

PACS numbers: 81.20.Vj, 81.40.Lm, 83.10.Tv, 83.50.Lh, 83.85.Tz

Повертання в металі зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучости

В. В. Дмитрик, А. В. Глушко

*Національний технічний університет
«Харківський політехнічний інститут»,
вул. Кирпичова, 2,
61002 Харків, Україна*

У процесі тривалої експлуатації паропроводів із теплостійких криць в умовах плазучости в їхньому металі відбуваються фізико-хімічні процеси, що забезпечують перетворення вихідної структури паропроводів у ферито-карбідну суміш. Такі процеси характеризуються наявністю повертання та рекристалізації. Відмінність їх від класичного повертання та рекристалізації полягає в тому, що повертання та рекристалізація у металі паропроводів проходять не як ефект зняття наклепу під час відпалу шляхом виділення накопиченої під час деформації енергії, а як перехід левованої системи у стан, що характеризується більш низьким енергетичним рівнем. Знімається фазовий наклеп. Повертання у металі зварних з'єднань відбувається більш інтенсивно, ніж в основному металі самих паропроводів, що забезпечується у зварних з'єднаннях наявністю значних структурної, хімічної та механічної неоднорідностей.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, повертання, рекристалізація, структурна неоднорідність, дислокації, зона термічного впливу.

In the process of long-term operation of steam pipes of heat-resistant steels under creep conditions, physical and chemical processes take place in their metal, which ensure the transformation of the initial structure of steam pipe-

Corresponding author: Alyona Valeriyivna Glushko
E-mail: alyonaglushko@gmail.com

*National Technical University 'Kharkiv Polytechnic Institute',
2 Kyrpychov Str., UA-61002 Kharkiv, Ukraine*

Citation: V. V. Dmytryk and A. V. Glushko, Recovery in the Metal of Welded Joints of Steam Pipelines, Which Are Operated for a Long Time under Creep Conditions, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 3: 369–385 (2023) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.45.03.0369](https://doi.org/10.15407/mfint.45.03.0369)

lines into a ferritic–carbide mixture. Such processes are characterized by the presence of recovery and recrystallization. Their distinction from the classical recovery and recrystallization is that the recovery and recrystallization of steam pipelines in metal are not as an effect of peeling off during annealing by separating the energy stored during deformation, but as a transition of the alloyed system to a state characterized by lower-energy levels. Phase slander is removed. The recovery of welded joints in the metal occurs more intensively than in the base metal of the steam pipelines themselves that is ensured by the presence of significant structural, chemical and mechanical heterogeneities.

Key words: welded joints of steam lines, recovery, recrystallization, structural heterogeneity, dislocations, heat-affected zone.

(Отримано 7 листопада 2018 р.; остаточн. варіант — 17 лютого 2023 р.)

1. ВСТУП

Проблема продовження надійної експлуатації елементів енергетичного обладнання АЕС і ТЕС, яке вже відпрацювало свій парковий ресурс і досягло стадії фізичного зносу, є на сьогоднішній день однією з найважливіших для енергетики України. Пошкоджуваність зварних з'єднань паропроводів, що мають певну структурну, хемічну і механічну неоднорідність, істотно лімітує їх ресурс. Для оцінки залишкового ресурсу зварних з'єднань, які тривалий час (понад 270000 годин) експлуатуються в умовах плазучости, представляється доцільним досліджувати фізико-хемічні процеси, що забезпечують структурні зміни і, відповідно, призводять до пониження експлуатаційних характеристик зварних з'єднань.

Вихідна структура зварних з'єднань з більшою інтенсивністю, ніж структура основного металу паропроводів (який не піддається зварювальному нагріванню), перетворюється в механічну суміш, структурні складові якої набувають, при їх збільшенні, форму близьку до округлої (рис. 1). Відбувається деградація структури зварних з'єднань [1–5]. Наприклад (рисунок 2), зміна в процесі напруження понад 280000 годин структурного стану металу ділянки стоплення зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань характеризується зменшенням на 15–20% його мікротвердості. Метал ділянки стоплення в процесі виготовлення зварного з'єднання нагрівається в області температур T_S-T_L , його ширина становить 0,1–0,15 мм. Тут після зварювання може формуватися перліт або структурно-вільний ферит, в якому виділення других фаз переважно зосереджені по його межах. Наведені структури, згідно нормативної документації, відносять до бракованих. Ферит, в залежності від термічних умов зварювання, може формуватися у вигляді окремих зерен, або згрупованих зерен, і навіть у вигляді ланцюжків зерен,

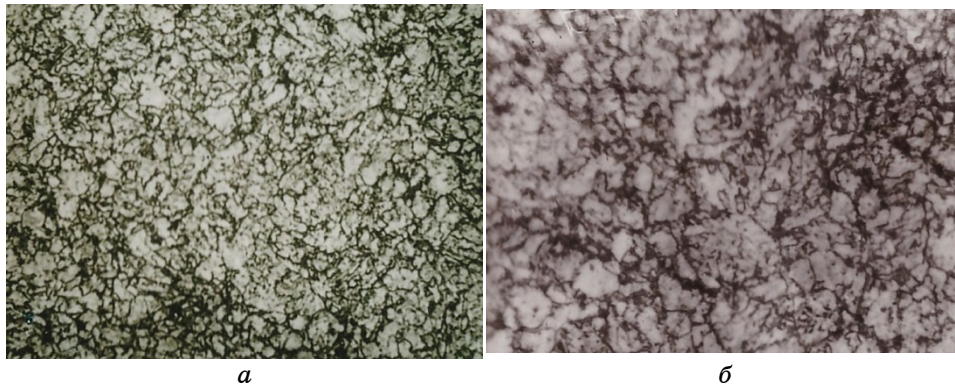


Рис. 1. Структура ділянки перегріву ЗТВ зварного з'єднання зі криці 15X1M1Φ: вихідна структура (а), структура після 276000 годин напрацювання (б), $\times 260$.

Fig. 1. The structure of the overheating area of the HAZ of the welded joint of steel 15X1M1Φ: the initial structure (a), structure after 276000 hours of operation (b), $\times 260$.

які розташовані симетрично металі зварного шва.

У процесі тривалого напрацювання на ділянці стоплення з більшою інтенсивністю, ніж на інших ділянках ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі, утворюються пори плазучості (рис. 2, б).

Сукупність процесів, що проходять в металі зварних з'єднань паропроводів і в металі самих паропроводів можна представити, як процес повертання, що вперше вивчається стосовно металі паропроводів, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучості. При повертанні, з певною послідовністю, проходять фізико-хімічні процеси [1–5]: самодифузія Хрому, Молібдену, Ванадію та Силіцію з центральної зони кристалів в їхні примежові зони та утворення сегрегацій; коагуляція карбідів $M_{23}C_6$ і M_7C_3 , розташованих по межах зерен, яка надає карбідам видовжену форму; утворення нових карбідів Mo_2C і VC ; деформація металі ділянок ЗТВ, що значно перевищує деформацію основного металі паропроводів; утворення мікропор плазучості і мікротріщин втоми.

Метою роботи є дослідження зв'язку структурно-фазових перетворень з дислокаційними процесами в металі зварних з'єднань паропроводів із теплостійких криць, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучості.

В процесі повертання в кристалах α -фази проходять тонкі структурні зміни, виявлення особливостей яких надається доцільним для встановлення рівня деградації структури зварних з'єднань. Подальший процес рекристалізації представляє усунення меж зерен і їх укрупнення шляхом злиття зерен, а також поступову заміну на-

явних зерен на нові, вільні від напружень зерна. Процес рекристалізації, на наш погляд, заслуговує на окремий розгляд, що пов'язано із залученням теорії меж зерен. Повертання реалізується, як ефект пониження рівня пружної енергії деформації легіваних кристалів α -фази, що досягається шляхом зменшення густини дислокацій та утворення точкових дефектів. Підтвердженням є помітне пониження механічних властивостей зварних з'єднань, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучості. Показники міцності металу ділянок ЗТВ зварних з'єднань, в т.ч., твердість, зменшуються приблизно на 10–20%, а ударна в'язкість — на 15–20% [1–4]. До їх пониження призводять структурні зміни, які забезпечуються переміщенням, перерозподілом і анігіляцією дислокацій, а також утворенням точкових дефектів. Дослідження структурних змін проводили методами електронної та світлової мікроскопії.

Структурний стан металу експлуатованих зварних з'єднань (криця 12X1MФ, 15X1M1Ф) характеризується певним ступенем нестабільності і наявністю термодинамічно-нерівноважної дислокаційної структури. В умовах плазучості відбувається переміщення дислокацій шляхом ковзання і переповзання, а також, їх об'єднання [1, 2, 6–9]. Стабільний стан вихідної структури зварних з'єднань зберігається за їх експлуатації приблизно до 500°C і тиску

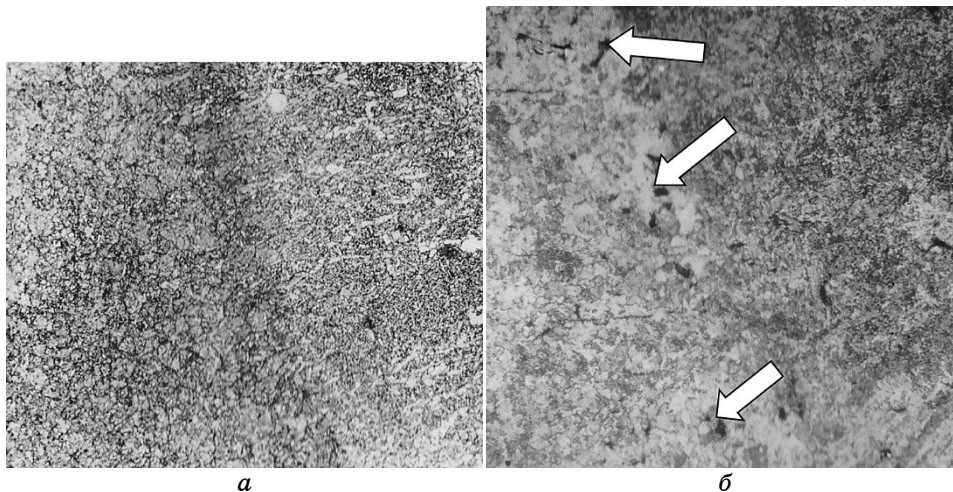


Рис. 2. Структура ділянки стоплення ЗТВ зварного з'єднання зі криці 15X1M1Ф: вихідна структура (а), структура після 280000 годин напрацювання (б). Пори вказані стрілками, $\times 100$.

Fig. 2. The structure of the fusion section of the HAZ of the welded joint of steel 15X1M1Ф: the initial structure (a), structure after 280000 hours of operation (b). Pores are indicated by arrows, $\times 100$.

до 10 МПа. При зазначених параметрах дислокації знаходяться в стані рівноваги, їх густина становить близько $8,5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ (основний метал). При температурі експлуатації зварних з'єднань паропроводів 545–585°C і тиску 25 МПа (напрацювання понад 250000 годин) відзначається помітне порушення стабільності структури зварних з'єднань. Термічно активовані процеси надають рух окремим сидячим дислокаціям і забезпечують утворення нових. Дислокації приводяться в рух і частково об'єднуються. Можливі зміни площин руху дислокацій на енергетично більш вигідні, їх анігіляція, локальне скупчення, перерізування дислокаціями виділень других фаз і вихід дислокацій за межі кристалів α -фази. У сукупності наведені процеси можна розглядати, як складові термічного повертання, яке призводить до зменшення густини дислокацій і утворення сіток з дислокацій. Наприклад (рис. 3), на ділянці нормалізації ЗТВ (деформація близько 2%) утворюються сітки дислокацій з Бюргерсовим вектором $(1/2)[111]$ і $[110]$. При повертанні відбувається формування субзеренних меж (ефект полігонізації) (рис. 4). Більшою мірою прояв повертання стосується ділянок неповної перекристалізації, стоплення і перегріву ЗТВ зварних з'єднань.

2. МЕТОДИ ТА МАТЕРІЯЛИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Встановили, що швидкість структурних перетворень металу ділянок ЗТВ, а також металу шва і основного металу зварних з'єднань, які тривалий час експлуатуються в умовах плазучости, значною

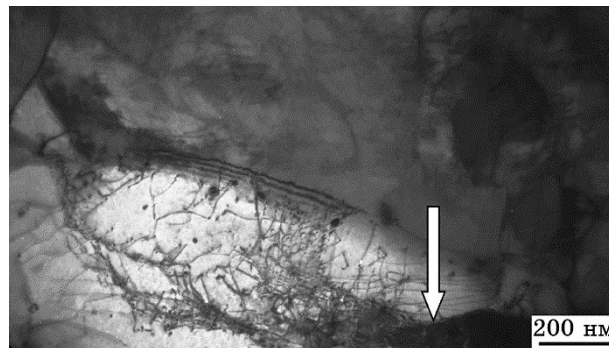


Рис. 3. Дислокаційна структура і полоси скиду (стрілка) в металі ділянки нормалізації ЗТВ зварного з'єднання зі криці 15X1M1Φ. Напрацювання 280000 годин.

Fig. 3. Dislocation structure and discharge bands (arrow) in the metal of the HAZ normalization section of the welded joint made of 15X1M1Φ steel. Operating time is 280000 hours.

мірою залежить від їх вихідного структурного стану [1–4].

Деформація ділянок перегріву, стоплення і неповної перекристалізації ЗТВ (напрацювання зварних з'єднань 270000–320000 годин) відповідає середній і заключній стадії сталої плазучости, а деформація металу шва і основного металу — її початку. В металі зварних з'єднань паропроводів гострої пари (криця 12Х1МФ, напрацювання понад 190000 годин), за наявності певних напрямків ковзання, виявлення пріоритетних площин ковзання дислокацій є ускладненим. Повні дислокації (рис. 3, стрілка), розщеплюються на дві або на кілька дислокацій Шоклі, які поділяються площинами дефектів упаковки (011) та (123) з відносно низькою енергією, тобто на часткові дислокації. Такі дислокації в ОЦК-кристалі слід розглядати, як межу порушення найбільш упакованих площин $\{110\}$ в напрямку $\langle \bar{1}11 \rangle$ (рис. 3–6).

Зазначимо, що площини $\{110\}$ мають незначну відмінність за упаковкою від площин $\{112\}$ і $\{123\}$, проте ковзання за такими площинами відбувається у значно меншому ступені, що вимагає додаткового вивчення. За наявності самодифузії атомів Хрому, Молібдену і Ванадію з кристалів α -фази і, відповідно, зменшення міцності кристалів, часткові дислокації переважно зумовлюють пластичну деформацію кристалів. Інші часткові дислокації стають напівзакріпленими, і їх внесок в гальмування пластичної деформації є

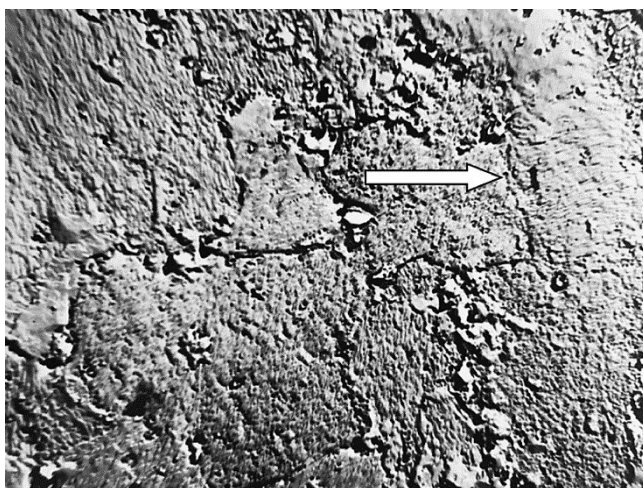


Рис. 4. Субзеренна структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання. Смуга ковзання наведена стрілкою. Криця 15Х1М1Ф. Напрацювання 186000 годин, $\times 6000$.

Fig. 4. Subgrain structure of the area of incomplete recrystallization of HAZ welded joint. The sliding strip is indicated by the arrow. Steel 15X1M1Ф. Operating time 186000 hours, $\times 6000$.

меншим. Таким чином нові дислокації з векторами $(1/2)[111]$ і $(1/2)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ діляться на дві часткові дислокації Шоклі. Дислокації, що утворилися відповідно переміщуються за площинами (011) , $(12\bar{3})$ і $(11\bar{2})$.

Залежно від деформації кристалів α -фази відбувається утворення субзерен (рис. 4). Зміцнювальний ефект в кристалах зменшується, чому сприяє відповідна анігіляція дислокацій, що підтверджується помітним зниженням мікротвердості.

В процесі деформації кристалів α -фази відбувається перерозподіл дислокацій і збільшення локальної густини дислокацій одного знаку, що приводить до полігонізації (рис. 6). В умовах плазучости крайові дислокації спочатку переміщуються ковзанням за загальним напрямком $\langle 111 \rangle$, а потім їх переміщення доповнюється переповзанням. Переповзання приводить до утворення стінок, які складаються з накопичених під кутом до площини ковзання дислокацій. Дислокаційні реакції, що приводять до зменшення густини дислокацій (приблизно на 20–25%) забезпечують формування характерної для повертання дислокаційної (полігональної) структури з наявністю сіток субзеренних меж, кути дезорієнтації яких менше $5\text{--}8^\circ$ (рис. 6). Фогель досліджував полігонізацію шляхом використання методу ямок щавлення [8]. Вважаємо, що використання методів електронної мікроскопії стосовно утворення субзерен і полігонізації є більш інформативним.

Виявили, що полігональні межі складаються переважно із накопичених крайових дислокацій (рис. 3, 6). Наявність других фаз, в більшій мірі, ніж енергія дефектів пакування, знижує швидкість

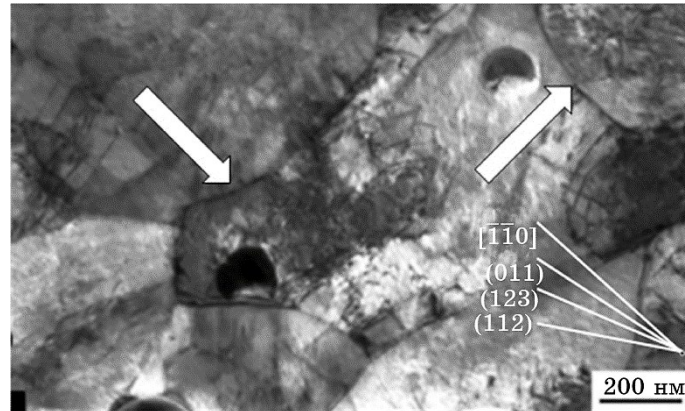


Рис. 5. Структура металу шва. Полоси скиду відмічені стрілками. Стоп 10ХМФ. Напрацювання 270000 годин.

Fig. 5. Structure of the weld metal. Drop bands are marked with arrows. Alloy 10ХМФ. Operating time 270000 hours.

ковзання і переповзання дислокацій. Переповзання також гальмується дифузійним переміщенням Хрому, Молібдену і Ванадію (явище самодифузії). Має місце злиття двох субмеж (рис. 6), які утворюють вузли, що надається, як переміщення однієї межі, з сумарним для двох меж орієнтуванням. Злиття субмеж приводить до зменшення їх рушійної сили, що можна розглядати, як завершальну стадію повертання і перехід до рекристалізації.

Різна стадійність проходження повертання на ділянках ЗТВ, а також в металі шва і в основному металі обумовлена тим, що відрізняється певним рівнем відмінності структурної неоднорідності, яка характеризується наявністю смуг скидання і смуг вторинного ковзання (рис. 3, 5). Наявність смуг скидання, що відповідає локальній деформації кристалів α -фази, яка залежить від переміщення дислокацій по одній або по декількох площинах ковзання і приводить до утворення субзерен (рис. 4). Процес повертання починає проявлятися після напрацювання зварних з'єднань понад 250000 годин. Відбувається переміщення і утворення точкових дефектів, їх концентрація локально збільшується. Перерозподіл дислокацій

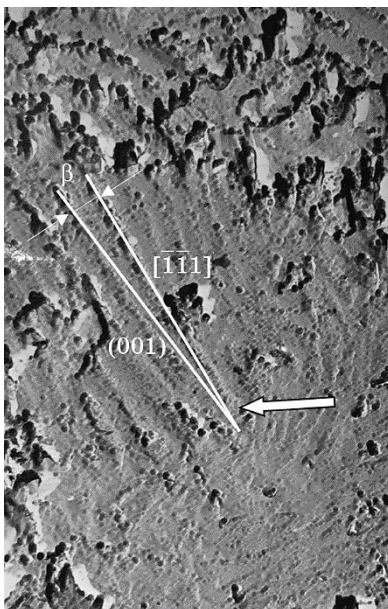


Рис. 6. Фрагмент полігональної структури зерна фериту. Криця 15X1M1Ф. Напрацювання 280000 годин. Вугільна репліка. Злиття двох субмеж відзначено стрілкою, $\times 11000$.

Fig. 6. Fragment of the polygonal structure of the ferrite grain. Operating time 280000 hours. Coal replica. The merging of the two sub-borders is marked with an arrow, $\times 11000$.

приводить до розмежування субзерен межами (рис. 4). Початок процесу полігонізації, що відбувається на завершальній стадії повертання, характеризується більш інтенсивним переміщенням дислокацій за механізмом ковзання і за механізмом переповзання (рис. 6). Анігіляція дислокацій (рис. 7) на початковій стадії рекристалізації відбувається з більшою інтенсивністю, усуваються окремі фрагменти меж зерен α -фази, а також утворюються стінки з дислокацій, що відповідає більш низькому енергетичному рівню.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Встановили, що деформація ділянок ЗТВ: перегріву, стоплення та неповної перекристалізації (напрацювання зварних з'єднань 270000–300000 годин) відповідає положенню завершення сталої плазучости кривої напруга–деформація, а деформація металу шва і основного металу — її початку [4]. Підтвердженням даного є ковзання дислокацій по різних системам, що пов'язано зі збільшенням

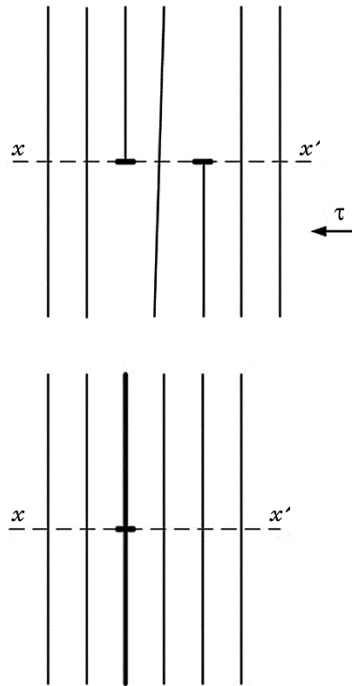


Рис. 7. Схема анігіляції сидячої дислокації з дислокацією, що переміщується ковзанням.

Fig. 7. Scheme of annihilation of sitting dislocation with dislocation moving by sliding.

їх кількості. Переважно ковзання, зі зростаючою швидкістю, відбувається за системою $\{110\} \langle 111 \rangle$. Потім при більшому перехрещенні рухливих дислокацій з сидячими дислокаціями, ковзання відбувається по системах $\{112\} \langle 111 \rangle$ і $\{123\} \langle 111 \rangle$, що характерно для напрацювання зварних з'єднань понад 190000 годин. Отже, в металі зварних з'єднань паропроводів гострої пари, відповідно їх напрацювання понад 190000 годин, при наявності визначених структурно-фазових перетворень, доцільно виявляти площини стосовно перерозподілу переміщення дислокацій.

Встановили, що у вихідній структурі металу зварних з'єднань є локально згруповані сидячі дислокації, які вступають в реакції з утвореними в умовах плазучости ковзними дислокаціями. Густина таких дислокацій близько $9 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ найбільша на ділянці стоплення ЗТВ, дещо менша (приблизно на 10–15%) на ділянках перегріву і неповної перекристалізації, а також в металі шва і в основному металі. Сидячі дислокації в металі зварних з'єднань тривалий час

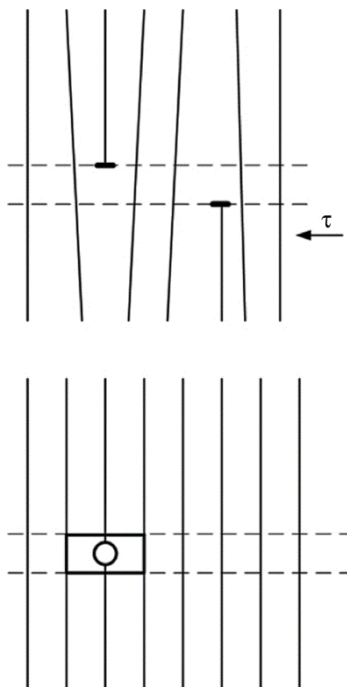


Рис. 8. Схема утворення мікронесупільностей за взаємодії сидячої дислокації з дислокацією, що переміщується ковзанням: \bigcirc — вакансія, — — площини ковзання, \square — диполь.

Fig. 8. The scheme of formation of microdiscontinuities at interaction of a sitting dislocation with the dislocation moving by sliding: \bigcirc —vacancy, — — slip planes, \square —dipole.

зберігають свій стабільний стан. Водночас сидячі дислокації гальмують ковзання інших дислокацій. Відносно найбільша кількість сидячих дислокацій утворюється на ділянці стоплення ЗТВ зварних з'єднань. Наявність на ділянці стоплення структурно-вільного фериту, по межах якого зосереджуються видовжені карбіди $M_{23}C_6$ і M_7C_3 , характеризується відповідним накопиченням дислокацій ковзання біля карбідів і сидячих дислокацій. Таке накопичення, наприклад, приводить до утворення мікронесуцільностей (диполів) (рис. 8), а потім ланцюжків з мікронесуцільностями (рис. 9), і далі зародкових пор і тріщин. Таким чином сидячі дислокації в металі зварних з'єднань відіграють значну роль у гальмуванні дислокацій, які пересуваються шляхом ковзання та сприяють утворенню полігональної структури (рис. 10).

Незворотні дислокаційні реакції призводять до утворення сіток дислокацій, див. рис. 3, 5, які є відносно стійкими в умовах плазучості. В результаті зіткнення антипаралельних крайових сидячих дислокацій з дислокаціями ковзання, такі дислокації анігілюють (рис. 7). У кристалах α -фази і по їхніх межах зменшується густина дислокацій, що приводить до пониження мікротвердості.

У процесі зустрічі крайових дислокацій з сидячими дислокаціями в паралельних площинах ковзання, відстані між якими відповідають параметру ґратниці кристалу α -фази, їх безпосередній контакт не відбувається, а утворюються дислокаційні диполі (рис. 8).

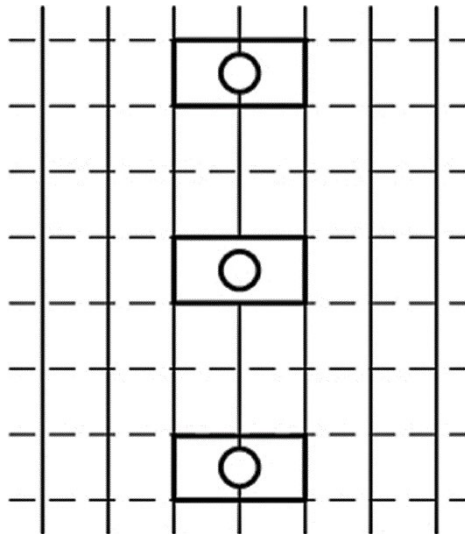


Рис. 9. Схема утворення ланцюга мікронесуцільностей в умовах плазучості.

Fig. 9. Scheme of the formation of a chain of vacancies in creep conditions.

Енергетичний рівень диполя є нижчим, ніж аналогічний сумарний рівень двох дислокацій, що анігілюють.

Можливість утворення ланцюжків диполів, реалізується за взаємодії дислокацій, відстані між якими відповідають декільком періодам ґратниці (рис. 8). Найбільша кількість диполів утворюється на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ, які шляхом злиття перетворюються в мікронесуцільності і далі в зародкові пори та тріщини плазучості (рис. 11). Сила взаємодії силових полів далеких порядків залежить від кутової координати стосовно площини ковзання, що приводить до відштовхування антипаралельних дислокацій і притягання паралельних. Процеси рекомбінації і анігіляції дислокацій приводять до пониження енергетичного рівня і відновлення рівноваги в кристалі.

Утворення суперпозиції силових полів в кристалі зумовлено відповідним розташуванням дислокацій [5–8]. Дія силового поля проявляється на певній відстані r_d між дислокаціями в умовах, коли енергія дислокацій помітно знижується, що сприяє більшій можливості переміщення дислокацій. Внесемо уточнення в вираз Г. Готтштайна [6, 8] з усвідомленням наявності Z_d дислокацій сто-

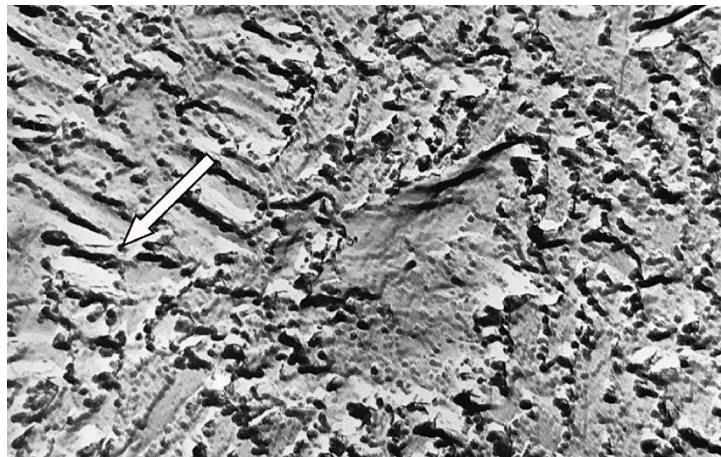


Рис. 10. Фрагмент полігональної структури ділянки неповної перекристалізації ЗТВ, що утворилася за гальмування дислокацій, які переміщуються ковзанням, сидячими дислокаціями. Зварне з'єднання зі криці 15X1M1Ф. Напрацювання 280000 годин, $\times 11000$. Злиття двох субмеж в зерні бейніту наведено стрілкою.

Fig. 10. A fragment of a polygonal structure in the area of incomplete recrystallization of the HAZ, which was formed during the inhibition of dislocations that move by sliding, sessile dislocations. Welded joint made of steel 15X1M1Ф. Operating time is 280000 hours, $\times 11000$. The merger of two sub-boundaries in the grain of bainite is indicated by an arrow.

совно енергії дислокацій віднесеної до одиниці площини:

$$\gamma = Z_d k \left(\frac{\sigma b^2}{4\pi(1-V)} \ln \frac{r_d}{2b} + E_c \right),$$

де σ — Гіббсова енергія, E_c — енергія дислокаційного ядра, V — Пуассонів коефіцієнт, b — Бюргерсів вектор, k — поправковий коефіцієнт, що враховує структурні зміни в металі зварних з'єднань в умовах плазучости.

Встановлений енергетичний рівень характеризує умови утворення в процесі полігонізації малокутових границь субзерен з періодичною структурою (рис. 6, 10). За локального збільшення кількості дислокацій, наприклад, в субмежах, зменшується r_d , що приводить до пониження їх енергії, поступового усунення фрагментів окремих міжзеренних меж і формування полігональної структури (рис. 10).

При напрацюванні зварних з'єднань приблизно до 250000 годин активного переміщення дислокацій не спостерігається, однак, перегріву (аварійний скид пару) сприяють їх перерозподілу і впорядкуванню. Подальше напрацювання сприяє більш помітному перерозподілу дислокацій і їх анігіляції, в найбільшій мірі на ділянках неповної перекристалізації, перегріву і стоплення ЗТВ.

В процесі повертання в приграничних зонах зерен α -фази утво-

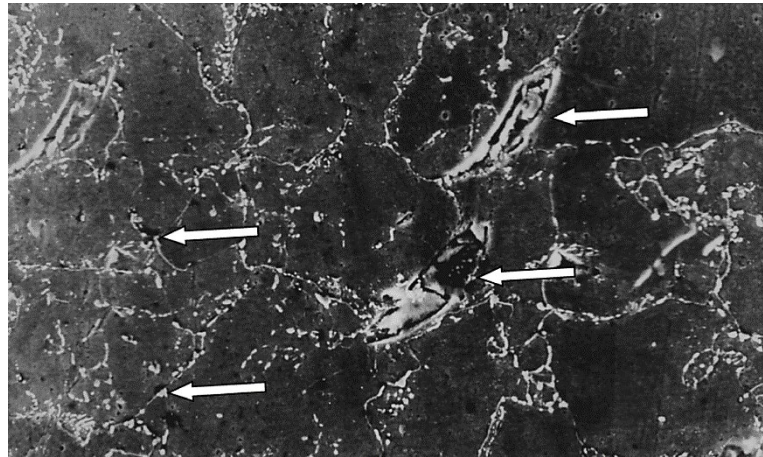


Рис. 11. Зародкові пори і тріщини плазучости в зварному з'єднанні зі сталі 12X1MΦ вказані стрілками. Світлі карбідні виділення розташовані в основному по межах зерен. Напрацювання 276000 годин, $\times 2500$.

Fig. 11. Pores and creep cracks in the welded joint of steel 12X1MΦ (arrows). Light carbide precipitates are located mainly along the grain boundaries. Operating time is 276000 hours, $\times 2500$.

рюються сегрегації [1–3], що істотно полегшує в зернах переміщення дислокацій. У структурі зварних з'єднань процес повертання в більшому ступені відбувається на ділянках перегріву (рис. 1), стоплення (рис. 2), і неповної перекристалізації (рис. 12), а найменше — на ділянці нормалізації (рис. 13). Відповідно проходження повертання вихідна структура перетворюється в ферито-карбідну суміш. Встановили, що вихідна структура (бейніт відпуску 70–90%, ферит — залишкове), в найменшій мірі схильна до структурних перетворень. Виявили, що на відміну від повертання, як операції термічної обробки, досліджуваний процес повертання не має інкубаційного періоду.

Наявність нових продуктів розпаду аустеніту у вигляді перліту на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ (рис. 12) або балу зерна аустеніту меншого за 4 (ДСТУ 8972:2019) на ділянці перегріву сприяє збільшенню інтенсивності ковзання дислокацій і прискорює перехід від повертання до рекристалізації.

Фізико-хімічні процеси [1–5, 10–11], які проходять при поверненні, що забезпечують дислокаційні переміщення та приводять до пониження експлуатаційних характеристик зварних з'єднань, сприяють утворенню крихких складових в механізмі їх руйнування (рис. 11). У металі зварних з'єднань, які експлуатуються тривалий час, відбувається: самодифузія Хрому, Молібдену і Силіцію з центральної зони кристалів в їх приміжові зони, що приводить до утворення сегрегацій; коагуляція за довжиною карбідів $M_{23}C_6$ і M_7C_3 , розташованих по межах зерен; утворення нових карбідів Mo_2C і VC .



Рис. 12. Структура ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання паропроводу гострої пари зі криці 15X1M1Φ. Напрацювання 276000 годин, $\times 160$.

Fig. 12. The structure of the site of incomplete recrystallization of the HAZ of the hot-rolled welded joint made of steel 15X1M1Φ. Operating time is 276000 hours, $\times 160$.

Має місце пошкоджуваність у вигляді утворення та розвитку пор плазучості, які перетворюються в тріщини плазучості (рис. 14). Руйнування проходить переважно по границях зерен, в місцях, де розташовані карбіди $M_{23}C_6$ і M_7C_3 , що коагулюють. Структурно-фазовий стан і відповідна (незначна) деформація металу зварних з'єднань, 2–7%, сприяють наявності переважно крихкого механізму їх руйнування і тому обґрунтування особливостей їх пошкоджуваності і руйнування є важливим.

Пошкоджуваності металу також сприяють умови експлуатації, що передбачають збільшення, приблизно на 30–50%, кількості пусків–зупинок енергоблоків на рік при порівнянні з їх рекомендованою нормативною кількістю. На наш погляд пошкоджуваність і подальше руйнування зварних з'єднань паропроводів (напрацювання понад 290000 годин) вимагає окремого розгляду.

Ефект повертання слід розглядати, як складову механізму деградації металу зварних з'єднань, яка розвивається при збільшенні тривалості їх напрацювання. Повертання забезпечує створення умов для початкової стадії первинної рекристалізації. Вивчення особливостей повертання є необхідним для подальшого дослідження кінетики рекристалізації, як більш активної складової процесу деградації зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час працюють в умовах плазучості.

Результати вивчення процесу повертання доцільно враховувати за визначення експлуатаційних характеристик металу зварних з'єднань паропроводів, а також їх залишкового ресурсу, що загалом приводить до одержання значного економічного ефекту. Також на-

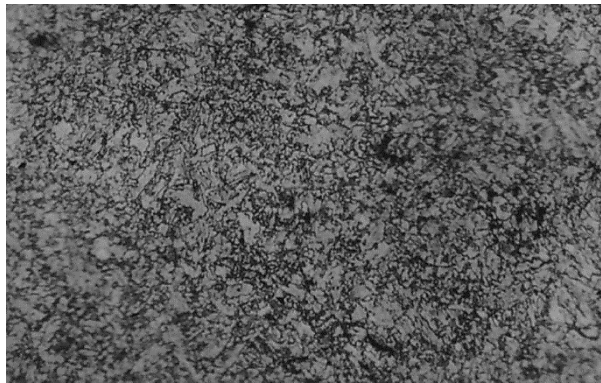


Рис. 13. Структура ділянки нормалізації ЗТВ зварного з'єднання паропроводу гострої пари зі криці 15X1M1Ф. Напрацювання 280000 годин, $\times 160$.

Fig. 13. The structure of the normalization section of the HAZ of the hot-rolled welded joint made of steel 15X1M1Ф. Operating time is 280000 hours, $\times 160$.

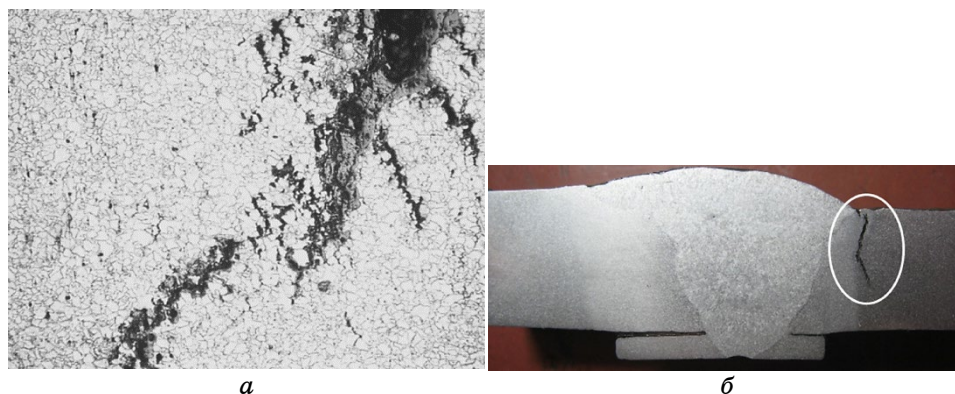


Рис. 14. Тріщини плазучості в зварному з'єднанні зі криці 12Х1МФ. Напрацювання 180000 годин: $\times 500$ (а), $\times 1,1$ (б).

Fig. 14. Creep cracks in a welded joint made of 12Х1МФ steel. Operating time 180000 hours: $\times 500$ (a), $\times 1.1$ (b).

ведені особливості повертання корисно враховувати за дослідження структурно-фазового стану зварних з'єднань із нових теплостійких криць.

4. ВИСНОВКИ

1. Виявили роль структурно-фазових перетворень, як ефекту деградації в процесі повертання, який відбувається в металі зварних з'єднань із теплостійких криць за їх тривалої експлуатації в умовах плазучості.
2. Дослідили особливості фізико-хімічних і дислокаційних процесів, які сприяють проходженню повертання в структурі металу зварних з'єднань стосовно умов плазучості.
3. Встановили, що гальмування процесу повертання значною мірою залежить від вихідного структурно-фазового стану металу зварних з'єднань і стабільності їх структури за довготривалого напрацювання зварних з'єднань в умовах плазучості.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. В. Дмитрик, С. Н. Барташ, *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 12: 1657 (2010).
2. А. Glushko, *Eastern-European J. Enterprise Technologies*, **6**, No. 1 (84): 14 (2016).
3. В. В. Дмитрик, В. Н. Баумер, *Металлофиз. новейшие технол.*, **29**, № 7: 937 (2007).

4. А. В. Глушко, В. В. Дмитрик, Т. А. Сыренко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **40**, № 5: 683 (2018).
5. В. В. Дмитрик, О. В. Соболев, М. А. Погребной, А. В. Глушко, *Автоматическая сварка*, № 12: 43 (2015).
6. С. А. Фирстов, Т. Г. Рогов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 1: 33 (2017).
7. Р. Хоникомб, *Пластическая деформация металлов* (Москва: Мир: 1972).
8. Г. Готтштайн, *Физико-химические основы материаловедения* (Москва: Бином: 2011).
9. Т. Екобори, *Физика и механика разрушения и прочности твердых тел* (Москва: Металлургия: 1971).
10. В. В. Дмитрик, А. И. Коньк, *Автоматическая сварка*, № 7: 21 (2015).

REFERENCES

1. V. V. Dmitrik and S. N. Bartash, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **32**, No. 12: 1657 (2010) (in Russian).
2. A. Glushko, *Eastern-European J. Enterprise Technologies*, **6**, No. 1 (84): 14 (2016).
3. V. V. Dmitrik and V. N. Baumer, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **29**, No. 7: 937 (2007) (in Russian).
4. A. V. Glushko, V. V. Dmitrik, and T. A. Syrenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 5: 683 (2018) (in Russian).
5. V. V. Dmitrik, O. V. Sobol', M. A. Pogrebnoy, and A. V. Glushko, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 12: 43 (2015) (in Russian).
6. S. O. Firstov and T. G. Rogul', *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 33 (2017) (in Russian).
7. R. Honeykombe, *Plasticheskaya Deformatsiya Metallov* [The Plastic Deformation of Metals] (Moskva: Mir: 1972) (Russian translation).
8. G. Gottstein, *Fiziko-Khimicheskie Osnovy Materialovedeniya* [Physical and Chemical Foundations of Materials Science] (Moskva: Binom: 2011) (Russian translation).
9. T. Ekobori, *Fizika i Mekhanika Razrusheniya i Prochnosti Tverdykh Tel* [Physics and Mechanics of Fracture and Strength of Solids] (Moskva: Metallurgiya: 1971) (Russian translation).
10. V. V. Dmitrik and A. I. Konyk, *Avtomaticheskaya Svarka*, No. 7: 21 (2015) (in Russian).