

СТРУКТУРНИЙ СТАН ТА ВТОМЛЮВАНА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ

В.В. Дмитрик, А.К. Царюк, О.С. Гаращенко, Т.О. Сиренко

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

На даний час ряд енергоблоків ТЕС, після їх напрацювання близько 250000 год. у відносно стаціонарному режимі, перейшли в маневрений режим роботи. Такий перехід зумовив необхідність вивчення пошкоджуваності їх обладнання за механізмом втоми і, в першу чергу, зварних з'єднань паропроводів з теплостійких сталей, що працюють в умовах повзучості. Подальше збільшення пошкоджуваності втому обумовлює необхідність підвищення вимог до вихідної структури як зварних з'єднань, що виготовляються, так і деталей, що піддаються ремонту з використанням зварювання. Бібліогр. 14, рис. 12.

Ключові слова: пошкоджуваність металу; зварні з'єднання; тріщини втоми; структурний стан; умови повзучості, дислокації

Напрацювання ряду обладнання енергоблоків ТЕС, які експлуатуються в умовах маневрового режиму, перевищило 270000 год. В міру збільшення напрацювання обладнання, відповідно зростає і його пошкоджуваність, яка одночасно реалізується за механізмом повзучості і за механізмом втоми [1, 2]. Кожен з наведених механізмів, а також їх спільний прояв, на наш погляд, вимагає окремого розгляду.

Інтенсивність утворення втомних тріщин в зварних з'єднаннях паропроводів зі сталей 15X1M1Ф та 12X1MФ обумовлено наявністю певної структурної, хімічної і механічної неоднорідності. Наведена неоднорідність має тенденцію зростати в процесі збільшення напрацювання зварних з'єднань, що призводить до збільшення інтенсивності їх пошкоджуваності за механізмом втоми [3]. Утворення втомних тріщин в устаткуванні ТЕС, а також в зварних з'єднаннях паропроводів, стосовно їх напрацювання до 250000 год., розглянуто в роботах [4–6].

Встановлено, що спільний прояв деформаційних процесів і структурно-фазових змін металу зварних з'єднань сприяє зниженню ресурсу їх експлуатації [6–8]. У процесі тривалого напрацювання вихідна структура металу зварних з'єднань перетворюється в феритно-карбідну суміш [9], а також збільшується її залишкова деформація [8]. Відповідно збільшується втомна пошкоджуваність зварних з'єднань, що має свої особливості. З огляду на те, що розвиток тріщин втоми відбувається переважно по крихкому механізму [5–8, 10], необхідно вивчати структурний стан зварних з'єднань як контролюючий ефект розвитку тріщин.

Відмічається тенденція прискореного утворення втомних тріщин, що пов'язано, відповідно, зі

структурними перетвореннями в металі зварних з'єднань, які тривалий час (понад 270000 год.) експлуатуються в умовах повзучості і малоциклової втоми. Отже, для зменшення втомної пошкоджуваності доцільно підвищити рівень стабільності структури зварних з'єднань.

Метою даної роботи є уточнення зв'язку між структурним станом тривало експлуатованих (270000...300000 год.) зварних з'єднань паропроводів зі сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ та їх втомної пошкоджуваності.

Методика дослідження мікроструктурного стану. Мікроструктурний стан металу зварних з'єднань вивчали шляхом використання методів та методик світлової та електронної мікроскопії. Також використовували відомі методики переходу від даних в площині шліфа до об'ємних даних. Відповідно застосовували статистичні методи. Рентгеноструктурне дослідження карбідних фаз проводили на порошковому дифрактометрі «Siemens D-500» в монохроматизованому мідному випромінюванні з графітовим монохроматором на відбитому пучку. Розрахунок виконували за методом Рітвельда.

Кількість карбідних фаз та їх розміри визначали експериментально. Металографічний аналіз проводили відповідно до вимог нормативної документації. Шляхом вивчення кристалічної будови, визначення хімічного складу і вимірювання середнього розміру карбідів за двома взаємно перпендикулярними напрямками, класифікували карбідні фази.

Металографічно досліджували по 12 однотипних зразків, вирізаних з діючих паропроводів зі сталей 12X1MФ та 15X1M1Ф. Напрацювання зразків становило 270 000...300 000 год.

Вивчення механізму зародження втомних тріщин. Зародження і розвиток втомних тріщин в еле-

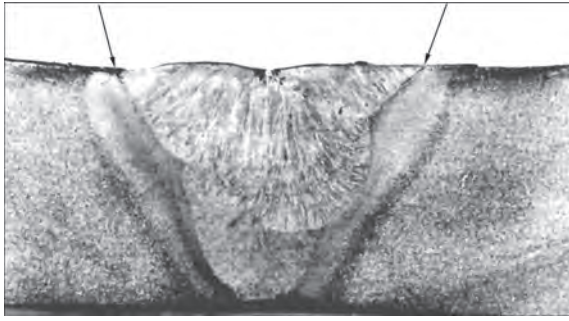


Рис. 1. Макроструктура ($\times 1,0$) зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф (місця найбільших концентраторів напружень вказані стрілками)

ментах паропровідних систем відбувається переважно в зонах підвищеної концентрації напружень, що обумовлено конструкторськими, технологічними і експлуатаційними факторами. Наприклад, у верхній зоні кутових швів, де можливе утворення підрізів або на ділянці сплавлення зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань (рис. 1).

Втомні тріщини мають клиноподібну форму (рис. 2, 3) [4–6].

Встановлено, що вплив корозійного середовища сприяє в досліджуваних зварних з'єднаннях прискореному розвитку втомних тріщин [4, 5], що вимагає окремого розгляду.

Важливо уточнити особливості зародження (інкубаційна стадія утворення) втомних тріщин в зварних з'єднаннях, що істотно залежить від їх структурного стану і пластичного деформування.

Вихідна структура ділянок ЗТВ, а також основного металу і металу шва зварних з'єднань з різною інтенсивністю перетворюється в феритно-карбідну суміш. Мінливий структурний стан тривало експлуатованих зварних з'єднань в значній мірі залежить від рівня їх вихідної структурної неоднорідності. Наявність такої неоднорідності, що збільшується в міру напрацювання зварних з'єднань, сприяє утворенню втомних тріщин. І в першу чергу утворення тріщин обумовлено можливою наявністю локальних бракувальних структур, які поки не розглядаються нормативною документацією, проте виявляються в діючих зварних з'єднаннях паропроводів. У більшості ви-

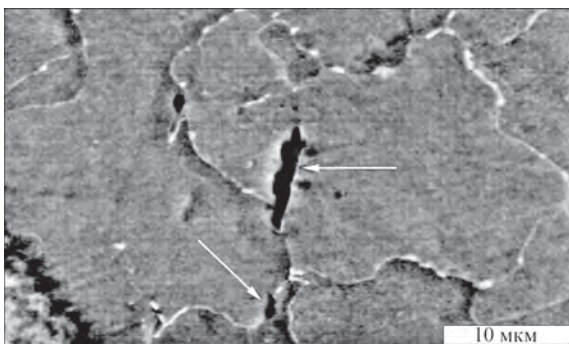


Рис. 2. Втомні тріщини на стадії зародження (стрілки). Зварне з'єднання зі сталі 15X1M1Ф

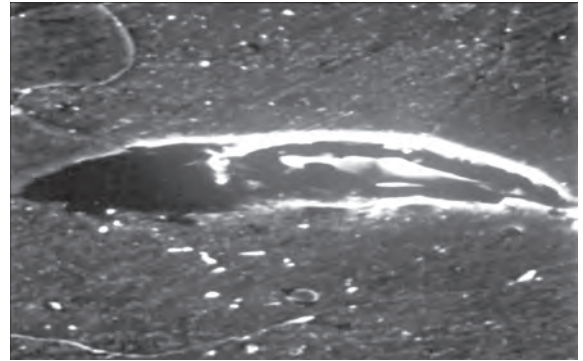


Рис. 3. Втомна тріщина на стадії розвитку. Зварне з'єднання зі сталі 15X1M1Ф ($\times 2000$)

падків бракувальні структури мають локальний характер і їх повне виявлення методами неруйнівного контролю не надається можливим. Наприклад, на ділянці сплавлення ЗТВ, який зазнає зварювальний нагрів в область температур $T_L - T_S$ і має розміри 0,10...0,15 мм, у вихідній структурі можуть утворюватися укрупнені феритні зерна, згруповані в ланцюжки (рис. 4).

Феритні зерна можуть зміщуватися в бік ділянки перегріву ЗТВ (розмір 1,5...2,1 мм), який зазнає зварювальний нагрів в область температур $T_S - 1150$ °С (приблизно). На ділянках сплавлення, перегріву і нормалізації можливим є утворення великих аустенітних зерен (бал 3-4, ГОСТ 5639-82), що можна віднести до бракувальних структур. На ділянках перегріву і нормалізації при зварюванні товстостінних труб може формуватися відманштеттова структура, яку також слід розглядати як бракувальну.

У структурі ділянки неповної перекристалізації ЗТВ (зварювальний нагрів в область температур $A_{C1} - A_{C3}$) може формуватися глобуляризований перліт (рис. 5). Наведену структуру слід також віднести до бракувальної.

Наявність локальних бракувальних структур, а також структур, які умовно можна віднести до бракувальних, сприяє прискореному перетворенню вихідної структури тривало експлуатованих зварних з'єднань в феритно-карбідну суміш, тобто деградації структури. Основними особливо-

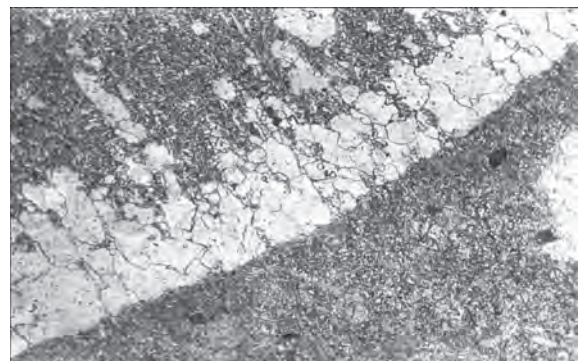


Рис. 4. Бракувальна структура ділянки сплавлення зони термічного впливу зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф

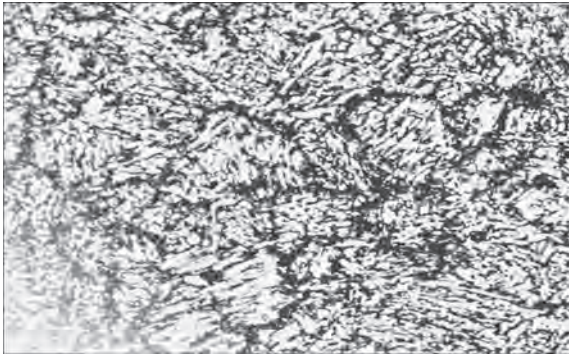


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 300$) ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф

стями, контролюючими структурний стан зварних з'єднань (напрацювання 270000...300000 год.), є [6–8, 11–13]: перехід легуючих елементів з α -фази в карбіди; наявність сегрегації в прикордонних зонах зерен α -фази; коагуляція карбідів. Формується, при наявності вихідних бракувальних структур, структурний стан, що характеризується прискореним утворенням втомної пошкодженості. Більшої, приблизно на 20...25 %, в порівнянні з наявністю вихідної структури, в якій наведені бракувальні структури відсутні. Зауважимо, що пошкодженість в міру збільшення напрацювання зварних з'єднань (після 300000 год.) збільшується, що вимагає додаткового вивчення.

Виявлено, що в наведених структурах, які розглядаються як бракувальні, перехід хрому, молібдену і ванадію з α -фази в карбіди є більш інтенсивним, приблизно на 10...20 % більшим, ніж в аналогічних структурах, які відповідають нормативним вимогам. Перехід хрому, молібдену і ва-

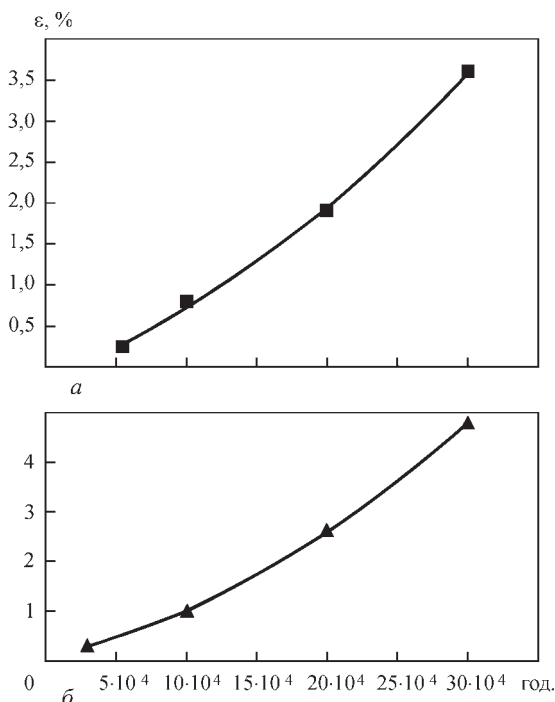


Рис. 6. Залежність деформації ділянок ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 12X1M1Ф від їх напрацювання: а – метал ділянки перегріву; б – ділянки неповної перекристалізації

надію сприяє збільшенню деформаційної здатності зерен α -фази і зниження теплостійкості [8]. При наявності розглянутих структур опір деформації при тривалому напрацюванні зварних з'єднань зменшується, а пошкодженість тріщинами втомно збільшується приблизно на 15...25 %.

Обґрунтовано, що вихідні бракувальні структури утворюються в умовах збільшеного зварювального нагріву, можливість якого може допускатися як при виготовленні нових зварних з'єднань, так і при зварювальному ремонті пошкоджених елементів паропроводів. Зауважимо, що зварювальний нагрів для отримання вихідної структури зварних з'єднань (особливо товстостінних) з поліпшеними якісними характеристиками доцільно визначати шляхом його моделювання.

Обговорення результатів дослідження. Нормативною документацією передбачено, що деформація паропроводів не повинна перевищувати 1,0...1,5 % [11, 14]. Однак деформація окремих ділянок ЗТВ становить, при тривалості напрацювання зварних з'єднань, понад 250 000 год., близько 3...7 % [4–7]. Зародження втомних тріщин відбувається в процесі мікрореформації металу зварних з'єднань. Метал ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань (рис. 5), при їх напрацюванні 270000...300000 год., деформується приблизно на 4...7 %, а основний метал – на 0,5...0,7 %.

На рис. 6 показано залежність деформації ділянок ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 12X1M1Ф (ϵ , %) від їх напрацювання.

Встановлено, що у поверхневій (зовнішній) зоні металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ відзначається відносно найбільша локальна щільність дислокацій в зернах матричного фериту (рис. 7). Щільність дислокацій у середній і поверхневій (внутрішня поверхня паропроводу) зонах зварного з'єднання паропроводу є значно меншою (рис. 8). У структурі тривало експлуатованих зварних з'єднань спостерігається зміна дислокаційної структури. Найбільша зміна є характерною для ділянок сплавлення, перегріву і неповної перекри-



Рис. 7. Дислокаційна будова зовнішньої (приповерхневої) частини ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1M1Ф. Ресурс 280 000 год., $\epsilon = 4$ %

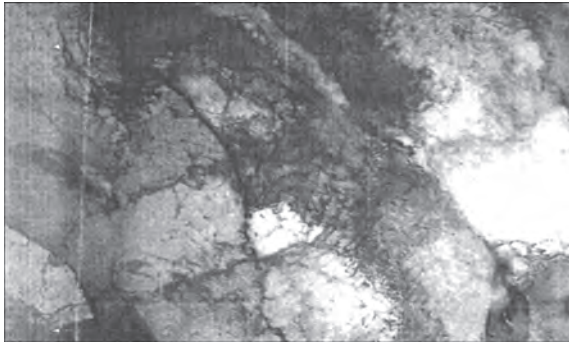


Рис. 8. Дислокаційна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ (середня частина) зварного з'єднання (див. рис. 7)

сталізації ЗТВ, менша – для металу шва і основного металу. У процесі пластичної деформації на границях зерен α -фази (матричний ферит і бейніт відпуску) генеруються нові дислокації, а також відбувається анігіляція дислокацій, що підтверджується зниженням до 10...20 % значень мікротвердості, в порівнянні з вихідною мікротвердістю. Швидкість знеміцнення перевищує зміцнення.

Збільшенню локальної щільності дислокацій сприяють коагулюючі в довжину карбіди $M_{23}C_6$ та M_7C_3 , розташовані на границях зерен α -фази. Утворення дислокацій пов'язане з дифузійним переміщенням хрому і молібдену з центральних зон зерен α -фази в їх приграничні зони та утворенням сегрегації [11]. У меншій мірі дислокації утворюються в зернах α -фази (матричний ферит), чому сприяє дифузійне переміщення ванадію і утворення нових, особливо дрібнодисперсних, карбідів VC.

Мікроплинність як ефект мікропластичної деформації в обсязі зерен α -фази, забезпечується проходженням процесів повернення і початкової стадії рекристалізації [12]. Змінюється будова дислокаційної структури, що призводить до усунення фрагментів окремих границь зерен, а потім і до повного усунення таких границь (рис. 9).

У зернах α -фази утворюється полігональна структура (рис. 10). Спостерігається також і розмивання окремих вихідних субграниць. Біля виділень других фаз формується розвинена мережа дислокацій, що мають вигнуту форму (див. рис. 8). Локальна щільність дислокацій на ділянці неповної перекри-

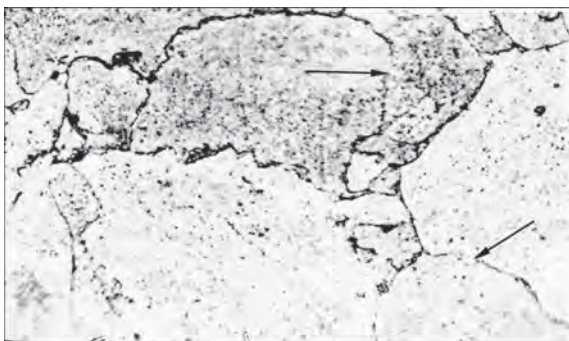


Рис. 9. Мікроструктура ($\times 360$) ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1МФ (усунення фрагментів границь зерен відзначено стрілками). Ресурс 280 000 год.

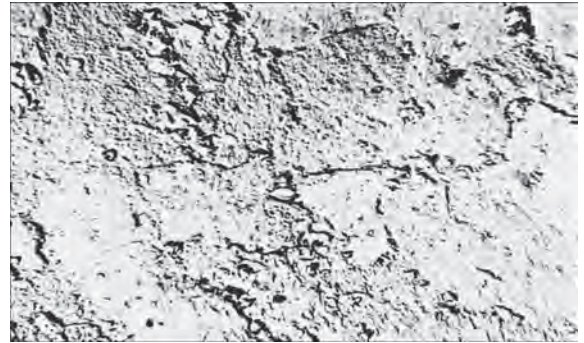


Рис. 10. Полігональна структура ($\times 4000$) ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1МФ. Ресурс 186 000 год.

сталізації ЗТВ є значно вищою ніж на інших ділянках, а також в основному металі та в металі шва.

Стосовно стикових швів (прямі ділянки паропроводів) циклічне деформування металу має свої особливості. Відповідно на ділянках ЗТВ, в металі шва і основному металі спостерігається по-різному розвинена дислокаційна структура. Пластична плинність, яка бере початок від границь зерен α -фази, також є різною. При деформації 5...7 %, що характерно для ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань із сталі 15X1МФ (напрацювання 290000 год.), в зернах матричного фериту виявляються смуги ковзання (рис. 11). При меншому рівні деформації прояв смуг ковзання не спостерігається.

Слід вважати, що в процесі зародження тріщин (циклічна пошкоджуваність) вивчення особливостей утворення стійких смуг ковзання, як об'ємний фактор, має фундаментальне явище. Наявність смуг ковзання в структурах ділянок ЗТВ має відмінні риси (форма, довжина, кількість) від аналогічних смуг в металі шва і в основному металі.

Встановлено, що накопичення, в умовах повзучості та малоциклової втоми в металі зварних з'єднань пластичної деформації, забезпечується одночасним переміщенням дислокацій за механізмом ковзання і за механізмом переповзання. Підтвердження наявності механізму переповзання є утворення пор повзучості біля коагулюючих

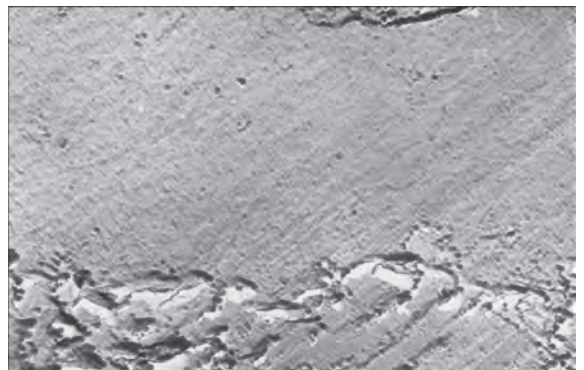


Рис. 11. Смуги ковзання в матричному фериті ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12X1МФ. Ресурс 290 000 год. ($\times 1100$)

карбідів по границях зерен α -фази [7]. Переміщення дислокацій в більшій мірі відбувається за системою $\{112\} \langle 111 \rangle$ і в меншій мірі за системами $\{112\} \langle 111 \rangle$ і $\{123\} \langle 111 \rangle$. При перетині дислокацій з вектором дотику, що є нормальним до їх площин ковзання, утворюються сходинки. Сходинки в структурі зварних з'єднань можуть бути одиничними або рідкісними (деформація $\leq 1\%$). Їх кількість збільшується при деформації 2...8%. Утворення конфігурації сходинок забезпечується особливостями руху і перетину дислокацій, в тому числі рухомих дислокацій з сидячими дислокаціями, розташованими по границях зерен. При наявності контактуючих зі сходинками виділень других фаз утворюються зародкові мікротріщини втоми (див. рис. 2, 3). Їх напрямок збігається з найбільшими дотичними напруженнями в межах смуг ковзання. Отже, втомні мікротріщини, що зароджуються, мають кристалографічний характер. Дислокаційна побудова значною мірою залежить від амплітуди робочої напруги, а також від енергії дефектів упаковки α -фази, що обумовлює локальне скупчення дислокацій в зернах α -фази, близьке до плоского (див. рис. 7). Рівень утворення смуг ковзання в матричному фериті є більшим, ніж в бейніті відпуску (вихідна структура зварних з'єднань бейніт – 75...90%, ферит – залишкове).

У місцях контакту сходинок з виділеннями других фаз, при тривалому напрацюванні зварних з'єднань в умовах повзучості, утворюються зародкові втомні мікротріщини. Зароджуються мікропори, злиття яких забезпечує подальше утворення мікротріщин, що мають клиноподібну форму (див. рис. 2, 3). Вивчення особливостей утворення втомних тріщин з урахуванням структурного стану, дозволило надати схему їх утворення (рис. 12).

Слід зауважити, що утворенню мікротріщин втоми сприяють і пори повзучості, розташо-

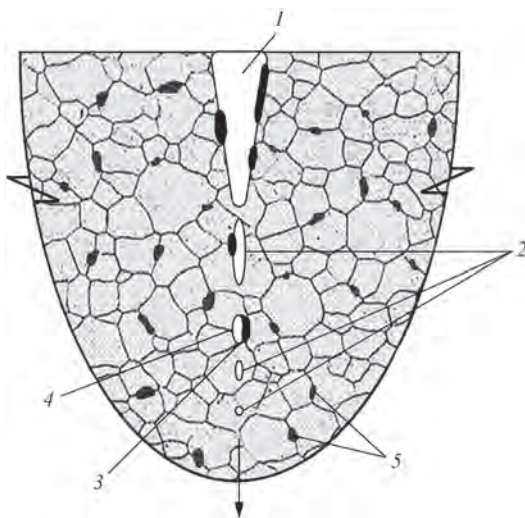


Рис. 12. Схема утворення тріщини втоми: 1 – тріщина; 2 – мікропори втоми; 3 – коагулюючий по довжині карбід; 4 – мікропора повзучості; 5 – карбіди

вані переважно по границях зерен α -фази в місцях, де знаходяться коагулюючі карбіди $M_{23}C_6$ або M_7C_3 . Розвиток втомних мікротріщин носить інтеркристалітний характер, а механізм їх розвитку в металі зварних з'єднань (напрацювання 270000...300000 год.) є переважно крихким. Зародженню і розвитку тріщин втоми сприяє (значною мірою) збільшення циклічного характеру навантажень зварних з'єднань паропроводів (кількість пусків-зупинок енергоблоків ТЕС за останні 5...8 років збільшилася приблизно на 30...50%).

Показано, що в смугах ковзання, віднесених до втомних, в зернах α -фази (напрацювання зварних з'єднань 270000...300000 год.) спостерігається утворення мікронесуцільностей, які формально можна вважати зародковими мікропорами, усереднений діаметр яких становить приблизно 100...400 Å. Форма мікропор може відрізнятися від кулястої та еліпсоїдної, що дозволяє розглядати мікропори як мікротріщини. Утворення зародкових втомних мікропор в смугах ковзання вперше виявила В.С. Іванова [10]. Зародження втомних мікротріщин переважно відбувається шляхом злиття мікропор і мікронесуцільностей, що представляється можливим при спрямованій дифузії вакансій. Енергія активації переміщення вакансій, в міру збільшення напрацювання зварних з'єднань (понад 270000 год.), зменшується, чому сприяють структурні перетворення, які відбуваються в їх металі і прискорене утворення мікронесуцільностей.

Збільшення напрацювання зварних з'єднань (понад 300000 год.) характеризується подальшою зміною структурного стану і особливостей утворення втомних тріщин, що вимагає додаткового вивчення.

Висновки

1. Структурний стан тривало експлуатованих (270000...300000 год.) в умовах повзучості та малоциклової втоми зварних з'єднань паропроводів зі сталі 15X1M1Ф має суттєвий вплив на їх втомну пошкоджуваність.

2. Наявність в металі зварних з'єднань структур, які можна віднести до бракувальних, сприяє їх прискореній деградації, що призводить до підвищення, приблизно на 15...20%, рівня утворення втомних тріщин в металі зварних з'єднань, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості та малоциклової втоми.

Список літератури/References

1. Dimić, I., Arsić, M., Medjo, B. et al. (2013) Effect of welded joint imperfection on the integrity of pipe elbows subjected to internal pressure. *Technical Gazette*, 20, 2, 285–290.
2. Lazić, V., Aleksandrović, S., Arsić, D. et al. (2016) The influence of temperature on mechanical properties of the base

- material and welded joint made of steel S690QL. *Metalurgija*, 55, 2, 213–216.
- Katavić, B., Jegdić, B. (2007) Analysis of damages on water boiler shield pipes. *Welding and welded structures*, 4, 123–130.
 - Хромченко Ф.А. (2002) *Ресурс сварных соединений паропроводов*. Москва, Машиностроение.
 - Khromchenko, F.A. (2002) *Residual life of welded joints of steam pipelines*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - Трухний А.Д., Корж Д.Д., Кочетов А.А., Резинских В.Ф. (1986) Исследование малоциклового усталости сталей 34ХМ1А и ЭИ415 после длительной эксплуатации в паровых турбинах. *Теплоэнергетика*, 3, 32–35.
 - Trukhnij, A.D., Korzh, D.D., Kochetov, A.A., Rezinskikh, V.F. (1986) Investigation of low-cycle fatigue of steels 34KhM1A and EI415 after long-time operation in steam turbines. *Teploenergetika*, 3, 32–35 [in Russian].
 - Дитяшев Б.Д., Попов А.Б. (2007) Комплексный подход к определению остаточного ресурса паропроводов ТЭС. *Там же*, 2, 21–25.
 - Dityashev, B.D., Popov, A.B. (2007) Complex approach to determination of residual life of steam pipelines of thermal power stations. *Ibid.*, 2, 21–25 [in Russian].
 - Дмитрик В.В., Баумер В.Н. (2007) Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений при длительной эксплуатации. *Металлофизика. Новейшие технологии*, 2, 7, 937–947.
 - Dmitrik, V.V., Baumer, V.N. (2007) Carbide phases and damageability of welded joints at long-time operation. *Metallofizika. Novejshie Tekhnologii*, 2(7), 937–947 [in Russian].
 - Глушко А.В., Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2018) Польза сварных соединений паропроводов. *Там же*, 40, 5, 683–700.
 - Glushko, A.V., Dmitrik, V.V., Sirenko, T.A. (2018) Creep of welded joints of steam pipelines. *Ibid.*, 40(5), 683–700 [in Russian].
 - Lazić, V., Arsić, D., Nikolić et al. (2016) Selection and analysis of material for boiler pipes in a steam plant. *Procedia Engineering*, 149, 216–223. doi:10.1016/j.proeng.2016.06.659.
 - Иванова В.С. (1979) *Разрушение металлов*. Москва, Машиностроение.
 - Ivanova, V.S. (1979) *Fracture of metals*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - (2003) РД 10-577-03. *Типовая инструкция по контролю металла и продлению срока службы новых элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций*. Москва, НПО «Промбезопасность».
 - (2003) RD 10-577-03. *Model guidelines for inspection of metal and prolongation of the service life of main components of boilers, turbines, and piping systems of thermal power stations*. Moscow, NPO Prombezopasnost [in Russian].
 - (1987) МУ 34-70-161-87. *Методические указания по металлографическому анализу и обследованию причин повреждения сварных соединений паропроводов из сталей 12Х1МФ и 15Х1МФ тепловых электростанций*. Москва, ВТИ.
 - (1987) MU 34-70-161-87. *Guidelines on metallographic analysis and examination of damage causes of steam pipeline welded joints from steels 12Kh1MF and 15Kh1MF of thermal power stations*. Moscow, VTI [in Russian].
 - Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Tsaryuk, A.K. (2019) Rekrytallization in the metal of welding joints of steam trucks. *Problems of atomic science and technology*, 5 (123), 49–52.
 - Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2012) К механизму диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений паропроводов. *Автоматическая сварка*, 10, С.22–26.
 - Dmitrik, V.V., Sirenko, T.A. (2012) To the mechanism of diffusion of chromium and molybdenum in the metal of welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 10, 20-24.

STRUCTURAL CONDITION AND FATIGUE DAMAGEABILITY OF WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES

V.V. Dmitrik, A.K. Tsaryuk, O.S. Garashchenko, T.O. Sirenko

National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», 2, Kirpichova Str., 61002, Kharkiv, Ukraine.
E-mail: garaslichenko.helena@gmail.com

At present time, a number of HPP power units having operated about 250,000 h. in a relatively stationary operating condition, changed to a maneuver mode. This transition caused a need in the studying damageability of their equipment according to the mechanism of fatigue and, above all, welded joints of steam pipelines of heat-resistant steels, operating under the conditions of creep. A further increase in fatigue damageability causes an increase in the requirements to the initial structure of both the welded joints being produced as well as the parts to be repaired using welding. 14 Ref., 12 Fig.

Key words: metal damageability; welded joints; fatigue cracks; structural condition; conditions of creep, dislocations

Надійшла до редакції
11.03.2020

ЕЛЕКТРИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ В МЕДИЦИНІ

Лікарі з Національної медичної академії післядипломної освіти ім. П.Л. Шупика *Опарін С.О., Фелештинський Я.П., Сорокін Б.В.* та інш. отримали 12 травня 2020 р. патент на **спосіб ендоскопічного лікування виразкових кровотеч**.

Винахід стосується способу ендоскопічного лікування виразкових кровотеч за допомогою зварювального високочастотного джерела живлення та біполярного зонда з увігнутим електродом, причому зварювальний високочастотний біполярний зонд з електродом, що розташований на кінці зонда, проводять через інструментальний канал відеоендоскопа безпосередньо до судини, яка кровоточить, експозиція складає від 15 до 40 с в залежності від діаметра судини.

Для діаметру судин від 1 до 2 мм застосовують зонд діаметром 2,8 мм (для судин від 2 до 3 мм зонд діаметром 3,2 мм). Потужність процесу зварювання від 60 до 70 Вт забезпечує на кінці електрода температуру 60 °С, на місці зварювання утворюється зона коагуляційного некрозу, яка становить 1-2 мм.

Ендоскопічні біполярні зонди для зварювання судин розроблені фахівцями ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.
<https://sis.ukrpatent.org/uk/search/detail/1433224/>