошкоджуваності. Така особливість обумовлена зміною структурно-фазового стану зварних з'єднань. Випробування на повзучість і на продовжену міцність зразків, вирізаних з діючих паропроводів, надало можливість визначити, як фізико-хімічні, структурні й деформаційні перетворення в їх металі приводять до крихкого чи в'язкого механізмів руйнування зварних з'єднань.

Визначення рівня пошкоджуваності надається, як розвинення відомої методики [1–2], в яку вносилися відповідні уточнення і доповнення [3–4, 7, 11]. Проте не враховувалася наявність структурно-фазового стану стосовно терміну довготривалого напрацювання зварних з'єднань. Запропоноване доповнення відомої методики вперше враховує структурно-фазовий стан металу зварних з'єднань, а також його деформацію, відповідно терміну напрацювання зварних з'єднань. Структурний стан враховує наявність крупних аустенітних зерен на ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації ЗТВ. Аустенітні зерна на наведених ділянках можуть відповідати 3–4-му балу (ГОСТ 5639–82). Прояв впливу крупних аустенітних зерен на пошкоджуваність стає відчутно помітним після напрацювання зварних з'єднань понад 250 тис. год. Значимо, що крупні аустенітні зерна здебільшого утворюються в зварних з'єднаннях паропроводів, товщина стінки яких складає понад 40 мм. Виготовлення наведених паропроводів виконувалося на дещо підвищених режимах і навіть на штатних. Отже, для зварювання відповідальних з'єднань з товщиною стінки більшою 40 мм доцільно виконувати моделювання зварювального нагрівання, що забезпечує оптимізацію параметрів режиму зварювання. На наш погляд вплив крупних аустенітних зерен на пошкоджуваність металу зварних з'єднань потребує окремого вивчення.

На рис. 8 представили залежність пошкоджуваності металу зварних з'єднань від структурно-фазового стану ділянки неповної перекристалізації ЗТВ. За наявності нових продуктів розпаду аустеніту у вигляді глобуляризованого перліту, сорбіту чи троститу кількість пор повзучості, які утворилися, суттєво відрізняється. Відповідно відрізняється і рівень пошкоджуваності металу зазначеної ділянки ЗТВ. Для отримання продуктів розпаду аустеніту у вигляді сорбіту чи троститу також доцільно виконувати процес зварювання на оптимізованих режимах.

Відому шкалу терміну напрацювання паропроводів [1–2], стосовно їх зварних з'єднань, надали в уточненому вигляді

$$(\tau_{кр}/\tau_p)k = n_{кр},$$

де $\tau_{кр}$ – термін часу, протягом якого здійснюється перехід пошкоджуваності металу зварних з'єднань зі стадії пошкодження в стадію руйнування, яке відбувається за крихким механізмом;

τ_p – термін часу напрацювання, протягом якого слід замінити пошкоджені зварні з'єднання;

k – коефіцієнт, що враховує залежність пошкоджуваності від структурно-фазового стану і рівня деформації металу відповідної ділянки ЗТВ в умовах повзучості і втоми;

$n_{кр}$ – критичний рівень пошкоджуваності.

Урахування структурно-фазового стану забезпечує підвищення оцінки надійності роботи зварних з'єднань, а також їх залишкового ресурсу.

Встановили, що в загальних умовах прояву повзучості і втоми (напрацювання понад 290 тис. год.), перехід від другої до третьої стадії повзучості прискорюється, а критичний рівень пошкоджуваності металу зварних з'єднань знижується до 0,25–0,35. Наведене зниження обумовлено наявністю пошкоджуваності, яка внаслідок проходження структурно-фазових змін, приводить до руйнування металу зварних з'єднань переважно за крихким механізмом. Таке прискорення зумовлено структурним станом, який характеризується визначеними структурно-фазовими перетвореннями в металі зварних з'єднань. Відповідно суттєво збільшується швидкість пошкоджуваності, що вимагає термінової заміни пошкоджених зварних з'єднань.

Виявили залежність пошкоджуваності від структурно-фазового стану і рівня деформації, що наведено на рис. 9, стосовно закінчення другої стадії повзучості. Рівень деформації ділянок ЗТВ зварних з'єднань виявляли по формі зерен α -фази, враховували проковзування по границям зерен. Встановили, що в загальному рівні деформації зерен (напрацювання зварних з'єднань 270–300 тис. год.) проковзування складало близько 5%–7% [10].

Усвідомлюючи, що руйнування металу зварних з'єднань проходить переважно за крихким механізмом, виявляли граничний рівень їх пошкоджуваності, після досягнення якого за визначеної термін часу необхідно виконувати заміну пошкоджених зварних з'єднань.

Згідно рис. 7, пошкоджуваність характеризується наявністю мікропор повзучості, які розташовані переважно по границям зерен і початком їх перетворення у тріщини повзучості. Водночас, рис. 9, процес пошкоджуваності характеризується і наявністю мікротріщин втоми, що також приводить до руйнування за крихким механізмом. Вважаємо, що руйнування за механізмом повзучості і за механізмом втоми слід розглядати як взаємоповнюючі ефекти. Виявили, що пошкоджуваність зварних з'єднань (напрацювання понад 270 тис. год.) характеризується наявністю пор і

тріщин повзучості, а також тріщин втоми. Встановили, що пошкоджуваність, яка складає загалом 0,25–0,35 від об'єму ділянки ЗТВ або від об'єму металу шва зварного з'єднання, є критичною. В основному металі критичним можна вважати рівень пошкоджуваності, що складає 0,35–0,40. При наявності наведеного рівня пошкоджуваності необхідно проводити заміну пошкоджених зварних з'єднань протягом 15–20 тис. год. їх напрацювання.

Висновки

1 Встановили залежність структурно-фазового стану і властивостей металу зварних з'єднань елементів паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості і втоми, від наявності в ньому перлітних складових.

2 Уточнили оціночний критерій надійності металу зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час (понад 270 тис. год.) експлуатувалися в умовах повзучості і втоми.

3 Встановили, що пошкоджуваність, яка складає 0,25–0,35 від об'єму металу ділянок ЗТВ, а також металу шва зварних з'єднань (напрацювання понад 270 тис. год.) є критичною. При досягненні наведеного рівня пошкоджуваності необхідно замінити зварні з'єднання протягом визначеного терміну часу.

Список літератури

1. Березина, Т. Г. Ползучесть теплоустойчивых сталей в различных температурно-силовых условиях [Текст] / Т. Г. Березина, И. И. Трунин, С. И. Ерагер // Проблемы прочности. – 1981. – № 3. – С. 42–48. – ISSN 0556-171X, 0039-2316 (print). – ISSN 1573-9325 (on-line).
2. Березина, Т. Г. Об оценке надежности металла длительно работающих паропроводов [Текст] / Т. Г. Березина, Н. В. Елпанова // Теплоэнергетика. – 1983. – № 4. – С. 56–60. – ISSN 0040-3636.
3. Типовая инструкция по контролю металла и продлению срока службы основных Т43 элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций: РД 10-577-03 [Текст] : утв. Госгортехнадзором России 18.06.03. – Москва: ГУП «НТЦ по безопасности в промышленности Госгортехнадзора России», 2003. – 128 с.
4. Инструкция о порядке обследования и продления срока службы паропроводов сверх паркового ресурса: СО 153–34.17.470 [Текст] : утв. Мин. энергетики РФ 30.06.2003. – Москва: ЦПТИ ОРГРЭС, 2004. – 64 с.
5. Хромченко, Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов [Текст] / Ф. А. Хромченко. – Москва: Машиностроение, 2002. – 352 с. – ISBN 5-217-03126-3.
6. Novotný, J. Properties of Welded Joints in Power Plant [Текст] / J. Novotný, J. Honzliková, V. Pilous, K. Stránský // Manufacturing Technology. – 15(6). – 2015. – P. 1028–1032. – ISSN 1213-2489. – DOI: <https://doi.org/10.21062/ujep/x.2015/a/1213-2489/MT/15/6/1028>.
7. Куманин, В. И. Долговечность металла в условиях ползучести [Текст] / В. И. Куманин, Л. А. Ковалева, С. В. Алексеев. – Москва: Металлургия, 1988. – 222 с. – ISBN 5229001674, 9785229001670.

8. Дмитрик, В. В. Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений при длительной эксплуатации [Текст] / В. В. Дмитрик, В. Н. Баумер // Металлофизика и новейшие технологии. – 2007. – Т. 29, № 7. – С. 937–948. – ISSN 1024-1809 (print). – ISSN 2617-1511 (on-line).
9. Глушко, А. В. Ползучесть сварных соединений паропроводов [Текст] / А. В. Глушко, В. В. Дмитрик, Т. А. Сыренко // Металлофизика и новейшие технологии. – 2018. – Т. 40, № 5. – С. 683–700. – ISSN 1024-1809 (print). – ISSN 2617-1511 (on-line). – DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.40.05.0683>.
10. Dmytryk, V. V. Recrystallization in the metal of welding joints of steam trucks [Текст] / V. V. Dmytryk, A. V. Glushko, A. K. Tsaryk // Вопросы атомной науки и техники. – 2019. – Т. 123, № 5. – С. 49–52. – ISSN 1682-9344 (print). – ISSN 1562-6016 (on-line).
11. Шишкин, Н. И. О работоспособности металла паропроводов после расчетного срока эксплуатации [Текст] / Н. И. Шишкин, А. С. Еловиков, Т. Г. Березина // Электрические станции. – 1977. – № 6. – С. 34–37. – ISSN 0201-4564.
12. Дмитрик, В. В. Восстановительная термообработка паропроводов и их сварные соединения (Обзор) [Текст] / В. В. Дмитрик, Е. С. Гарашенко, А. В. Глушко, В. Н. Соколова, Т. А. Сыренко // Автоматичне зварювання. – 2019. – № 1. – С. 18–22. – ISSN 0005-111X (print). – ISSN 0957-798X (print). – DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.01.02>.
13. Дмитрик, В. В. Численные решения краевых задач теории электродуговой сварки на основе схемы Галеркина [Текст] / В. В. Дмитрик, В. И. Калинин // Доповіді НАН України. Математика, природознавство, технічні науки. – 2002. – № 5. – С. 101–108. – ISSN 1025-6415 (print). – ISSN 2518-153X (on-line).
- extension of the service life of steam pipelines in excess of the park resource. SO 153.–34.17.470], *Gosudarstvennoe unitarnoe predpriyatie "Nauchno-tehnicheskiiy tsentr po bezopasnosti v promyshlennosti Gosgortekhnadzora Rossii"* [State Unitary Enterprise "Scientific and Technical Center for Safety in Industry of the Gosgortekhnadzor of Russia"], Moscow, Russian.
5. Hromchenko F. A. (2002), *Resurs svarnykh soedineniy paroprovodov* [Resource of welded connections of steam pipelines], Mashinostroenie [Mechanical engineering], Moscow, Russian, ISBN 5-217-03126-3.
6. Novotný J., Honzíkova J., Pilous V., Stránský K. (2015), "Properties of welded joints in power plant", *Manufacturing Technology*, no. 15(6), pp. 1028–1032, ISSN 1213-2489, <https://doi.org/10.21062/ujep/x.2015/a/1213-2489/MT/15/6/1028>.
7. Kumanin V. I., Kovaleva L. A., Alekseev S. V. (1988), *Dolgovechnost metalla v usloviyah polzuchesti* [Durability of metal in the conditions of creep], Metallurgiya [Metallurgy], Moscow, Russian, ISBN 5229001674, 9785229001670.
8. Dmitrik V. V., Baumer V. N. (2007), "Karbidnyie fazyi i povrezhdaemost svarnykh soedineniy pri dlitelnoy ekspluatatsii [Carbide phases and damage to welded joints during prolonged use]", *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii* [Metallophysics and advanced technologies], no. 29(7), pp. 937–948, ISSN 1024-1809 (print), ISSN 2617-1511 (on-line).
9. Glushko A. V., Dmitrik V. V., Syrenko T. A. (2018), "Polzuchest svarnykh soedineniy paroprovodov [Creeping of Welded Joints of Steam Pipelines]", *Metallofizika. Noveishie tehnologii* [Metallophysics and advanced technologies], no. 40(5), pp. 683–700, ISSN 1024-1809 (print), ISSN 2617-1511 (on-line), <https://doi.org/10.15407/mfint.40.05.0683>.
10. Dmitrik V. V., Glushko A. V., Tsaryk A. K. (2019), "Recrystallization in the metal of welding joints of steam trucks", *Voprosyi atomnoy nauki i tehniki* [Problems of atomic science and technology], no. 5(123), pp. 49–52, ISSN 1682-9344 (print), ISSN 1562-6016 (on-line).
11. Shishkin N. I., Elovikov A. S., Berezina T. G. (1977), "O rabotosposobnosti metalla paroprovodov posle raschetnogo sroka ekspluatatsii [About operability of metal of steam pipelines after estimated term of operation]", *Elektricheskie stantsii* [Electrical stations], no. 6, pp. 34–37.
12. Dmitrik V. V., Garashenko E. S., Glushko A. V., Sokolova V. N., Syrenko T. A. (2019), "Vosstanovitel'naya termoobrabotka paroprovodov i ikh svarnykh soedineniy (Obzor) [Restorative heat treatment of steam pipelines and their welded joints (Review)]", *Avtomatichne zvarivannia* [Automatic Welding], no. 1, pp. 18–22.
13. Dmitrik V. V., Kalinichenko V. I. (2002), "Chislennyye resheniya kraevykh zadach teorii elektrodugovoy svarki na osnove shemyi Galerkin [Numerical solutions of boundary value problems in the theory of electric arc welding based on the Galerkin scheme]", *Dopovidi nacionalnoyi akademiyi nauk Ukrayini* [Reports of the National Academy of Sciences of Ukraine], no. 5, pp. 101–107, ISSN 1025-6415 (print), ISSN 2518-153X (on-line).

References (transliterated)

1. Berezina T. G., Trunin I. I., Erager S. I. (1981), "Polzuchest teploustoychivyykh staley v razlichnykh temperaturno-silovykh usloviyah [Creep of heat-resistant steels in various temperature and force conditions]", *Problemy mitsnosti* [Strength of Materials], no. 3, pp. 42–48, ISSN 0556-171X, 0039-2316 (print), ISSN 1573-9325 (on-line).
2. Berezina T. G., Elpanova N. V. (1983), "Ob otsenke nadezhnosti dlitelno rabotayuschikh paroprovodov [About an estimation of reliability of long working steam pipelines]", *Teploenergetika* [Thermoelectricity], no. 4, pp. 56–60, ISSN 0040-3636.
3. (2003), *Tipovaya instruktsiya po kontrolyu metalla i prodleniyu sroka sluzhbyi metalla osnovnykh elementov kotlov, turbin i truboprovodov teplovykh elektrostantsiy. RD10–577–03* [Standard instructions for metal control and extension of metal service life of the main elements of boilers, turbines and pipelines of thermal power plants. RD10–577–03], GUP STC in the industry of Gostekhnadzor of Russia, Moscow, Russian.
4. (2004), *Instruktsiya o poryadke obsledovaniya i prodleniya sroka sluzhbyi paroprovodov sverh parkovogo resursa. SO 153.–34.17.470* [Instruction on the procedure for inspection and

Надійшла (received) 18.10.2020

Відомості про авторів / Сведения об авторах / About the Authors

Дмитрик Віталій Володимирович (Дмитрик Виталий Владимирович, Dmitrik Vitaly) – доктор технічних наук, професор, професор кафедри зварювання, Національний Технічний Університет «Харківський Політехнічний Інститут»; м. Харків; тел.: 096-041-06-37; e-mail: DmitrikVitali@gmail.com; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1085-3811>.

Касьяненко Ігор Вікторович (Касьяненко Игорь Викторович, Kasyanenko Igor) – аспірант; інженер кафедри зварювання, Національний Технічний Університет «Харківський Політехнічний Інститут»; м. Харків; тел.: 096-182-43-14; e-mail: igorkasyanenko@gmail.com; ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1375-3522>.

Крахмальов Олександр Вікторович (Крахмальов Александр Викторович, Krakhmalov Alexandr) – кандидат технічних наук, доцент, доцент кафедри зварювання, Національний Технічний Університет «Харківський Політехнічний Інститут»; м. Харків; тел.: 097-390-58-88; e-mail: krakhmalov1@gmail.com; ORCID: <http://orcid.org/0000-0002-3338-9724>.