

СТРУКТУРНИЙ СТАН І ПОШКОДЖУВАНІСТЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ

В.В. Дмитрик, І.В. Касьяненко, Ю.М. Латинін

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

В процесі довготривалого напрацювання (понад 270 тис. год.) в умовах повзучості і втоми вихідна структура зварних з'єднань зі сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ паропроводів ТЕС перетворюється у феритно-карбідну суміш. Швидкість наведеного структурно-фазового перетворення на ділянках зони термічного впливу, а також в металі шва і в основному металі зварних з'єднань суттєво відрізняється. Водночас відбувається знеміцнення зерен α -фази, формуються сегрегаційні виділення, проходять карбідні реакції і коагуляція карбідів I гр., утворюються нові карбіди II гр. (VC, Mo₂C). Наявність знеміцнення ділянок зони термічного впливу зварних з'єднань сприяє збільшенню їх деформаційної здатності. Наприклад, рівень деформації ділянки неповної перекристалізації ЗТВ є більшим ніж аналогічний рівень інших ділянок, а також металу шва і основного металу. Встановлено, що наявність відповідного структурно-фазового стану, деформації і знеміцнення металу зварних з'єднань загалом прискорює його пошкоджуваність за механізмом втоми і механізмом повзучості. На стадії переходу від II до III стадій деформації пошкоджуваність металу зварних з'єднань за наведеними механізмами збільшується, що вимагає проведення відповідних ремонтних робіт. Проведені дослідження дозволяють виявити який саме структурно-фазовий стан відповідає перехідній стадії деформації, а також рівень деформації металу зварних з'єднань і стан його знеміцнення. Бібліогр. 8, рис. 7.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, повзучість, втома, зона термічного впливу, деформація, ділянка неповної перекристалізації

Структурний стан, механічні властивості, наявність деформації і пошкоджуваність металу зварних з'єднань [1–4] вивчали згідно нормативних положень [5, 6]. Відповідно використовували методи світлової і електронної мікроскопії, а також рентгенографічний метод. Дослідження проводили на зразках, вирізаних з діючих паропроводів (ТЕС, м. Зміїв), а також на спеціально виготовлених зразках.

В процесі маневрової роботи енергоблоків ТЕС метал паропроводів, який працює в умовах повзучості, піддається дії циклічно-змінних напружень. Такі напруження суттєво впливають на пошкоджуваність металу зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час працюють в умовах повзучості і втоми (рис. 1). Першочергово, внаслідок наявності структурної, хімічної і механічної неоднорідності, пошкоджуються зварні з'єднання. Пошкоджуваність відбувається за механізмами повзучості і втоми, дія яких проявляється одночасно. Пошкоджуваність за механізмом повзучості здійснюється шляхом утворення пор повзучості, що мають форму, близьку до форми кулі або еліпсу. Переважно зародкові пори утворюються на границях зерен α -фази, в т. ч. де розташовані коагулюючі карбіди. В процесі розвитку пори набувають форми, яка відрізняється від кульової або еліпсоїдної, стає розгалуженою і перетворюється в тріщину повзучості. Пори повзучості утворюються при наявності дифузійних процесів і деформування.

Пошкоджуваність за механізмом втоми відбувається під одночасною дією робочої температури і циклічно-змінних напружень, які є значно нижчими ніж межа плинності. Надійність і ресурс визначається циклічною міцністю металу зварних з'єднань. Вирішальну роль в зародженні і розвитку втомних тріщин відіграє наявність дефектів в металі зварних з'єднань, а також структурно-фазові зміни, які приводять до критичної щільності дефектів. В умовах маневрової роботи після стабільного напрацювання паропроводів в режимі $T_e = 545 \dots 585$ °C, $P_e = 20,5$ МПа тиск пару, наприклад, зменшується до 10 МПа, а температура до 500 °C. Потім через проміжок часу паропроводи знову працюють в попередньому режимі. Таким чином мають місце цикли зміни напруження і температури. Вивчення осо-



Рис. 1. Руйнування паропроводу зі сталі 12X1MФ по механізму повзучості. Ресурс 276 тис. год.

Дмитрик В.В. <https://orcid.org/0000-0002-1085-3811>, Касьяненко І.В. <https://orcid.org/0000-0003-1375-3522>, Латинін Ю.М. <https://orcid.org/0000-0003-4160-6001>
© В.В. Дмитрик, І.В. Касьяненко, Ю.М. Латинін, 2021

бливостей пошкоджуваності за механізмом втоми надається винятково важливим. Зазначимо, що накопичення тріщин втоми відбувається переважно в поверхневих шарах металу зварних з'єднань і їх розвиток проходить за крихким механізмом.

Початковий період пошкоджуваності за механізмом повзучості відбувається переважно на ділянках неповної перекристалізації, сплавлення і перегріву ЗТВ. Водночас пошкоджуваність за механізмом втоми спочатку переважно відбувається на ділянці сплавлення, потім на ділянці перегріву, і в меншій мірі, на ділянці неповної перекристалізації. Надається необхідним встановити, як пошкоджуваність пов'язана з величиною аустенітного зерна.

Пошкоджуваності значною мірою сприяють відповідні структурно-фазові перетворення, що відбуваються в металі довготривало працюючих зварних з'єднань. Звернемо увагу, що рівень проходження структурно-фазових перетворень в металі зварних з'єднань зі сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ є значно вищим ніж в їх основному металі, що не зазнав зварювального нагрівання.

В процесі довготривалого напрацювання зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості їх вихідна структура, що зазвичай відповідає нормативним вимогам, перетворюється у феритно-карбідну суміш. Вивчення таких перетворень стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год., враховуючи їх набуті особливості, надається актуальним. Структурно-фазові перетворення забезпечуються фізико-хімічними процесами: самодифузиею хрому, молібдену і ванадію; утворенням сегрегацій; коагуляцією карбідів $M_{23}C_6$; наявністю карбідних реакцій $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$; утворенням нових карбідів MC та M_2C . Відповідно відбувається знеміцнення зерен α -фази. Зазначені процеси проходять і в металі зварних з'єднань стосовно їх напрацювання менше 270 тис. год. Проте їх прояв при напрацюванні понад наведеного терміну набуває відчутної відмінності.

Метою роботи є дослідження прояву фізико-хімічних процесів, які відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів, що довготривало працюють в умовах повзучості і втоми та приводять до його деградації.

Визначення надійності роботи стикових зварних з'єднань і їх залишкового ресурсу проводили стосовно прямолінійних ділянок паропроводу, які навантажені внутрішнім тиском. Наведену задачу вирішували з усвідомленням положень нормативної документації [5, 6]. Враховували, що пошкоджуваність металу зварних з'єднань зумовлена наявністю накопичення в металі структурно-фазових змін і його деформації.

В умовах повзучості релаксація напружень сприяє проходженню в металі паропроводів тер-

мічно активованих процесів, які також вносять відповідне прискорення в структурно-фазові перетворення зварних з'єднань. При довготривалому (понад 270 тис. год.) напрацюванні зварних з'єднань і наявності їх деформації в металі зварних з'єднань проходять процеси повернення і початку стадії первинної рекристалізації. Рушійною силою повернення і рекристалізації є перехід структурного стану металу на більш низький енергетичний рівень. Зменшується щільність дислокацій у зернах α -фази. Термічно активовані процеси повернення і рекристалізації сприяють зменшенню міцності (на 8...12 %) і ударної в'язкості (на 10...15 %) металу ділянок сплавлення, перегріву і нормалізації зони термічного впливу зварних з'єднань [2, 4]. Знеміцнення можна пояснити зменшенням щільності дислокацій, яка відбувається при зіткненні ковзаючих дислокацій з сидячими дислокаціями наведених ділянок ЗТВ. При масовій деформації паропроводів (0,4...0,6 %) деформація ділянок ЗТВ може скласти 2...3 % [3] і навіть 3...6 % [4].

При розгляді дії змінних напружень на метал зварних з'єднань не враховували пуски-зупинки енергоблоків, кількість яких регламентується нормативною документацією [5, 6].

Встановили, що знеміцнення окремих ділянок ЗТВ (наприклад, ділянки неповної перекристалізації) довготривало працюючих зварних з'єднань в умовах повзучості і втоми проходить в більшій мірі, ніж металу шва і основного металу (рис. 2). Повернення в процесі роботи паропроводів зумовлює загальне знеміцнення металу зварних з'єднань. Водночас при напрацюванні зварних з'єднань 150...200 тис. год. спостерігається незначне тимчасове підвищення міцності зерен структурно-вільного фериту.

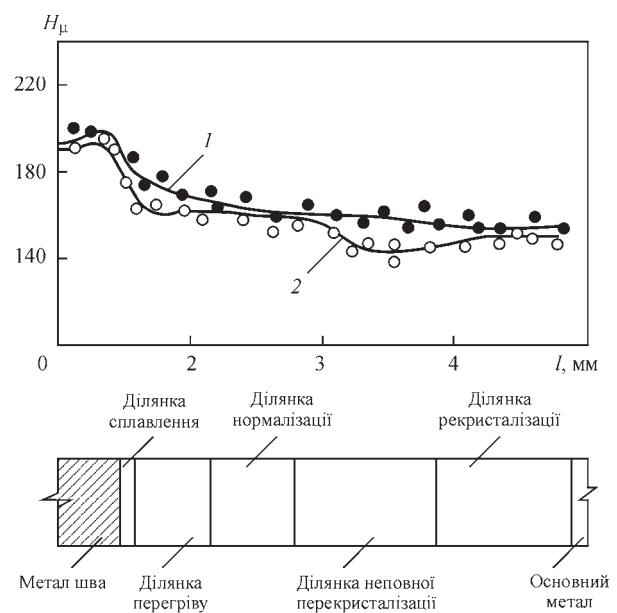


Рис. 2. Мікротвердість зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф: 1 – вихідна; 2 – після напрацювання 276 тис. год.

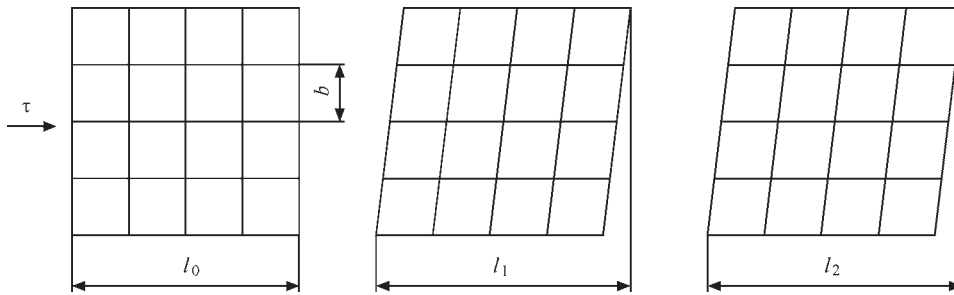


Рис. 3. Зміна кристалу під дією дотичного напруження: l_0 – параметр кристалу до його деформації; l_1 – після деформації при $T = 545 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 25,5 \text{ МПа}$; l_2 – після деформації при $T = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, $P = 10 \text{ МПа}$; b – параметр решітки кристалу

Після напрацювання зварних з’єднань понад 250 тис. год. прояв незначного зміцнення зерен фериту змінюється на їх знеміцнення. Стосовно напрацювання в маневровому режимі напруження внутрішнього тиску, що зумовляють деформацію металу зварних з’єднань, складають

$$d\tau = \left[\frac{\partial \tau}{\partial t} dt + \left(\frac{\partial \tau_1}{\partial l_1} \right) dl_1 + \left(\frac{\partial \tau_2}{\partial l_2} \right) dl_2 \right], \quad (1)$$

де τ – напруження, МПа; t – час, год.; $\frac{\partial \tau}{\partial t}$ – швидкість зміни напруження; $\frac{\partial \tau_1}{\partial l_1}$ – деформація при напруженні 25,5 МПа і температурі 545 °С; $\frac{\partial \tau_2}{\partial l_2}$ – деформація при напруженні 10 МПа і температурі 500 °С; $l_{1,2}$ – зміна параметру кристалу (рис. 3).

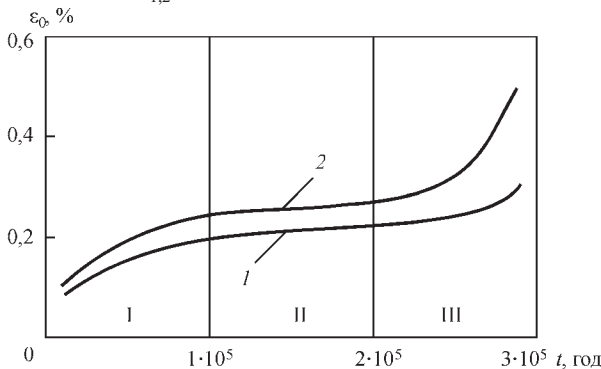


Рис. 4. Залежність деформації металу зварного з’єднання зі сталі 12Х1МФ від терміну їх напрацювання: 1 – метал шва; 2 – ділянка неповної перекристалізації ЗТВ. I–III – стадії повзучості

Деформація, що збільшується в умовах повзучості і втоми, при напрацюванні зварних з’єднань понад 270 тис. год., пов’язана зі знеміцненням металу зварних з’єднань

$$\left(\frac{\partial l}{\partial t} \right) d\tau = \left[\left(\frac{1}{h_1} + \frac{1}{h_2} \right) dl \right] \frac{\partial \tau}{\partial t}, \quad (2)$$

де $h_{1,2}$ – коефіцієнт зміни міцності при $\tau_{1,2}$ та $l_{1,2}$.

Збільшення параметру кристалу l внаслідок його деформування (рис. 3), що пов’язано з його знеміцненням, запишемо

$$\left(\frac{\partial l}{\partial t} \right) d\tau = \left[\left(\frac{Gb_1}{h_1 l_1^2} \cdot \frac{\partial l_1}{\partial t_1} \right) + \left(\frac{Gb_2}{h_2 l_2^2} \cdot \frac{\partial l_2}{\partial t_2} \right) \right] dl, \quad (3)$$

де G – модуль зсуву, Па; $b_{1,2}$ – параметр решітки кристалу, мм.

При знеміцненні зерен α -фази (менше 10 %) швидкість деформації (рис. 4, стадія II), є близькою до постійної. На стадії II структурно-фазові зміни в металі зварних з’єднань проходять в незначному ступені. Водночас такі зміни надаються спроможністю накопичуватися. Встановили, що накопичення структурно-фазових змін в металі зварних з’єднань є найбільшим на ділянках неповної перекристалізації, перегріву і сплавлення ЗТВ [1–4]. Таке накопичення сприяє збільшенню рівня деформації наведених ділянок в порівнянні з металом шва і основним металом, де накопичення структурно-фазових змін є відчутно меншим.

При переході від II до III стадії деформації (рис. 4) спостерігається прискорена пошкоджува-

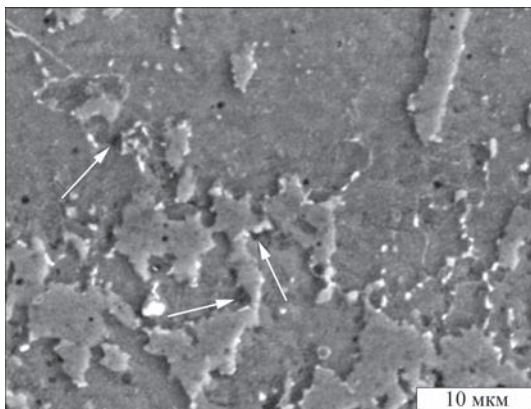


Рис. 5. Мікропори повзучості (стрілки) в металі зварного з’єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс напрацювання 280 тис. год.

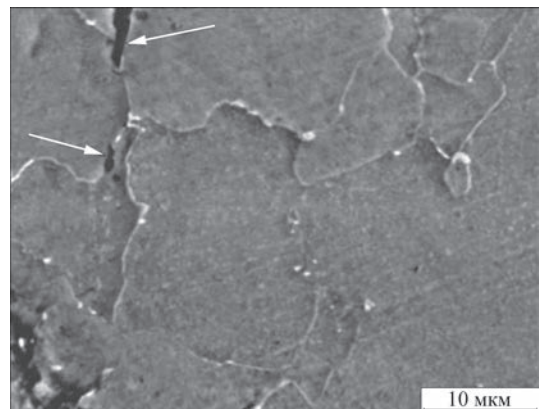


Рис. 6. Тріщини втоми (стрілки) в металі зварного з’єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс напрацювання 280 тис. год.

ність металу зварних з'єднань мікропорами повзучості (рис. 5), які при збільшенні деформації перетворюються в тріщини повзучості. В зазначений термін відбувається пошкодження металу зварних з'єднань і тріщинами втоми (рис. 6). Знаходить підтвердження, що мікропори повзучості і мікротріщини втоми здебільшого утворюються на границях зерен, де знаходяться коагулюючі карбиди [1]. В меншій мірі пори і тріщини утворюються на границях трьох зерен, а ще в меншій – по їх тілу. Зазначимо, що корозійновтомні тріщини, які утворюються на внутрішній поверхневій ділянці паропроводів, заслуговують окремого розгляду. Таким чином, перехід від II до III стадії деформування характеризується прискоренням пошкоджуваності за механізмами повзучості і втоми. Стосовно II стадії деформації руйнування зварних з'єднань відбувається переважно за механізмом повзучості (рис. 7). Водночас, починаючи з переходу від II до III стадії деформації, пошкоджуваність за механізмом втоми, яка істотно доповнює пошкоджуваність за механізмом повзучості, загалом призводять до стрімкого руйнування зварних з'єднань. Зауважимо, що наведена пошкоджуваність здебільшого має крихкий характер і тому її виявлення є винятково важливим.

Зменшення інтенсивності структурних перетворень в металі зварних з'єднань зумовлює збільшення терміну їх напрацювання стосовно II стадії повзучості (див. рис. 4). Беручи до уваги, що зміна параметру кристалу пов'язана зі швидкістю руху дислокацій u , запишемо

$$\frac{\partial b}{\partial t} = cu, \quad (4)$$

де c – коефіцієнт, який в умовах, близьких до рівновісної повзучості, складає для металу зварних з'єднань 0,7...0,9; b – параметр решітки кристалу (див. рис. 3), мм.

Використовуючи (1)–(4), а також враховуючи [7], запишемо рівняння рівномірної повзучості металу зварних з'єднань

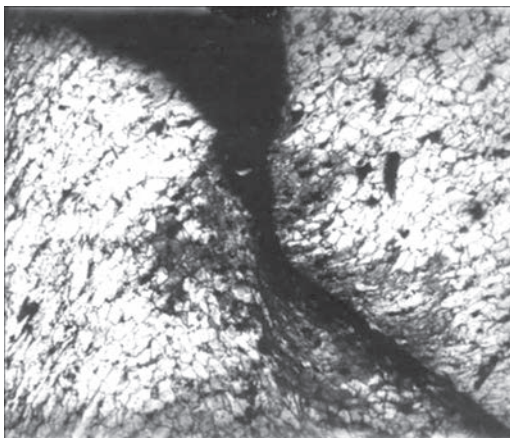


Рис. 7. Руйнування зварного з'єднання зі сталі 12X1MФ за механізмом повзучості. Ресурс 220 тис. год.

$$\frac{dl}{dt} = \bar{k} \cdot \tau \left[\frac{b^2 \bar{c} v}{Gh\bar{l}} \cdot \exp \left(-\frac{Q_0 - \frac{1}{3}Gb^2\bar{l}}{kT} \right) \right], \quad (5)$$

де \bar{k} – коефіцієнт, що враховує структурно-фазові зміни при повзучості; Q_0 – енергія утворення точкових дефектів, Дж; v – частота коливань атомів в кристалі ($\sim 10^{12} \text{ c}^{-1}$); k – постійна Больцмана; T – температура, °C; \bar{c} – коефіцієнт, що характеризує узагальнену зміну параметрів ґратки при повзучості; \bar{l} – середня відстань між порогами на дислокаціях, що складає близько 300...900б.

Розрахунок деформації узгоджується з відповідними експериментальними даними стосовно зварних з'єднань паропроводів, напрацювання яких в умовах повзучості склало понад 270 тис. год. (див. рис. 4). Встановили, що енергія утворення точкових дефектів є близькою до енергії самодифузії хрому, молібдену і ванадію [1]. Відповідність пояснюється і тим, що при переході від II до III стадій повзучості самодифузія прискорюється. Одночасно прискорюється і пересування дислокацій за механізмом ковзання та за механізмом переповзання. Водночас при переміщенні вакансій в напрямку, протилежному дії напруження, утворюються мікронесуцільності, які збільшуються і перетворюються в зародкові пори і тріщини. Беручи до уваги структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань, а також особливості його деформації, визначили співвідношення рівня пошкоджуваності металу зварних з'єднань до його критичного рівня

$$\bar{k} \left(\frac{d\varepsilon}{dt} \right) = \frac{m}{t_f}, \quad (6)$$

де m – рівень пошкоджуваності металу зварного з'єднання порами повзучості і тріщинами втоми визначений згідно положень [5, 6]; t_f – час до настання критичного рівня пошкоджуваності металу зварних з'єднань, який складає 0,20...0,25 від його об'єму [5–8]; ε – рівень деформації по відношенню до вихідного стану.

Стосовно нормативних положень, при настанні наведеного рівня пошкоджуваності, такі зварні з'єднання протягом терміну 5...7 тис. год. їх напрацювання потребують заміни.

Висновки

1. Виявили вплив прояву фізико-хімічних процесів, які відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів, на наявність його деформації стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. в умовах повзучості і втоми.

2. Встановили, що пошкодження за механізмом втоми, починаючи з закінчення II стадії деформації

ції, суттєво доповнює пошкоджуваність металу зварних з'єднань за механізмом повзучості, що прискорює їх руйнування.

3. Внесли уточнення в зв'язок між фізико-хімічними процесами та структурними змінами, які проходять в металі зварних з'єднань і їх пошкоджуваністю за механізмами повзучості і втоми.

Список літератури

1. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Сиренко Т.О. (2017). Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів після тривалої експлуатації. *Автоматическая сварка*, 7, 19–23.
2. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Сыренко Т.А., Григоренко С.Г. (2018). Особенности разупрочнения сварных соединений эксплуатируемых паропроводов. *Там же*, 5, 9–14.
3. Глушко А.В., Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2018). Ползучесть сварных соединений паропроводов. *Металлофизика. Новейшие технологии*, 40, 683–700.
4. Хромченко Ф. А. (2002). *Ресурс сварных соединений паропроводов*. Москва, Машиностроение.
5. (1995) ГKD 34.17.401-95. *Контроль та продовження строку служби металу устаткування теплових електростанцій. Типова інструкція. Ч. 1. Котли, турбіни та трубопроводи з тиском 9 МПа і вище*.
6. (1998) ДНАОП 0.00-1.11-98. *Правила будови і безпечної експлуатації трубопроводів пари та гарячої води*.
7. Дмитрик В.В., Царюк А.К., Гаращенко О.С., Сиренко Т.О. (2020). Структурний стан та втомлювана пошкоджу-

ваність зварних з'єднань паропроводів. *Автоматичне зварювання*, 6, 17–22.

8. Фельтам П. (1978). *Деформация и прочность металлов*. Москва, Металлургия.

References

1. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Sirenko, T.O. (2017) Structural changes in the metal of welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 7, 15-18.
2. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Syrenko, T.A., Grigorenko S.G. (2018) Peculiarities of welded joints weakening in operating steam pipelines. *Ibid.*, 5, 7-11.
3. Glushko, A.V., Dmitrik, V.V., Syrenko, T.A. (2018) Creep of welded joints of steam pipelines. *Metallofizika. Noveyshie Tekhnologii*, 40, 683–700 [in Russian].
4. Khromchenko, F.A. (2002) *Life of welded joints of steam pipelines*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. (1995) IGD 34.17.401-95: *Control and extension of the service life of metal equipment of thermal power plants. Typical instructions. Pt 1. Boilers, turbines and pipelines with a pressure of 9 MPa and higher* [in Ukrainian].
6. (1998) SROLP 0.00-1.11-98: *Rules of construction and safe operation of steam and hot water pipelines* [in Ukrainian].
7. Dmytryk, V.V., Tsariuk, A.K., Harashchenko, O.S., Syrenko, T.O. (2020) Structural condition and fatigue damageability of welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 6, 14-19.
8. Feltam, P. (1978). *Deformation and strength of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

STRUCTURAL CONDITION AND DAMAGE OF METAL OF WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES

V.V. Dmitrik, I.V. Kasyanenko, Yu.M. Latynin

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

E-mail: igorkasyanen@gmail.com

In the process of long-term operation (over 270 thou. h) in the conditions of creep and fatigue, the initial structure of welded joints of steels 15Kh1M1F and 12Kh1MF of HPP steam pipelines turns into a ferrite-carbide mixture. The rate of mentioned structural-phase transformation in the areas of the heat-affected-zone, as well as in the weld metal and in the base metal of welded joints differs significantly. At the same time, the α -phase grains are softened, segregation precipitations are formed, carbide reactions and coagulation of carbides of the first group take place, new carbides of the II group are formed (VC , Mo_2C). The presence of softening areas in the heat-affected-zone of welded joints facilitates an increase in their deformation capacity. For example, the level of deformation of the area of partial recrystallization in the HAZ is higher than the similar level in other areas, as well as the weld metal and the base metal. It was established that the presence of the corresponding structural-phase state, deformation and softening of the metal of welded joints in general accelerates its damage by the mechanism of fatigue and creep. At the stage of transition from the II to the III stages of deformation, the damage to the metal of welded joints by the abovementioned mechanisms grows, which requires appropriate repairs. The carried out investigations allow revealing which structural-phase state namely corresponds to the transitional stage of deformation, as well as the level of deformation of the metal of welded joints and the state of its softening. 8 Ref., 7 Fig.

Keywords: welded joints of steam pipelines, creep, fatigue, heat-affected-zone, deformation, area of partial recrystallization

Надійшла до редакції 06.07.2021

ЖУРНАЛИ для професіоналів



Видається з 1948 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0005-111X
doi.org/10.37434/as
Передплатний індекс 70031



Видається з 2000 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0957-798X
doi.org/10.37434/prwj
Передплатний індекс 21791



Видається з 1989 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 0235-3474
doi.org/10.37434/tdnk
Передплатний індекс 74475



Видається з 1985 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 2415-8445
doi.org/10.37434/sem
Передплатний індекс 70693