

СТРУКТУРНІ ЗМІНИ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНИХ ПАРОПРОВОДІВ

В.В. Дмитрик, А.В. Глушко, С.П. Іглін

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

Збільшення тривалості ресурсу експлуатації паропроводів є дуже актуальним завданням для теплової енергетики. Дослідження особливостей зміни структури металу ділянок зони термічного впливу зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості, дає можливість для зменшення ступеня їх пошкоджуваності і, відповідно, збільшення часу напрацювання. У роботі розглянуто особливості переміщення дислокацій, залежність швидкості повзучості від структурного стану зварних з'єднань, наведено особливості утворення вакансій і пор повзучості. Встановлено, що утворення зародкових пор в умовах повзучості залежить від ступеня деформації металу зварних з'єднань, а також від його структурного стану. Бібліогр. 10, рис. 7.

Ключові слова: структурні зміни, зварні з'єднання, експлуатація, паропроводи, дислокація, пори, пошкоджуваність, напрацювання

У процесі тривалої експлуатації паропроводів з хромомолібденованадієвих теплостійких перлітних сталей, при робочих параметрах $T_e = 545 \dots 585 \text{ }^\circ\text{C}$ та $P_e = 25 \text{ МПа}$, їх метал деформується, тобто має місце прояв повзучості [1, 2].

Межа текучості зварних з'єднань із сталей 12Х1МФ та 15Х1М1Ф становить 320...370 МПа, що значно більше наведеної робочої напруги. При збільшенні напрацювання паропроводів понад 270000 год. деформація їх металу, яка відповідає другій стадії повзучості, збільшується з певним прискоренням [3]. Деформація металу паропроводів, відповідно вимог нормативної документації [1, 2], не повинна перевищувати 1 %. Однак метал ділянок зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань деформується більшою мірою [3, 4]. Наприклад, деформація ділянки неповної перекристалізації становить 3...7 %, перегріву 2...3 %. Деформація металу зварних з'єднань в процесі їх тривалого напрацювання пов'язана з деградацією їх структури, що сприяє утворенню пор і тріщин повзучості та призводить до зниження експлуатаційних характеристик зварних з'єднань (рис. 1) [3–5].

Метою роботи є вивчення особливостей структурних змін металу зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості. Вивчення структурних змін дозволить уточнити механізм пошкоджуваності металу зварних з'єднань порами і тріщинами повзучості.

Метал ділянок неповної перекристалізації і перегріву ЗТВ, при тривалому напрацюванні в умовах повзучості (понад 270000 год.) деформується з певним прискоренням, що залежить від структурного стану [3]. Деформація розглянутих ділянок відповідає другій стадії сталої повзучості.

Доцільно виявити особливості структурного стану і пошкоджуваності при переході від другої до третьої стадії повзучості, що важливо для уточнення механізму утворення пор і тріщин, які розвиваються переважно по крихкому механізму.

Повзучості сприяє переміщення дислокацій, що пов'язано з фізико-хімічними процесами, які проходять в металі зварних з'єднань при їх тривалій експлуатації [3, 5–8]. Основними факторами, що забезпечують проходження дифузійних і дислокаційних процесів, є термічна активація і напруга. Важливо встановити як особливості проходження таких процесів, так і їх взаємозв'язок, що дозволить зменшити рівень їх проходження. Зменшення рівня проходження фізико-хімічних процесів є можливим шляхом підвищення стабільності структури зварних з'єднань.

При тривалому напрацюванні зварних з'єднань повзучість їх металу в процесі повернення є незначною і помітною при початковій стадії

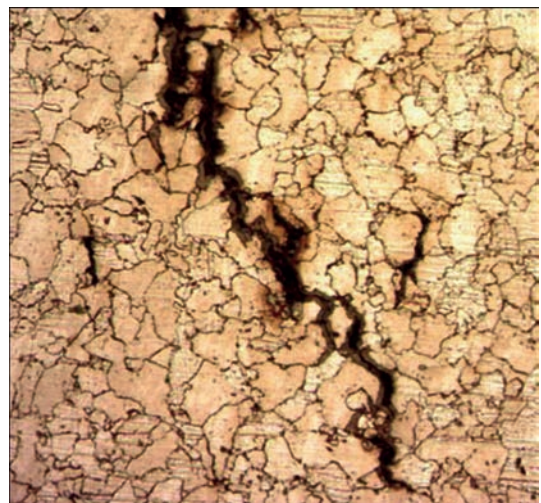


Рис. 1. Мікроструктура ($\times 200$) ділянки металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ (напрацювання 280000 год.)

процесу рекристалізації. Зауважимо, що їх механізми відрізняються від механізмів повернення і рекристалізації, які проходять при відпалі холодно-деформованого металу. Рівень деформування ϵ представляється як статична залежність швидкості повзучості від часу t (рис. 2), в якій значення ступеня m залежить від структурного стану металу зварних з'єднань. Встановили, що залежність повзучості від часу, при наявності збільшення структурної неоднорідності ділянок ЗТВ, відповідно буде прискорюватися. Наприклад, для ділянки неповної перекристалізації прискорення буде більшим, ніж для ділянки нормалізації, а також для металу шва і основного металу. Запишемо:

$$E = kt^m,$$

де k – коефіцієнт пропорційності, ϵ функцією як температури, так і напруги, що відповідає умовам повзучості.

Важливо встановити залежність між деформацією металу зварних з'єднань, їх зменшенням та пошкоджуваністю, що забезпечується умовами процесу повернення на сталій стадії повзучості. Міцність металу зварних з'єднань при напрацюванні понад 270000 год. знижується приблизно на 15...20 % [1–4]. Виявили, що при встановленні залежності слід розглядати проходження дислокацій через бар'єри (виділення карбідів I гр.). Частково підтверджується припущення Уїртмана, що в умовах повзучості, в якості основного процесу є ініційоване термічною активацією та напругою переповзання дислокацій [6, 7]. Однак в його теорії не розглядалося, які бар'єри долають дислокації при їх переміщенні в умовах повзучості. Брали до уваги, що в металі зварних з'єднань паропроводів

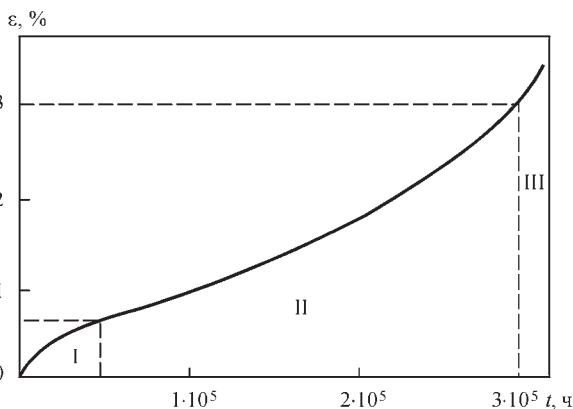


Рис. 2. Крива повзучості ділянки перегріву металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 15X1M1Ф (I–III – ділянки, відповідні стадіям повзучості)

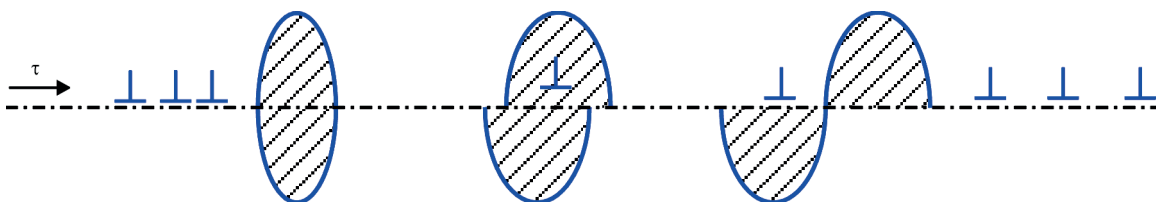


Рис. 3. Схема руйнування видовжених карбідів $M_{23}C_6$ та M_7C_3

одночасно відбувається рух дислокацій за двома механізмами: ковзання та переповзання. Доцільно вивчити особливості прояву наведених механізмів, що дозволить уповільнити їх проходження.

Гальмування дислокацій, що переміщуються в умовах повзучості, за механізмом ковзання, сприяє збільшенню стабільності їх структури. Встановили, що гальмування дислокацій відповідно забезпечується наступними основними факторами: силами Пайрлса–Наборро (8...11 %); наявністю скупчень дислокацій (9...10 %); атмосферами домішкових атомів (3...5 %); дисперсними виділеннями других фаз (74...80 %). Зауважимо, що ефект гальмування дислокацій якісно може змінюватися, що залежить від самодифузії хрому, молібдену, ванадію, і в меншій мірі кремнію, а також формування сегрегацій, утворення нових карбідів VC, Mo_2C , $M_{23}C_6$ та M_7C_3 .

Встановили, що стабільність структурного стану металу зварних з'єднань істотно залежить від форми, розмірів, щільності розподілу і особливостей виділень других фаз [7]. Такі виділення, які перетинають площини ковзання дислокацій, перешкоджають їхньому руху. Дислокації, при подоланні перешкод, якими є виділення особливо дрібнодисперсних карбідів VC та Mo_2C , їх обходять. При подоланні перешкод, у вигляді подовжених карбідів $M_{23}C_6$ та M_7C_3 , розташованих по границях зерен, перпендикулярно робочій напрузі, дислокації можуть руйнувати карбіди, що вимагає уточнення (рис. 3). Виявили, що найбільший внесок у систему гальмування дислокацій (близько 80 %) вносять карбіди VC та Mo_2C , які не схильні до коагуляції. В умовах повзучості доцільно знизити швидкість коагуляції карбідів $M_{23}C_6$ та M_7C_3 (при створенні нових сталей), або забезпечити їх заміну на більш стабільні карбіди.

Встановили, що енергія активації переповзання дислокацій в металі зварних з'єднань, як вважає Р. Хонікомб [9], не відповідає повною мірою енергії самодифузії хрому і молібдену. Допускали, що енергія активації забезпечує переповзання і ковзання дислокацій, а також подолання перешкод при їх русі. Приймали, що кристали α -фази характеризуються високою енергією дефектів упаковки, а також наявністю значної кількості рівноважних дислокаційних сходинок, що сприяють утворенню точкових дефектів (вакансій). При напрацюванні зварних з'єднань понад 270000 год. дифузій-

не переміщення хрому зменшується, а молібдену збільшується [8]. Відповідно змінюється здатність перетворення вихідної структури (рекомендованої нормативною документацією [1, 2]) в феритно-карбідну суміш. Доповнимо вираз Уїртмана [9], що визначає залежність швидкості повзучості від напруги і температури, залежністю від структурного стану. Облік наведеної залежності дозволяє уточнити рівень деформації металу зварних з'єднань при наявності змін зовнішньої напруги (пуски-зупинки енергоблоків). Запишемо:

$$\varepsilon = \text{const} \frac{\sigma^P}{kT} \exp\left(-\frac{U_s^n}{kT}\right),$$

де σ – робоча напруга; k – постійна Больцмана; P – показник ступеня, що характеризує зміну напруги та температури; n – показник ступеня, що залежить від структурного стану; U_s – енергія активації; T – температура.

Встановили, що при закінченні другої стадії повзучості (див. рис. 2), швидкість деформації починає рости з наближенням до експоненти. У процесі тривалого напрацювання структура зварних з'єднань (феритно-бейнітна, феритно-сорбітна або феритно-тростітна) з різною швидкістю перетворюється в механічну суміш (ферит + карбіди). Одночасно в приграничних зонах кристалів α -фази утворюються сегрегації, нові карбіди VC та Mo_2C , а також коагулюють M_{23}C_6 та M_7C_3 , відбувається утворення вакансій і їх злиття. У металі ділянок перегріву і неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань, при їх напрацюванні понад 270000 год. відзначається наростаюче в часі ковзання по границях зерен (до 3...7 %). Внесемо уточнення в механізм в'язкої течії Набарро–Херрінга [6], що дозволяє його використовувати для деформованого, в різному ступені, металу зварних з'єднань. Встановили, що переміщенню дислокацій при повзучості сприяє спрямована дифузія точкових дефектів. Пори утворюються в найбільш деформованих фрагментах ділянки, а потім ру-

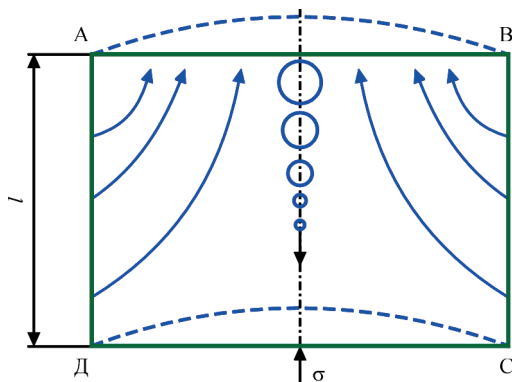


Рис. 4. Схема вакансійної повзучості (АВСД – контур деформованого фрагмента ділянки металу ЗТВ; О – пори; --- – зміна форми контуру від напруги σ

хаються за напрямом, де деформація є меншою (рис. 4). Відповідно, дифузійне переміщення атомів проходить в зворотному напрямку. Приймали, що зародження вакансій відбувається по границях зерен, а швидкість повзучості забезпечується їх дифузійним переміщенням.

У центрі границі АВ (див. рис. 4) концентрація вакансій є найбільшою. Слідуючи [9] запишемо:

$$C - C_0 = C_0 \frac{\sigma b^3}{kT},$$

де C – визначена концентрація вакансій, що утворилася; C_0 – рівноважна концентрація; b^3 – об'єм вакансії.

Уздовж границі АД і ВС кількість вакансій буде найменшою. Тоді швидкість дифузійного переміщення хрому і молібдену складе:

$$\frac{dV}{dt} = \frac{U_s b^3 l D_n}{kT},$$

де U_s – енергія активації; l – усереднений розмір зерен; D_n – коефіцієнти самодифузії хрому та молібдену.

При визначенні швидкості повзучості металу ЗТВ враховували енергію активації і коефіцієнти дифузії хрому і молібдену [10]. Запишемо:

$$\varepsilon = \frac{1}{l^3} \frac{dV}{dt} = \frac{2U_s b^3 D_n}{l^3 kT}.$$

Швидкість повзучості знаходиться в лінійній залежності від енергії активації і від коефіцієнтів дифузії хрому та молібдену, залежить від рівня інтенсивності зародження вакансій, їх переміщення і злиття, а також подальшого перетворення вакансій в пори. На дислокаційних лініях (ділянки сплавлення і перегріву ЗТВ) утворюються сходинки (рис. 5), що відбувається при взаємному перетині рухомих дислокацій з «сидячими» дислокаціями, а також під час проходження дислокацій через скупчення дислокацій. Форма сходинки залежить від кута перетину дислокацій. Перетин дислокацій призводить до утворення вакансій. Отже, повзучість відбувається при одночасному

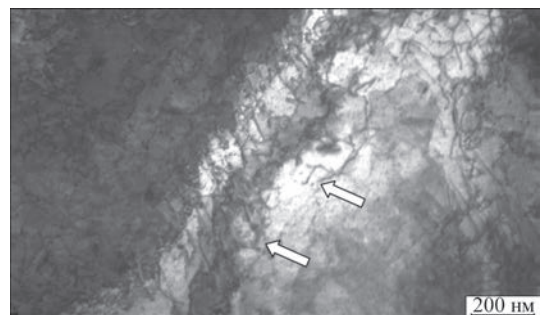


Рис. 5. Дислокаційна структура ділянки сплавлення металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Напряцювання 280000 год. (прикладі сходинки на дислокаціях вказані стрілками)

утворенні вакансій, а енергія активації повзучості узгоджується з енергією активації самодифузії.

В умовах повзучості сходинки на дислокаціях переповажають, чому сприяють рухомі (уздовж лінії дислокацій) вакансії, які підживлюють сходинки. Кількість сходинок на лініях дислокацій залежна від числа перетинів рухомих дислокацій з «сидячими» дислокаціями, контролюється рівнем деформації металу. Наприклад, кількість сходинок на дислокаціях на ділянці неповної перекристалізації буде більшою, ніж на інших ділянках металу ЗТВ (рис. 6).

Допустимі перегріву в області температур $T_n = 630 \dots 650$ °С (аварійний скид пара) сприяють утворенню та розвитку пор повзучості, що більшою мірою утворюються по границях зерен, де розташовані коагулюючі карбіди першої групи [5]. Кількість зародкових пор n (розмір $0,1 \dots 0,3$ мкм) зростає в лінійній залежності від температури перегріву, а також його тривалості. Запишемо:

$$n = \alpha(T)t + n_0,$$

де $\frac{dn}{dt} = \alpha(T)$ – швидкість утворення зародкових пор; n_0 – вихідна кількість пор.

На утворення пор в металі зварних з'єднань помітно впливає зростання кількості пусків-зупинок енергоблоків, що характеризується наявністю змінних напруг і вимагає додаткового вивчення.

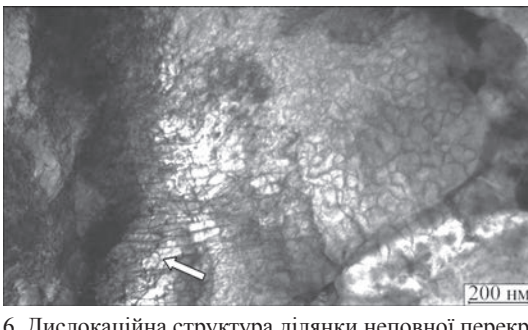


Рис. 6. Дислокаційна структура ділянки неповної перекристалізації металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ. Напрацювання 280000 год. (прикладі сходинки на дислокаціях вказані стрілками)

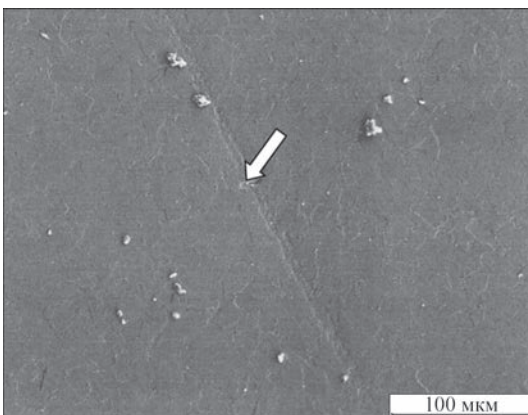


Рис. 7. Утворення зародкових пор повзучості (стрілка) при перегріванні металу ЗТВ зварного з'єднання зі сталі 12Х1МФ (напрацювання 280000 год.)

Встановили, що пори повзучості в основному утворюються на границях зерен, розташованих під кутами $70 \dots 90^\circ$ до осі розтягування, однак при наявності коагулюючих карбідів на їхніх границях пори утворюються і під кутами $20 \dots 60^\circ$, що слід вивчити надалі. Встановили, що утворення зародкових пор в умовах повзучості залежить від ступеня деформації металу зварних з'єднань, а також від його структурного стану (рис. 7). Знаходить підтвердження припущення Р. Хонікомба, що пори виникають внаслідок одночасного прояву процесів: злиття вакансій і ковзання по межах зерен, що вимагає також додаткового уточнення в металі досліджуваних зварних з'єднань, стосовно їх напрацювання понад 270000 год.

Висновки

1. Обґрунтували, що структурні зміни в металі зварних з'єднань, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості, сприяють збільшенню його деформаційної здатності та утворенню пор повзучості.

2. Встановили, що структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів взаємопов'язані з процесами повзучості і дифузії легуючих елементів хрому і молібдену.

3. Виявили особливості утворення вакансій в структурі зварних з'єднань, що забезпечується умовами повзучості та залежать від структурного стану зварних з'єднань.

Список літератури

1. (2005) *Методические указания по оценке живучести оборудования тепловых электростанций (СО153-34.17.456)*. Москва, ЦПТИ ОРГРЭС.
2. (2001) *Экспрессивный метод для оценки остаточного ресурса сварных соединений коллекторов котлов и паропроводов по структурному фактору (РД 153-34.1-17.467)*. Москва, ЦПТИ ОРГРЭС.
3. Глушко А.В., Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2018). Ползучесть сварных соединений паропроводов. *Металлофизика и новейшие технологии*, 40, 5, 683–700.
4. Хромченко Ф.А. (2002). Ресурс сварных соединений паропроводов. Москва, Машиностроение.
5. Дмитрик В.В., Соболев О.В., Погребной М.А., Глушко А.В., Ищенко Г.И. (2015). Структурные изменения металла сварных соединений паропроводов в процессе эксплуатации. *Автоматическая сварка*, 12, 26–30.
6. Судзуки Т., Есинага Х., Текуети С. (1989). Динамика дислокаций и пластичность. Москва, «Мир».
7. 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.
8. Дмитрик В.В., Соболев О.В., Погребной М.А., Сыренко Т.А. (2015). Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов. *Автоматическая сварка*, 7, 12–17.
9. Хоникомб Р. (1972). *Пластическая деформация металлов*. Москва, Мир.
10. Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2012). К механизму диффузии хрому и молибдена в металле сварных соединений паропроводов. *Автоматическая сварка*, 10, 22–26.

References

1. (2005) *Procedural guidelines on evaluation of viability of equipment of thermal power plants* (SO153-34.17.456). Moscow, TsPTI ORGRES [in Russian].
2. (2001) *Express-method for evaluation of residual service life of welded joints of boiler and steam pipeline collectors on structural factor* (RD 153-34.1-17.467). Moscow, TsPTI ORGRES [in Russian].
3. Glushko, A.V., Dmitrik, V.V., Syrenko, T.A. (2018) Creep of welded joints of steam pipelines. *Metallofizika i Novejshie Tekhnologii*, 40(5), 683-700 [in Russian].
4. Khromchenko, F.A. (2002) *Service life of welded joints of steam pipelines*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. Dmitrik, V.V., Sobol, O.V., Pogrebnoj, M.A. et al. (2015) Structural changes in metal of welded joints of steam pipelines in operation. *The Paton Welding J.*, 12, 24-28.
6. Suzuki, T., Yoshinaga, H., Takeuchi, S. (1989) *Dislocation dynamics and plasticity*. Moscow, Mir [in Russian].
7. 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.
8. Dmitrik, V.V., Sobol, O.V., Pogrebnoj, M.A., Syrenko, T.A. (2015) Peculiarities of degradation of metal in welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 7, 10-15.
9. Honeycomb, R. (1972) *Plastic deformation of metals*. Moscow, Mir [in Russian].
10. Dmitrik, V.V., Syrenko, 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 CHANGES IN THE METAL OF WELDED JOINTS OF LONG-TERM OPERATING STEAM PIPELINES

V.V. Dmytryk, A.V. Glushko, S.P. Iglin

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

Increasing the service life of steam pipelines is a very urgent task for heat power engineering. The investigation of peculiarities of changing the metal structure in the areas of heat-affected-zone of welded joints of steam pipelines, which are operated for a long time in the conditions of creep, makes it possible to reduce the level of their damage and, consequently, increase the operating time. In the work the features of dislocations movement, dependence of creep rate on the structural state of welded joints are considered, and features of forming vacancies and creep pores are given. It was established that the formation of embryo pores in the conditions of creep depends on the degree of deformation of metal in welded joints, as well as on its structural state. 10 Ref., 7 Fig.

Keywords: structural changes, welded joints, operation, steam pipelines, dislocation, pores, damage, operating time

Надійшла до редакції 06.05.2019

X МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

«Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах»

Україна, Одеса, готель «Аркадія»
14 – 18 вересня 2020 р.



Національна академія наук України
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Для участі в конференції необхідно заповнити реєстраційну картку і разом з тезами доповіді направити її в Оргкомітет до 19 червня 2020 р. До початку конференції будуть видані тези доповідей.

Збірники праць дев'яти попередніх конференцій «Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах» знаходяться у відкритому доступі на сайті:
<https://patonpublishinghouse.com/ukr/proceedings/mmw>

Контрольні дати

Надання заявок на участь та тез доповідей	до 19.06.2020 р.
Розсилка другого інформаційного повідомлення та підтвердження участі	до 17.07.2020 р.
Оплата реєстраційного внеску	до 15.09.2020 р.

Оргкомітет

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України
вул. Казимира Малевича 11
м. Київ, 03150, Україна
тел. / факс: (38044) 200-82-77, 205-22-26
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/ukr/mmi2020>