

СТРУКТУРНІ ЗМІНИ В МЕТАЛІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

В. В. ДМИТРИК¹, А. В. ГЛУШКО¹, Т. О. СИРЕНКО²

¹Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут».
61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2. E-mail: svarka126@ukr.net

²Харківський машинобудівний коледж. 61068, м. Харків, вул. Плеханівська, 79.

Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів, які тривало експлуатуються в умовах повзучості, обумовлюють необхідність вивчення дислокаційних переміщень, що проходять у їх структурі. У роботі розглянуті особливості переміщення дислокацій, що забезпечують деформацію металу ділянок зони термічного впливу зварних з'єднань, а також залежність деформаційних змін від тривалості їх напруження. Встановлено, що дислокаційні переміщення та деформації зварних з'єднань певною мірою залежать від їх вихідної структури. Бібліогр. 8, рис. 8.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, структурні зміни, дислокація, карбіди, зона термічного впливу, деформація, дифузія, полігонізація

У процесі тривалої експлуатації зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості, у їх металі відбуваються структурні зміни, інтенсивність яких є значно більшою від аналогічних змін в основному металі. Структурні зміни можна розглядати як початкову стадію деградації металу. Такі зміни викликають зменшення сил зчеплення між атомами як у кристалах α -фази, так і на межі розділу фаз (в більшій мірі). Наприклад, на границі розділу зерен α -фази та коагулюючих карбідів $M_{23}C_6$ [1], що призводить до зародження та подальшого розвитку пор повзучості.

Метою роботи є уточнення особливостей фізико-хімічних процесів, що відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості, для зменшення швидкості структурних перетворень. Виявлення таких особливостей надає змогу, шляхом отримання заданої вихідної структури зварних з'єднань, збільшити їх надійність та ресурс.

Інтенсивність фізико-хімічних процесів у металі зварних з'єднань, які забезпечують відповідні структурні зміни, є більш високою, ніж в основному металі паропроводів, що обумовлено їх більшою вихідною структурною неоднорідністю. У процесі тривалої експлуатації (більше 250 тис. год) структурна неоднорідність помітно збільшується, що приводить до зниження експлуатаційних характеристик зварних з'єднань.

У процесі тривалої експлуатації паропроводів, із теплостійких перлітних сталей (12X1MФ і 15X1M1Ф) в умовах повзучості (температура 545...585 °С, тиск 20...25 МПа), в зернах α -фази проявляється ефект полігонізації. Для виявлення полігональної структури, за уточненою методикою [2], шліфи були піддані електролітичному

поліруванню в розчині 150 мл перхлорної кислоти, 600 мл етилового спирту та 100 мл гліцерину при напрузі 45 В, а потім дворазовому травленню: спочатку в 2%-му розчині азотної кислоти з промивкою в спирті, а потім у 2%-му розчині пікринової кислоти. Для дослідження дислокаційної структури використовували методи електронної мікроскопії тонких фольг.

На початковій стадії утворення полігональної структури різке зниження механічних властивостей не відбувається, що можна пояснити ефектом зменшення границями субзерен довжини ліній ковзання. Наявність дифузійного переміщення хрому та молібдену з центральних зон зерен α -фази в їх приграничні зони сприяє появі нових вакансій та порогів на дислокаціях, що приводить до збільшення інтенсивності полігонізації. Найбільша ступінь полігонізації в структурі зварних з'єднань характерна для ділянки неповної перекристалізації зони термічного впливу (ЗТВ), рис. 1. Допускали, що ефект утворення полігональної структури як рівень розвитку субструктури зерен α -фази, є функцією напруження та температури. Під час роботи паропроводів у режимі

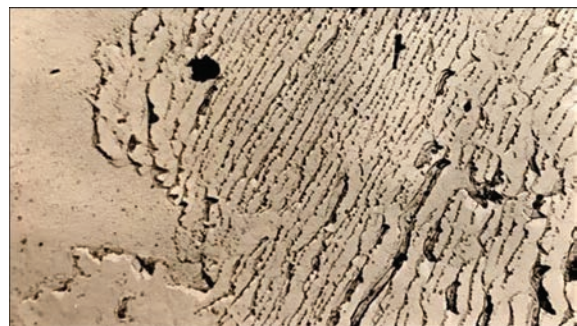


Рис. 1. Полігональна структура ($\times 12000$) металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ. Зварне з'єднання сталі 12X1MФ, $\varepsilon = 8\%$

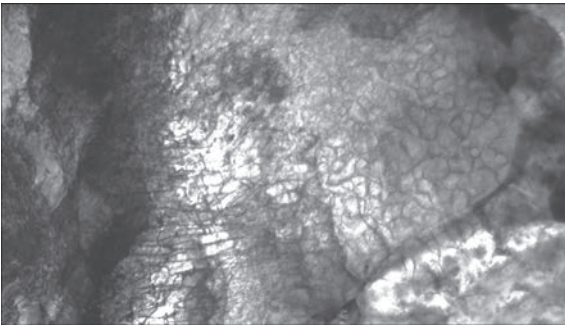


Рис. 2. Субструктура ($\times 50000$) повзучості ділянки неповної перекристалізації металу ЗТВ зварних з'єднань сталі 15Х1М1Ф, $\epsilon = 5\%$ (напрацювання 280 тис. год)

пусків-зупинок, перегрівів (аварійне скидання пару), що характерно для умов повзучості та втоми, враховували як складову функції, швидкість деформування їх металу.

При довготривалому напрацюванні в метали паропроводів зароджуються та розмножуються дислокації, що зв'язано з їх рухом. Наявність дефектів, виділень других фаз, а також дифузійні процеси представляють зародження дислокацій як гетерогенний процес.

Під дією напруження та температури переміщення дислокацій по площині ковзання, а також висхідне переміщення дислокацій мають переривчастий характер, що обумовлено їх певним гальмуванням. На першій стадії повзучості дислокації переміщуються з малою швидкістю і утворення субзерен є малопомітним. На другій стадії повзучості швидкість руху дислокацій збільшується, утворюється субструктура з добре розвиненою сіткою дислокацій, що помітно у більшому прояві (рис. 2). У деформованих ($\epsilon = 2...3\%$) полігональних зернах α -фази границі субзерен викликають зменшення довжини лінії ковзання (рис. 3).

Інтенсивність утворення полігональної структури на ділянках ЗТВ зварних з'єднань помітно відрізняється. Найбільшою є інтенсивність на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, а найменшою — в основному металі та в металі шва. При напрацюванні зварних з'єднань більше 270 тис. год відмічається поява в тілі зерен α -фази субзерен, проте самі зерна не збільшуються в розмірах, а нові зерна не

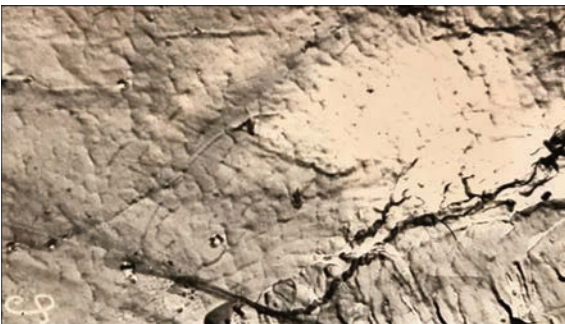


Рис. 3. Полігональна структура ($\times 12000$) деформованого зерна α -фази. Ділянка перегріву ЗТВ. Зварне з'єднання сталі 15Х1М1Ф, $\epsilon = 3\%$

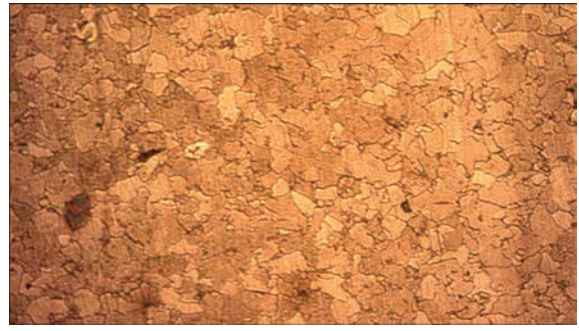


Рис. 4. Начальна стадія первинної рекристалізації. Структура ($\times 200$) металу шва на сталі 10ХМФ (напрацювання зварних з'єднань 276 тис. год)

утворюються. Точніше їх збільшення знаходиться на початковій стадії, що підтверджується локальною ліквідацією границь зерен (рис. 4). Дислокації, які знаходяться на границях зерен, загальмовані виділеннями других фаз, вивільняються від таких виділень, а потім заміщуються іншими дислокаціями, які переміщуються аналогічно попереднім (рис. 5). Спостерігається відхід границь зерен від коагулюючих виділень других фаз, що вперше відмічено Т. Г. Березіною [3]. Початковий процес рекристалізації відбувається в структурі зварних з'єднань при їх напрацюванні більш ніж 250 тис. год. Локально зникають ділянки границь зерен там, де є збільшений рівень їх вільної енергії, у тому числі в місцях контакту з коагулюючими виділеннями $M_{23}C_6$ [4].

Виявили, що розміри субзерен, в об'ємі зерен, характерні індивідуально для кожної ділянки ЗТВ, а також для металу шва та основного металу. Їх розміри, при порівнянні відповідних структур ділянок, мають значні відміни. Найбільший розмір субзерен відмічається в структурі ділянки неповної перекристалізації та перегріву. Кількість субграниць в більшій мірі зростає на першій не-встановленій стадії повзучості та в меншій — на встановленій. Проте, на встановленій стадії повзучості товщина ліній субграниць збільшується, в найбільшій мірі на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ.

Маневрений режим експлуатації (пуски-зупинки) сприяє появі в металі паропроводів та їх

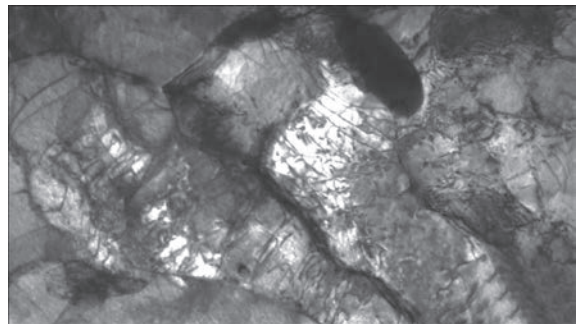


Рис. 5. Взаємодія дислокацій з виділеннями других фаз. Структура ($\times 50000$) ділянки перегріву сталі 15Х1М1Ф, $\epsilon = 3\%$ (напрацювання 280 тис. год)

зварних з'єднань особливостей втоми. Збільшення кількості вакансій також сприяє прискореному сходженню дислокацій та утворенню субзеренної структури. Травлення границь зерен (напрацювання паропроводів більш ніж 270 тис. год) стає більш чітким, а травлення безпосередньо зерен зменшується. Лінійні дислокації вибудовуються по границям блоків у вигляді вертикальних стінок з малими кутами нахилу (див. рис. 1). Значна частина дислокацій анігілює [5].

У процесі тривалої експлуатації паропроводів в умовах повзучості (більше 270 тис. год) масова деформація паропроводів складає приблизно 0,5...0,7 %, а деформація ділянок ЗТВ — 0,7...8 % [1, 6]. Механізм пластичної деформації металу зварних з'єднань доцільно розглядати шляхом використання теорії дислокацій [7, 8].

Дислокація при проходженні під дією дотичних напружень через кристал α -фази виконує роботу τ . Ефективна сила, яка забезпечує рух дислокацій, складає $F = \tau \bar{b}$, де \bar{b} — вектор Бюргерса. Прикладена напруга σ , паралельна до \bar{b} , під дією сили F_{π} обумовлює переповзання дислокацій, $F_{\pi} = \sigma \bar{b}$. Переповзання дислокацій проходить шляхом виділення або приєднання до півплощини атомів хрому та молібдену, а також шляхом утворення вакансій. Приймаючи в кристалі α -фази, як рівноважну, вихідну концентрацію атомів хрому та молібдену C_0 , аналогічно концентрації вакансій, а їх дійсну концентрацію C_1 (після певного напрацювання), запишемо зміну вільної енергії $kT \ln(C_1 / C_0)$, де k — постійна Больцмана, T — абсолютна температура. Переповзання дислокацій під дією сили F_{π} відбувається при наявності градієнта концентрацій хрому та молібдену

$$F_{\pi} = \frac{kT}{b^2} \ln \frac{C_1}{C_0}.$$

Шляхом використання поверхневого мікроскопичного аналізу встановили, що після напрацювання зварних з'єднань більше ніж 276 тис. год концентрація хрому (сегрегація) в приграничних зонах зерен α -фази може складати 3,0...4,0 %, а в центральних 0,2...0,4 % [1]. Виявили, що сегрегація молібдену починає помітно зростати після напрацювання зварних з'єднань більше 260 тис. год, що приводить до збільшення пороутворення. Відмітимо, що рівень сегрегації в зразках, випробуваних на повзучість або тривалу міцність та вирізаних з дійсних паропроводів, стосовно однакового їх напрацювання, помітно відрізняється.

У кристалах α -фази переміщення дислокацій реалізується за двома пов'язаними механізмами: переповзання та ковзання. При переповзанні дислокацій приєднання та відділення атомів (переважно хрому та молібдену), а також переміщення вакансій відбувається на сходинах півплощини.

Одночасно на півплощині утворюються пороги, які володіють здатністю переміщуватися без зміни їх форми. Рух дислокацій, які проходять потенціальні перешкоди, контролюється силами Пайєрлса. Встановлену концентрацію дислокацій в металі зварних з'єднань розглядали як густину дислокацій, тобто, як загальну довжину всіх дислокацій в одиницю об'єму. Виявили, що густина дислокацій на ділянках ЗТВ, а також в металі шва та в основному металі помітно відрізняється (див. рис. 2, 3, 6). Наприклад, середня густина дислокацій на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ складала приблизно 10^9 см^{-2} , а в металі шва близько 10^8 см^{-2} . При формуванні густини важливу роль відіграє швидкість переповзання дислокацій, що залежить від об'ємної дифузії (самодифузія хрому та молібдену), а також від анігіляції дислокацій. Локальне усунення границь зерен (див. рис. 4) в значній мірі залежить від зернограничної дифузії, інтенсивність якої в умовах повзучості значно вища, ніж об'ємної [1].

При вивченні пластичної деформації металу зварних з'єднань враховували: особливості структурного стану ділянок ЗТВ, металу шва та основного металу; кількість рухливих дислокацій у кристалі α -фази; середню швидкість руху дислокацій; залежність зміни густини дислокацій та швидкості їх руху від напруження, часу, температури та дифузійного переміщення легуючих елементів.

Рівень пластичної деформації (γ) у кристалі α -фази визначали як деформацію зсуву $\gamma = bN\bar{x}$, де b — зміщення, викликане рухом дислокацій через весь об'єм кристалу, N — густина дислокацій, які проходять через одиничний поперечний переріз кристалу, \bar{x} — середнє переміщення дислокацій.

В умовах повзучості швидкість деформації металу ділянок ЗТВ, а також металу шва та основного металу, яка залежить від тривалої експлуатації зварних з'єднань, значно відрізняється (рис. 7). Швидкість деформації залежить також від їх структурного стану (рис. 8). Визначення швидкості деформації слід здійснювати для розробки способів її зменшення:

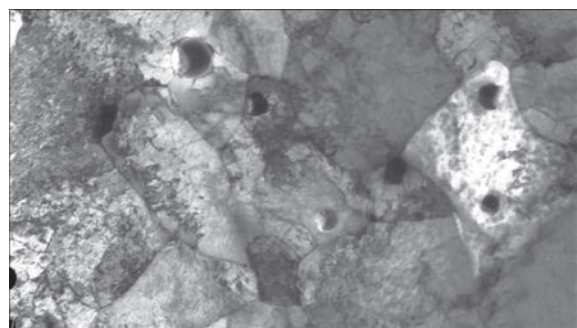


Рис. 6. Дислокаційна структура ($\times 20000$) металу шва. Сітка помітна на окремих фрагментах субзерен α -фази (на сталі 10ХМФ), $\varepsilon = 0,7\%$

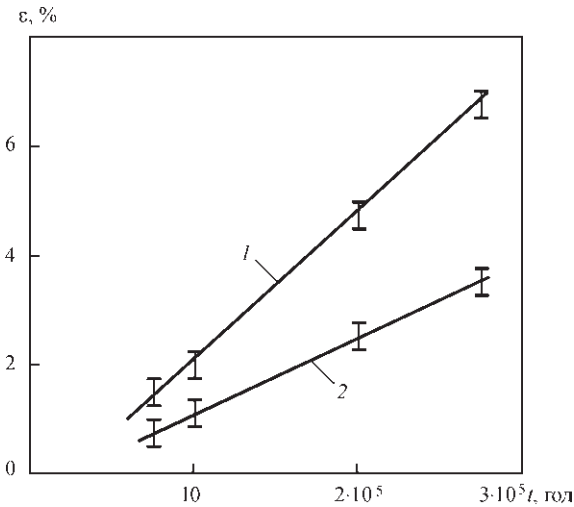


Рис. 7. Залежність деформації ϵ від терміну експлуатації зварних з'єднань сталі 12X1MΦ: 1 — метал ділянки неповної перекристалізації ЗТВ; 2 — ділянки перегріву

$$\frac{\partial \gamma}{\partial t} = bNV,$$

де V — швидкість деформації.

Доцільно, щоб зварювальний нагрів та наступний відпуск забезпечили утворення такої дислокаційної будови, яка забезпечує більш високі фізичні та механічні властивості зварних з'єднань. Такі властивості можна отримати шляхом формування вихідної структури, зміст якої — 75...90 % бейніту, ферит — залишкове, з рівномірним розподілом виділень других фаз по тілу зерен α -фази, а також по їх границям. Недопустимо мати в металі шва локально згруповані та збільшені за розмірами феритні зерна. На ділянці сплавлення ЗТВ зварювальний нагрів повинен забезпечити плавний перехід між структурами металу шва та основного металу, а також відсутність збільшених феритних зерен. На ділянці перегріву бал аустенітного зерна не повинен бути менше 5-го (ГОСТ 5639–82). На ділянці неповної перекристалізації нові продукти розпаду аустеніту у вигляді ланцюжків глобуляризованого перліту не допускаються. Наведені складові вихідної структури сприяють збільшенню інтенсивності фізико-хімічних процесів і відповідно структурним перетворенням, і тому їх слід вважати браковочними.

Для уточнення залишкового ресурсу зварних з'єднань доцільно комплексно вивчити основні закономірності впливу дислокаційної структури на їх експлуатаційні характеристики. Доцільно виявити, як діють на дислокаційну будову наступні фактори: зміцнення шляхом легування α -фази; дисперсійне зміцнення; пружна взаємодія дислокацій з точечними дефектами та хмарами Котрелла; хімічна взаємодія дислокацій з розчинними атомами та хмарами Сузукі; зміцнення в резуль-

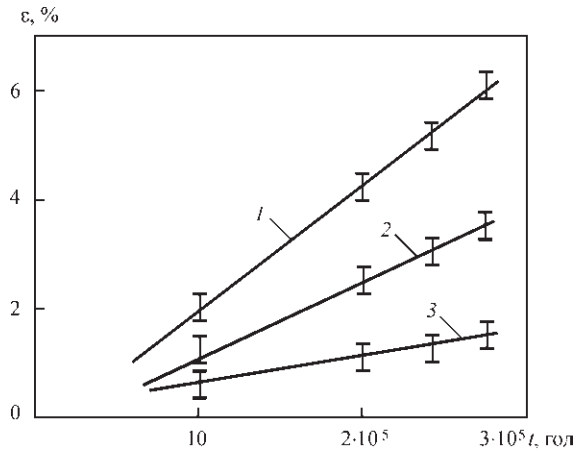


Рис. 8. Залежність деформації металу ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань сталі 15X1M1Φ від терміну експлуатації: 1 — глобуляризований перліт; 2 — сорбіт; 3 — тростіт

таті упорядкування елементів впровадження в полі напружень.

Висновки

1. Виявили, що збільшення стабільності структури зварних з'єднань паропроводів, які тривало експлуатуються в умовах повзучості, можна забезпечити шляхом зміцнюючого впливу дислокацій та виділеннями других фаз.

2. Встановили, що отримання вихідної структури зварних з'єднань з покращеними якісними характеристиками забезпечує суттєве зниження інтенсивності дислокаційних переміщень в кристалах α -фази.

3. Встановили, що деформація металу на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ в структурі зварних з'єднань є найбільшою та залежить від виду нових продуктів розпаду аустеніту.

Список літератури

1. Дмитрик В. В., Соболев О. В., Погребной М. А., Сыренко Т. А. (2015) Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов. *Автоматическая сварка*, 7, 12–17.
2. Иванова В. С., Гордиенко Л. К., Геминев В. Н. и др. (1965) *Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов*. Москва, Наука.
3. Березина Т. Г., Шкляров М. И., Штром Ю. Ю. (1992) Оценка ресурса деталей энергооборудования, работающих в условиях ползучести с учетом структурного фактора. *Теплоэнергетика*, 2, 2–5.
4. Дмитрик В. В., Царюк А. К., Коник А. И. (2008) Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений паропроводов в условиях ползучести. *Автоматическая сварка*, 3, 39–43.
5. Glushko A. (2016) Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, (6), 1(84), 14–20.
6. Хромченко Ф. А. (2002) *Ресурс сварных соединений паропроводов*. Москва, Машиностроение.
7. Миркин Л. И. (1968) *Физические основы прочности и пластичности*. Москва, Изд-во Московского университета.

8. Судзуки Т., Есианага Х., Текеути С. (1989) *Динамика дислокаций и пластичность*. Москва, Мир.

References

1. Dmitrik, V.V., Sobol, O.V., Pogrebnoj, M.A. et al. (2015) Peculiarities of degradation of metal in welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 7, 10–15.
2. Ivanova, V.S., Gordienko, L.K., Geminov, V.N. et al. (1965) *Role of dislocations in strengthening and fracture of metals*. Moscow, Nauka.
3. Berezina, T.G., Shklyarov, M.I., Shtrom, Yu.Yu. (1992) Assessment of service life of electric equipment parts, operating under creep conditions considering structure factor. *Teploenergetika*, 2, 2–5.
4. Dmitrik, V.V., Tsaryuk, A.K., Konik, A.I. (2008) Carbide phases and damageability of welded joints of steam pipelines under creep conditions. *The Paton Welding J.*, 3, 28–32.
5. Glushko, A. (2016) Researching of welded steam pipe joints operated for a long time. *Eastern-Europ. J. of Enterprise Technologies*, (6), 1(84), 14–20.
6. Khromchenko, F.A. (2002) *Resource of welded joints of pipelines*. Moscow, Mashinostroenie.
7. Mirkin, L. I. (1968) *Physical principles of strength and plasticity*. Moscow, MGU.
8. Sudzuki, T., Esinaga, H., Tekeuti, S. (1989) *Dynamics of dislocations and plasticity*. Moscow, Mir.

В. В. Дмитрик¹, А. В. Глушко¹, Т. А. Сиренко²

¹Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт». 61002, г. Харьков, ул. Кирпичева, 2. E-mail: svarka126@ukr.net

²Харьковский машиностроительный колледж. 61068, г. Харьков, ул. Плехановская, 79.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Структурные изменения в металле сварных соединений паропроводов, длительно эксплуатируемых в условиях по-

лзучести, обуславливают необходимость изучения дислокационных перемещений, проходящих в их структуре. В работе рассмотрены особенности перемещения дислокаций, обеспечивающих деформацию металла участков зоны термического влияния сварных соединений, а также зависимость деформационных изменений от длительности их наработки. Установлено, что дислокационные перемещения и деформации сварных соединений в определенной степени зависят от их исходной структуры. Библиогр. 8, рис. 8.

Ключевые слова: сварные соединения паропроводов, структурные изменения, дислокация, карбиды, зона термического влияния, деформация, диффузия, полигонизация

V. V. Dmytryk¹, A. V. Glushko¹, T. O. Syrenko²

¹National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute». 2 Kirpichova str., 61002, Kharkiv, Ukraine. E-mail: svarka126@ukr.net

²Kharkiv Machine-Building College. 79 Plekhanivska str., 61068, Kharkiv, Ukraine

STRUCTURAL CHANGES IN METAL OF WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES AFTER LONG TERM SERVICE

The structural changes in the metal of welded joints of steam pipelines, which have long been operated under the conditions of creeping, make it necessary to study the dislocation displacements occurring in their structure. The work considers the peculiarities of dislocation displacements causing deformation of metal in the areas of heat-affected-zone of welded joints, as well as dependence of deformation changes on duration of their service. It was found that dislocation displacements and deformations of welded joints depend to a certain extent on their original structure. 8 Ref., 8 Figures.

Key words: welded joints of steam pipelines, structural changes, dislocation, carbides, heat-affected-zone, deformation, diffusion, polygonization

Поступила в редакцию 07.04.2017

Международная конференция «Титан 2018: производство, обработка, применение»

11–13 июня 2018 г.

ИЭС им. Е. О. Патона, Киев

Тематика конференции

- ◆ Прогрессивные технологии и оборудование получения титана и слитков сплавов на его основе
- ◆ Деформационная обработка титана
- ◆ Новые сплавы на основе титана и его интерметаллидных соединений
- ◆ Особенности структуры и термической обработки титановых сплавов
- ◆ Аддитивные и порошковые технологии в производстве изделий из титановых сплавов
- ◆ Прогрессивные технологии сварки и пайки изделий и конструкций из титановых сплавов
- ◆ Применение изделий и конструкций из титановых сплавов в авиа- и двигателестроении и других отраслях промышленности

Тел./факс: 044 200-82-77; www.patonpublishinghouse.com