

УДК 669.791

DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2022.97.0.38

## ОСОБЛИВОСТІ ЗАРОДЖЕННЯ ПОР У МЕТАЛІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ІЗ ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ В УМОВАХ ПОВЗУЧОСТІ

Дмитрик В. В.<sup>1</sup>, Сиренко Т. О.<sup>2</sup><sup>1</sup>Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»<sup>2</sup>Харківський національний автомобільно-дорожній університет

*Анотація.* Вивчаючи механізм зародження пор, було встановлено, що чим більша різниця між енергією вільної поверхні карбідного виділення та енергією межі, що розділяє виділення та зерно, тим вища термодинамічна ймовірність зародження пори, а також обсяг критичного зародка пори залежить від кута змочування виділенням межі зерна. Крім того, в умовах повзучості, за період напрацювання до 300 000 год, пори зароджуються з нерівномірною швидкістю, та їхня щільність на ділянках зварних з'єднань істотно відрізнятиметься від їхньої вихідної кількості.

*Ключові слова:* зварне з'єднання, структура, трубопровід, тріщини, пори, хромомолібденованадієві сталі.

### Вступ

У процесі тривалої експлуатації в металі зварних з'єднань елементів паропроводів із теплостійких перлітних сталей (12Х1МФ, 15Х1М1Ф) в умовах повзучості ( $T = 545...585$  °С,  $P_3 = 20...25$  МПа) проходять фізико-хімічні процеси, що супроводжуються розвитком структурної, хімічної та механічної неоднорідностей. Останні призводять до деградації металу та ушкодження зварних з'єднань. Аналогічні процеси відбуваються і в основному металі паропроводів, проте їхня інтенсивність і відповідно пошкодженість паропроводів істотно нижчі, ніж зварних з'єднань, ресурс яких становить 0,6 ... 0,8 ресурсу основного металу.

У процесі тривалої експлуатації вихідна бейнітно-феритна структура зварних з'єднань, що відповідає вимогам нормативної документації ТУ14-ЗР-55-2001, перетворюється на різнозернисту феритно-карбідну суміш без бейнітного складника. Мають місце карбідні реакції  $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$ , а також коагуляція карбідних фаз, що викликає утворення мікропор повзучості на межах їхнього розділу з кристалами  $\alpha$ -фази.

### Аналіз публікацій

Відомо, що мікропори в процесі повзучості спочатку утворюються по межах зерен, які розташовані перпендикулярно розтягувальним напруженням [1]. Висновок Я. Гегузїна, який полягає в тому, що причиною зародження мікропор по межах зерен є зменшення енергії самих меж, за рахунок зникнення

частини їхньої поверхні [2], має практичне підтвердження та вимагає подальшого розвитку. Поширене припущення [1–3], що утворені внаслідок конденсації вакансій пори обумовлені переважно пластичною деформацією щодо фізичних умов експлуатації зварних з'єднань, які вивчаються, вимагає також доповнення.

### Мета й постановка завдання

Вивчення особливостей зародження пор у металі зварних з'єднань із теплостійких перлітних сталей, які працюють в умовах повзучості, є доцільним, що має за мету зниження інтенсивності пороутворення.

Формування мікропор у теплостійких перлітних сталях у разі тривалої експлуатації в умовах повзучості обумовлено сумісним перебігом у них процесів дифузії та деформації.

Такі процеси у зварних з'єднаннях унаслідок значно більшої їхньої структурної неоднорідності протікають інтенсивніше, ніж у сталях. У практичній площині завдання ставиться як у сталях, так і в зварних з'єднаннях – уповільнити процеси деформації та дифузії шляхом отримання вихідної структури з покращеними якісними характеристиками, яка має збільшену стабільність в умовах повзучості. На відміну від сталей, зварні з'єднання в процесі їхнього виготовлення зазнають зварювального нагрівання, яке формує їхню вихідну структуру. Необхідно вивчити зв'язок структури зварних з'єднань із розвитком пористості для подальшого отримання такої їхньої структури, що визначається збільшеною опірністю пороутворення.

### Результати дослідження

У процесі напрацювання, за умов повзучості, структура зварних з'єднань піддається деградації, що сприяє зменшенню опірності розвитку пошкоджуваності. Доцільно отримувати структуру зварних з'єднань, що характеризується як високим рівнем властивостей, так і стабільністю таких властивостей. Ураховуючи, що основною причиною пошкодження цих зварних з'єднань в умовах повзучості є зародження та зростання (збільшення та злиття) мікропор, що формуються за межами зерен, їхня структура може істотно прискорювати або гальмувати розвиток пористості.

Металознавча концепція довговічності та надійності зварних з'єднань визначається кінетикою накопичення мікропошкоджень, що залежить від їхнього хімічного складу та структури. За сталості хімічного складу зварних з'єднань структура значною мірою визначає кінетику розвитку пошкоджуваності.

Пошкоджуваність металу за механізмом повзучості можна класифікувати як чотири-стадійну [4]. На 1-й, підготовчій, стадії відбуваються фізико-хімічні процеси: 1) дифузія хрому й молібдену з глибини зерен – фази до їхніх меж; 2) переміщення дислокацій шляхом переповзання та ковзання. Зазначені процеси забезпечують подальші структурні перетворення, що відбуваються на 2-й стадії: 1) утворення сеграційних зон по межах зерен  $\alpha$ -фази; 2) коагуляцію карбідних фаз переважно по межах зерен  $\alpha$ -фази. На 3-й, інкубаційній, стадії відбувається процес зародження та розвитку мікропор повзучості розміром приблизно від 0,03 до 0,7–1,0 мкм. Такі пори виявляються тільки за допомогою електронної мікроскопії. На 4-й стадії шляхом злиття утворюються розгалужені мікропори розміром 1–4 мкм, як одиничні, так і згруповані в ланцюжки. Мікропори розвиваються в мікротріщини розміром приблизно 2–7 мкм, а потім в макротріщини (рис. 1).

У процесі напрацювання зварних з'єднань в умовах повзучості понад 270 000 год і наявності часткової деградації їхнього металу інтенсивність переміщення атомів хрому й молібдену переважно буде забезпечуватися гантельним механізмом і меншою мірою – вакансійним. Такому переміщенню сприяє переповзання дислокацій в умовах градієнта хімічного потенціалу.

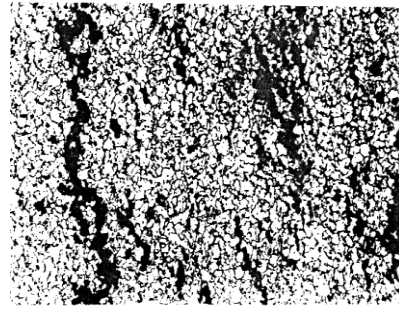


Рис. 1. Міжзеренний характер тріщин повзучості в ЗТВ зварних з'єднань зразків після експлуатації 210 000 год;  $\times 100$

Переміщення відбувається шляхом утворення атомами, що розміщені між вузлами, з кожним із довколишніх атомів конфігурацій типу рухомих гантелей (рис. 2). Гантельний механізм переміщення реалізується за наявності в кристалах  $\alpha$ -фази пор повзучості розміром 0,5–1,7 мкм.

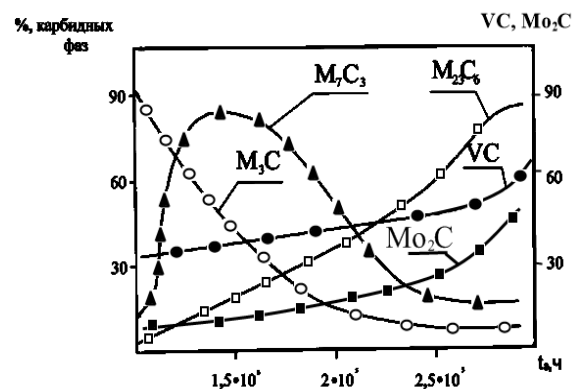


Рис. 2. Зміна розподілу карбідних фаз у структурі ділянки неповної перекристалізації ЗТВ зварних з'єднань від тривалості їхнього напрацювання

У процесі напрацювання зварних з'єднань понад 276 000 год кількість карбідних фаз  $M_{23}C_6$  на межах зерен  $\alpha$ -фази становила понад 90 %. Такі фази утворюють шляхом їхньої коагуляції по довжині переривчасті ланцюжки, що мають елементи суцільності (рис. 3). Форма розподілу карбідів  $M_{23}C_6$  по межах зерен  $\alpha$ -фази в сталях 12X1MФ і 15X1M1Ф є схожою.

Механізм реакцій  $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$  та їхня швидкість залежать від особливостей самих фаз, що беруть участь у таких реакціях, їхньої активності, меж фаз і дифузійних процесів [4].

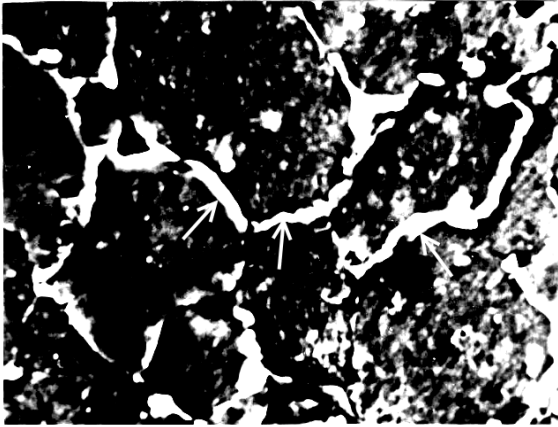


Рис. 3. Карбіди  $M_{23}C_6$  по межах зерен  $\alpha$ -фази, стрілки;  $\times 5000$

Для вивчення продукту реакції, нової карбідної фази, що утворилася на межі, враховувалася природа меж фаз і швидкість дифузії через фази, що залежить від коефіцієнтів самодифузії на їхній поверхні (рис. 4).

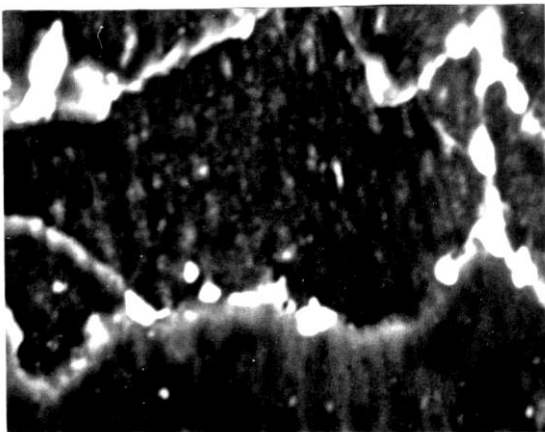


Рис. 4. Світлі виділення карбідів  $M_{23}C_6$  по межах зерен  $\alpha$ -фази на ділянці перегріву ЗТВ зварних з'єднань зі сталі 12X1MФ;  $\times 4500$

Значення середніх дрейфових швидкостей Cr і Mo за певний проміжок часу визначали за рівнем їхньої сегрегації в приграничних зонах  $\alpha$ -фази [5], (рис. 5). Установили, що в разі тривалої експлуатації зварних з'єднань в умовах повзучості значення таких швидкостей, а також коефіцієнтів дифузії Cr і M мають суттєву різницю.

Розвиток пошкоджуваності суттєво забезпечують ті пори, що розташовані за межами зерен. Саме ці пори полегшують прослизання по межах зерен, а також внутрішньозеренну та міжзеренну деформації, що було помічено Мак-Ліном і згодом розвинене в роботах [6–8]. В. Розенберг установив прямий зв'язок між величиною деформації зерен

і зернопрогранным ковзанням, що актуально й для структури зварних з'єднань. Ураховуючи, що процеси деформації, які протікають у тілі зерна та на його межах, є взаємопов'язаними, ті фактори, які забезпечують гальмування ковзання по межах, одночасно ускладнюють і деформацію всередині зерна. Вивчення особливостей гальмування дислокацій повзучості є доцільним.

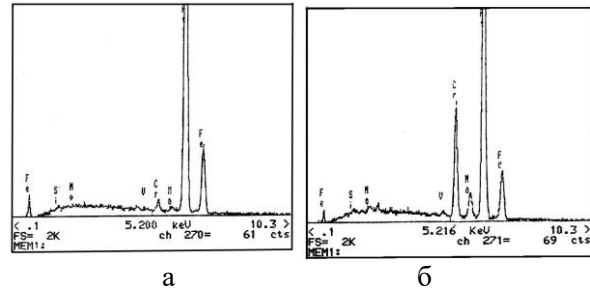


Рис. 5. Спектр кристала  $\alpha$ -фази металу шва (сплав 08XMФ): зварні з'єднання зі сталі 15X1M1Ф: а – вихідний; б – після експлуатації потягом 276 000 год

Найбільш інтенсивно пори повзучості утворюються на ділянках неповної перекристалізації, сплавлення та перегріву.

У металі ділянки неповної перекристалізації, у центральній зоні зварних з'єднань, де має місце збільшення структурної неоднорідності, пори повзучості мають шароподібну форму та розташовані хаотично (рис. 6).

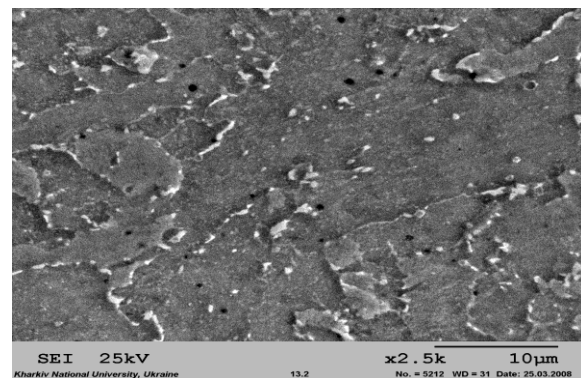


Рис. 6. Мікропори повзучості на ділянці неповної перекристалізації ЗТВ зварного з'єднання, зі сталі 12X1MФ

Основними факторами, що визначають ресурс експлуатації зварних з'єднань паропроводів, є робочі температури  $T_p$  та напруження  $\sigma_p$ . За умови надійної тривалої експлуатації метал має витримувати навантаження тільки на стадії повзучості, що встановилася.

У разі досягнення стадії передруйнування паропроводи знімаються з експлуатації.

В умовах повзучості за період напрацювання до 300 000 год пори зароджуються з нерівномірною швидкістю, і їхня щільність на ділянках зварних з'єднань істотно відрізнятиметься (рис. 7).

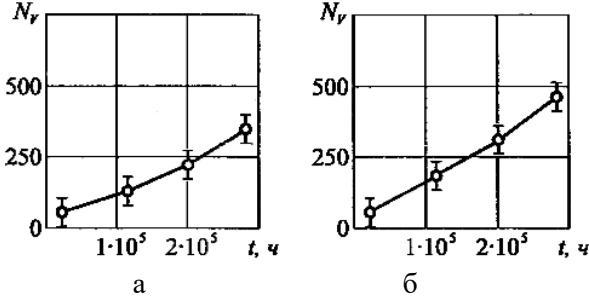


Рис. 7. Залежність числа пор  $N_v$  на 1 мм<sup>2</sup> від тривалості напрацювання зварних з'єднань із сталі 12Х1МФ за умови  $T_p = 545$  °С,  $\sigma_p = 25,5$  МПа: а – метал шва; б – ділянка сплавлення

Кількість пор, які утворилися в умовах повзучості в процесі напрацювання зварних з'єднань 150 000–200 000 год, приблизно в 3–12 разів більша, ніж їхня вихідна кількість.

Залежність швидкості зародження пор як активованого від температури та напружень процесу визначали за уточненою формулою [4]

$$V_s = \frac{\partial N_v}{\partial t} = A_3 \sigma^n \exp\left[-\frac{E_A}{RT}\right], \quad (1)$$

де  $N_v$  – кількість пор, що зародилися в процесі повзучості за час  $t$ ;  $A_3$  – коефіцієнт активації;  $\sigma$  – робоче напруження;  $E_A$  – енергія активації зародження пор, що становить від 1 до 4 еВ на атом [9];  $n$  – коефіцієнт, який визначається залежністю швидкості зародження пор від напруження;  $R$  – універсальна газова постійна;  $T$  – температура. Значення коефіцієнта  $n$  залежить від напружень. Наприклад, у зварних з'єднаннях із сталі 12Х1М1Ф в інтервалі напружень 90–110 МПа для основного металу  $n = 3,5-0,2$ , а для металу шва  $n = 3,2-0,15$ .

$$\Delta\sigma = -R^3 F_v \sigma_n + R^2 [\bar{\gamma} F_s - (\gamma_B F_B + \gamma_C F_C)], \quad (2)$$

де  $\bar{\gamma}$  – енергія поверхні зерна 4;  $\gamma_B$  – енергія поверхні зерна 3;  $\gamma_C$  – енергія поверхні зерна 5 (рис. 8).

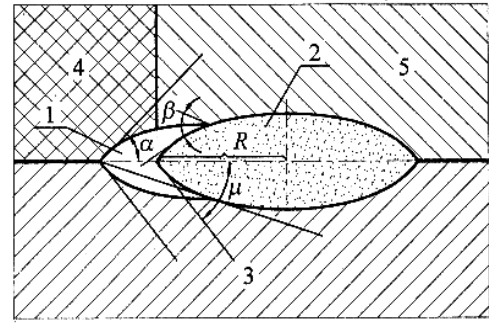


Рис. 8. Схема зародження пори на межі трьох зерен і карбідного виділення: 1 – пори; 2 – карбід; 3–5 – зерна

Для зародження пор, що мають близькі до сферичної або еліптичної форми, критичний радіус кривизни становитиме [4]

$$R_{кр} = 2(\bar{\gamma} F_s - \gamma_B F_B) / 3 F_v \sigma_n. \quad (3)$$

Отже, термодинамічна ймовірність зародження пори визначається співвідношенням поверхневих енергій меж зерен та карбідних виділень. Коефіцієнти  $F_s$  та  $F_B$  – відповідно рівні 0,72 та 0,83.

Величина вільної енергії зародка пори, що має  $R_{кр}$ , становитиме [4]

$$\Delta\sigma_{кр} = R_{кр} \cdot F_v \sigma_n / 2. \quad (4)$$

Термодинамічна ймовірність зародження пори залежить від обсягу мікронесуцільності, що визначається співвідношенням енергій вільних поверхонь, а також залежить від кутів змочування [4]

$$\cos \alpha = \gamma_B / 2\gamma, \quad (5)$$

$$\cos \beta = (\gamma_1 \beta - \gamma_1) / \gamma, \quad (6)$$

$$\cos \mu = \gamma_B / 2\gamma_{1B}, \quad (7)$$

де  $\gamma_1$  – енергія вільної поверхні карбідного виділення;  $\gamma_{1B}$  – поверхнева енергія на межі поділу зерна з виділенням;  $\gamma_B$  – енергія межі зерна  $\alpha$ -фази;  $\gamma$  – енергія зерна  $\alpha$ -фази.

Обсяг критичного зародка для пор, що зароджуються біля карбідних виділень на межах зерен, зростає мірою збільшення кута (див. рис. 8).

Якщо кут дорівнює 90° та вертикальна й горизонтальна осі еліпса приблизно рівні,

форма пори стає сферичною. Якщо  $b < 0,25$ , пору можна вважати тріщиною, де  $a$  – вертикальна,  $b$  – горизонтальна осі еліпса.

Сферична або еліптична форми пор, що зароджуються, є типовими для умов повзучості протягом тривалої експлуатації зварних з'єднань.

З урахуванням співвідношення (6) можна вважати, що чим більша різниця між енергією вільної поверхні карбідного виділення та енергією межі, що розділяє виділення та зерно, тим вища термодинамічна ймовірність зародження пори. Установили, що обсяг критичного зародка пори ( $V_{кр} = 8 \gamma_{1B}^3 F_v / \sigma_n^3$ ) залежить від кута змочування виділенням межі зерна. Приймаючи межі між карбідним виділенням і зерном  $F_v = 0,6452$  (коефіцієнт форми пори), а  $\gamma_{1B}^3 = 1,1$  Дж/м<sup>2</sup>, визначили ймовірність зародження пори в процесі повзучості за умови 70 МПа, що значно більше за робочі напруження. Однак у разі введення поправних коефіцієнтів, пов'язаних із дифузійними процесами та мікропластичністю, а також неоднорідністю структури, встановлена ймовірність для зварних сполук цілком реальною. Визначено критичний розмір зародкових пор 2, а  $a = 0,03-0,07$  мкм, що дещо менше, ніж показники  $\Phi$ . Хромченко та Т. Березиної (0,05–0,1 мкм).

Тривалість експлуатації зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості приблизно до 170 000 год можна вважати початковою стадією мікропошкоджуваності, що характеризується утворенням зародкових пор, які виявляються за допомогою методів електронної мікроскопії. У процесі подальшої експлуатації ( $t_e < 270\ 000-300\ 000$  год) поряд із зародженням нових раніше утворені мікропори збільшуються в розмірах ( $2 a < 1,0-1,8$  мкм), що дозволяє виявляти їх за допомогою оптичної мікроскопії.

У процесі напрацювання понад 280 000 год відбувається подальша мікропошкоджуваність, розміри пор збільшуються ( $2 a < 2-5$  мкм), зростає їхня щільність до 1100 пор/мм<sup>2</sup>, відбувається злиття та утворення ланцюжків пор за межами зерен та поява мікротріщин, що розвиваються в макротріщини. Мікротріщини можуть розвиватися як магістральні на всю товщину трубних зварних з'єднань (див. рис. 9).

Пори, що зародилися, мають розміри приблизно 0,1 мкм, їхні розміри в процесі повзучості до руйнування збільшуються до 7 мкм, форма пор стає витягнутою (див. рис. 2).

Ураховуючи, що зародження пор як накопичення пошкоджуваності зумовлене переважно дислокаційним механізмом, визначали можливі ділянки їхнього зародження та розглядали структурні складники, що гальмують рух дислокацій.

Зародження пор, що відбувається переважно біля коагулюючих карбідних фаз на межі двох або трьох зерен, подано в схемі (див. рис. 8).



Рис. 9. Втомна тріщина, що розвивається по видманштеттоновій структурі ділянки перегріву ЗТВ сталі 15Х1М1Ф;  $\times 100$

Форму зародження пор приймали як сферичну або еліптичну. Обсяг пори, що зароджується, на практиці має деяку відмінність від прийнятої, становив  $V = R^3 F_v (\alpha, \beta, \mu)$ , а її поверхня  $S = R^2 F_s (\alpha, \beta, \mu)$  і площа межі, займаної порою  $B = R^2 F_p (\alpha, \beta, \mu)$ . Коефіцієнти  $F_s$ ,  $F_v$  і  $F_p$  визначалися місцем розташування пор на стику зерен (з урахуванням кількості зерен), а також кутами змочування меж зерен порою, часом виділення та виділенням межі зерна  $R$  – радіус кривизни поверхні пори, що визначається зі співвідношення  $R = 2 \gamma / \sigma_n$ . Тут  $\gamma$  – енергія поверхні пори,  $\sigma_n$  – локальні напруження.

### Висновки

1) Установлено, що різні хімічні потенціали сприяють дифузійному переміщенню атомів хрому й молібдену в приграничних зонах зерен  $\alpha$ -фази, що забезпечує утворення зон сегрегацій, рівень яких визначає порядок і швидкість карбідних реакцій  $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ .

2) З'ясовано, що пори повзучості за умови роботи зварних з'єднань понад 270 000 год спочатку зароджуються на межі розділу зерна  $\alpha$ -фази – коагулюючий карбід.

4) Виявлено, що розмір пори, який становить 0,03–0,07 мкм, можна вважати критичним, що підтверджується інтенсивним збільшенням їхніх розмірів за умови напрацювання зварних з'єднань вище ніж 270 000 год.

## Література

1. Розенберг В. М. Ползучесть металла. Москва: Металлургия, 1967. 257 с.
2. Гегузин Я. Е. Макроскопические дефекты в металлах. Москва: Металлургиздат, 1982. 253 с.
3. Миллер К. Ползучесть и разрушение. Москва: Металлургия, 1986. 118 с.
4. Сыренко Т. А., Дмитрик В. В. К деградации металла сварных соединений паропроводов. *Энергосбережение. Энергетика. Энергоаудит*. 2013. № 11. С. 69–75.
5. Дмитрик В. В., Баумер В. Н. Карбидные фазы и повреждаемость соединений при длительной эксплуатации. *Металлофизика, новейшие технологии*. 2007. № 7. С. 937–948.
6. Розенберг В. М. Основы жаропрочности металлических материалов. Москва: Металлургия, 1973. 367 с.
7. Дмитрик В. В., Ляпунов А. М. К закономерности скольжения в условиях ползучести сварных соединений из теплоустойчивых перлитных сталей. *Сварочное производство*. 2007. № 1. С. 17–20.
8. Дмитрик В. В., Барташ С. Н., Шелепов И. Г. К особенностям повреждаемости сварных соединений паропроводов в условиях ползучести. *Энергосбережение, энергетика, энергоаудит*. 2007. № 3. С. 78–84.
9. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах и сплавах. Москва: Металлургия, 1978. 240 с.

## References

1. Rosenberg V. M. The creep of metal. Moscow: Metallurgy, 1967. 257 p.
2. Geghuzin Ya. E. Macroscopic defects in metals. Moscow: Metallurgizdat, 1982. 253 s.
3. Miller K. Crawl and destruction. Moscow: Metallurgy, 1986. 118 p.
4. Syrenko T. A., Dmitrik V. V. To the degradation of metal welded joints of steam pipelines Energy saving. *Energy. Energy Audit*. 2013. № 11. P. 69–75.
5. Dmitrik V. V., Baumer V. N. Carbide phases and damage to compounds during long-term operation Metalphysics, the latest technologists. 2007. № 7. P. 937–948.
6. Rosenberg V. M. The basics of heat resistance metal personal materials. Moscow: Metallurgy, 1973. 367 p.
7. Dmitrik V. V., Lyapunov A. M. To the pattern of sliding under conditions of creep welded joints from heat-resistant perlite steels Welding production. 2007. № 1. P. 17–20.
8. Dmitrik V. V., Bartash S. N., Shelepov I. G. To the features of the damage to welded joints of steam pipelines under conditions of creep. *Energy Saving, Energy, Energoaudit*. 2007. № 3. P. 78–84.
9. Bokstein B. S. Diffusion in metals and alloys. Moscow: Metallurgy, 1978. 240 p.

Дмитрик Віталій Володимирович<sup>1</sup>, д.т.н., проф. кафедри «Зварювання», тел.: 096-04-10-637, e-mail: [svarka126@ukr.net](mailto:svarka126@ukr.net), Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»,

Сиренко Тетяна Олександрівна<sup>2</sup>, к.т.н., доцент кафедри технології металів та матеріалознавства, 068-511-92-30, e-mail: [syrenko2020@gmail.com](mailto:syrenko2020@gmail.com), Харківський національний автомобільно-дорожній університет, вул. Ярослава Мудрого 25, м. Харків, 61002, Україна.

### Peculiarities of nucleation of pores in welded metal connections from heat-resistant steels working in creep conditions

**Abstract. Problem.** It is necessary to study the relationship of the structure of welded joints with the development of porosity to further obtain such structure, which is characterized by increased resistance to vapor formation. **Goal.** Study of the peculiarities of nucleation of pores in the metal of welded joints from heat-resistant perlite steels operating in creep conditions to reduce the intensity of pore formation. **Methodology.** The structure of the metal of welded joints was studied using a macrostructural, microstructural, electron-microscopic, micro-X-spectral and radiographic method. The process of formation of micropores and microcracks was carried out by using electron and light microscopy. Carbide phases were studied by analysis of precipitation using the method of photometry. **Results.** It was found that creep at welded joints above 270 000ch are initially born at the grain limit  $\alpha$ -phase – coagulation carbide, and that the pore size of 0.03–0.07  $\mu\text{m}$ , can be considered critical, which is confirmed by an intense increase in their size when working welded joints above 270 000. **Originality** The formation of micropores in heat-resistant pearl steels, during long-term operation in creep conditions, is due to the compatible course of diffusion and deformation processes. Such processes in welded joints are due to their much greater structural heterogeneity. **Practical value.** In the practical plane, the task is to slow down the processes of deformation and diffusion in both steels and welded joints – by obtaining an initial structure with improved qualitative characteristics.

**Key words:** welded joint, structure, pipeline, cracks, pores, chromium-copper-vanadium.

**Dmitrik Vitaly**<sup>1</sup> Doctor of Technical Sciences, prof. Department «Zvaryuvannya», tel.: 096-04-10-637, e-mail: [svarka126@ukr.net](mailto:svarka126@ukr.net), National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute», st. Kirpicheva, 2, Kharkiv, 61002, Ukraine,

**Syrenko Tatyana**<sup>2</sup>, candidate of technical sciences, associate professor, Department of metal technology and materials science, tel.: 068-511-92-30, e-mail: [syrenko2020@gmail.com](mailto:syrenko2020@gmail.com), Kharkiv National Automobile and Highway University, Yaroslava Mudrogo str. 25, Kharkiv, 61002, Ukraine.