

ОСОБЕННОСТИ РАЗУПРОЧНЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ ПАРОПРОВОДОВ

В. В. ДМИТРИК¹, А. В. ГЛУШКО¹, Т. А. СЫРЕНКО², С. Г. ГРИГОРЕНКО³

¹НТУ «ХПИ». 61002, г. Харьков, ул. Кирпичева, 2. E-mail: svarka126@ukr.net

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

³ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проявление возврата в металле сварных соединений паропроводов из теплоустойчивых перлитных сталей, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести, характеризуется определенными структурными изменениями. Такие изменения обеспечивают разупрочнение металла сварных соединений. В работе рассмотрены особенности структурных и деформационных изменений, а также проявление диффузии, которые происходят в процессе возврата и приводят к разупрочнению металла сварных соединений паропроводов, при их наработке свыше 270 тыс. ч. Библиогр. 10, рис. 7.

Ключевые слова: сварные соединения паропроводов, возврат, структурное состояние, разупрочнение, дислокации, диффузия, зона термического влияния

Процессы разупрочнения и повреждаемости металла паропроводов ТЭС, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести, имеют большое практическое значение. В металле паропроводов (в большей степени в их сварных соединениях), длительно эксплуатируемых при температуре 545...585 °С и напряжении 20...25 МПа, происходят определенные структурные изменения, снижение свойств, повреждаемость и разрушаемость.

Структурные изменения на первой и второй стадиях ползучести обеспечиваются проявлениями процессов возврата, полигонизации и рекристаллизации. Каждый из приведенных процессов следует рассматривать с учетом особенностей другого процесса как сопряженного рассматриваемому. Выявление особенностей процессов возврата, полигонизации и рекристаллизации актуально для снижения скорости их прохождения, и, следовательно, для уменьшения уровня деградации структуры и повреждаемости металла.

Целью работы является изучение особенностей процесса возврата, контролирующего структурное состояние металла, длительно эксплуатируемых в условиях ползучести сварных соединений паропроводов.

Стали паропроводов (12Х1МФ, 15Х1М1Ф) применяются как термически и дисперсно-упрочненные. Стабильность их структуры в условиях эксплуатации зависит не только от свободной энергии металла, но и от наличия и распределения дефектов кристаллической решетки. В этой связи не представляется возможным описать известным экспоненциальным законом кинетику процесса разупрочнения металла сварных соединений.

Металл сварных соединений характеризуется наличием напряжений третьего рода, образующих-

ся в кристаллах α -фазы при определенном отсутствии когерентности с выделениями вторых фаз (M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$), в меньшей мере Mo_2C и VC . Отсутствие когерентности увеличивается при наличии коагуляции M_7C_3 и особенно $M_{23}C_6$. Заметим, что особенность коагуляции карбидов I группы, расположенных по границам зерен, требует уточнения, так как процессы их коалесценции существенно отличаются (рис. 1) [1].

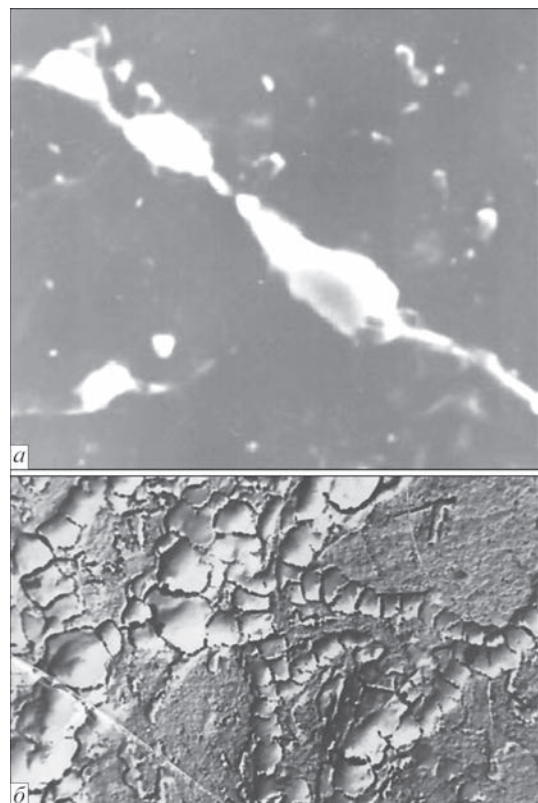


Рис. 1. Коагуляция карбидов путем коалесценции: а — карбиды $M_{23}C_6$ ($\times 7500$); б — карбиды M_7C_3 ($\times 6000$)

Отличие возврата, имеющего место в металле эксплуатируемых паропроводов, от возврата как снятия наклепа в деформированном металле, состоит в том, что при снятии наклепа происходит выделение запасенной ранее энергии, а возврат в металле паропроводов реализуется при одновременном введении энергии (преимущественно) и при незначительном (5...7 %) ее выделении. Возврат в рассматриваемой структуре обеспечивается только термической активацией и характеризуется отсутствием инкубационного периода. В процессе возврата в структуре металла паропроводов (и их сварных соединений) кристаллографическая ориентация зерен α -фазы не меняется, однако имеют место тонкие структурные изменения и некоторые изменения точечных дефектов. Уровень возврата зависит от исходного структурного состояния металла сварных соединений, в том числе от предшествующего распределения дислокаций.

Явление возврата, в общем, свойственно металлу рассматриваемых сварных соединений применительно к их наработке примерно от 250 тыс. ч. Изучение особенностей структурных изменений, обеспечиваемых процессами возврата выявлять известными способами измерения электросопротивления на участках зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений, на наш взгляд, весьма затруднительно. Возврат металла сварных соединений характеризуется наличием локального разупрочнения (рис. 2) и снижением на 15...20 % предела текучести, что связано со структурной неоднородностью их ЗТВ. В процессе возврата в металле сварных соединений происходит диффузионное перемещение хрома, молибдена, ванадия, кремния и марганца из цен-

тральных зон зерен α -фазы в их приграничные зоны, что обеспечивает образование сегрегаций [2, 3]. Увеличение диффузионной подвижности хрома, молибдена и ванадия приводит к увеличению количества Mo_2C и VC , а также M_7C_3 , $M_{23}C_6$. Количество хрома, молибдена и ванадия в карбидах увеличивается при соответствующем их уменьшении в кристаллах α -фазы.

Установили, что в металле участков ЗТВ, а также в металле шва и в основном металле с различной интенсивностью проходят процессы разупрочнения. Локально, на участках ЗТВ, металл может и упрочняться, однако, преобладающим эффектом является разупрочнение (рис. 2). Наибольшее относительное разупрочнение характерно для участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ.

Рассматривая возврат как замедленный процесс разупрочнения во времени, применительно к сварному соединению, уточненную зависимость [4] запишем в виде:

$$X = 1 - \exp \left[-kmt \exp \left(-\frac{E}{RT} \right) \right],$$

где X — доля разупрочненного металла за время t ; E — энергия активации; T — температура; R — постоянная Больцмана; k — параметр, экспоненциально зависящий от температуры; m — параметр, зависящий от структурного состояния сварного соединения.

Составляющими механизма возврата являются образование, перемещение и аннигиляция точечных дефектов. В условиях рабочих температур и напряжений избыточные вакансии являются подвижными. Вакансии преимущественно перемещаются к границам зерен, в меньшей степени к границам субзерен и фрагментов, а также к дислокациям. Целесообразно выявить сток вакансий к границам зерен, что позволит уменьшить их концентрацию.

В процессе возврата диффузионное перемещение хрома, молибдена и ванадия имеет направленный характер и происходит по вакансионному механизму. Самодиффузия обеспечивается градиентом химического потенциала приведенных элементов. Эффект самодиффузии хрома заметно проявляется от 530 °С, а молибдена от 540 °С. Заметим, что коэффициенты самодиффузии хрома и молибдена являются переменными и зависят от их химических свойств, а также от условий ползучести.

Скачки атомов хрома и молибдена в вакансии (гантельный механизм диффузии) происходят с различной интенсивностью, что связано с их коэффициентами самодиффузии D_{Cr} и D_{Mo} , которые определяли путем выявления уровня хрома и молибдена в сегрегациях [3]. Самодиффузию пред-

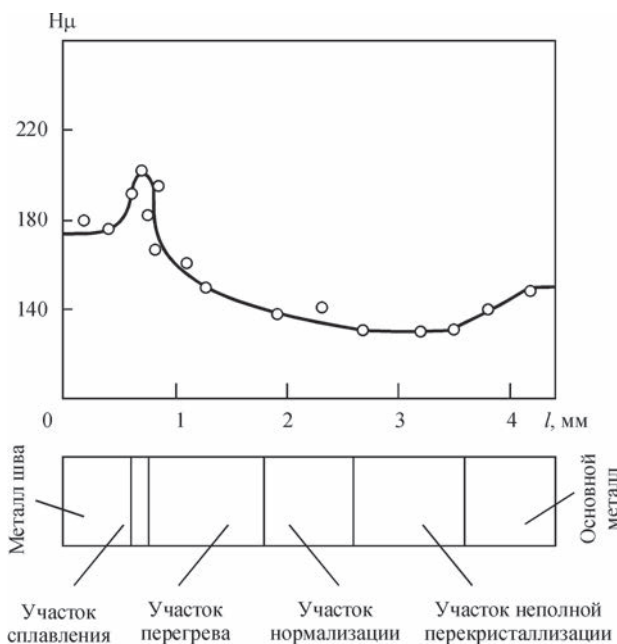


Рис. 2. Микротвердость сварных соединений из стали 15X1M1Ф (ресурс 280 тыс. ч)

ставим как совокупность потоков атомов хрома I_{Cr} , молибдена I_{Mo} , а также ванадия I_V .

В металле рассматриваемых сварных соединений, применительно к их наработке свыше 270 тыс. ч, пластическая деформация превышает 0,3 %, что характерно для логарифмической ползучести. Требуется изучения особенность перехода металла сварных соединений от второй к третьей стадии ползучести. Следуя Андраде [4], описывающему деформацию во времени t по параболическому закону, запишем выражение для определения деформации металла сварных соединений ϵ , после их наработки свыше 270 тыс. ч.

$$\epsilon = \epsilon_0 (1 + \beta t^{1/3}) \exp(k't),$$

где множитель $\exp(k't)$ отражает вклад установившейся ползучести, вызванный пластической деформацией. Величина β зависит от напряжения и температуры, учитывает их превышение и изменение (аварийные сбросы пара, пуски-остановы). ϵ_0 — деформация металла сварных соединений до 270 тыс. ч их наработки, составляющая, например, для металла шва 0,5 %.

Допускали, что уровень деформации в субзерне может зависеть от плотности дислокаций, которые примыкают к субзерну. Установили, что уменьшение плотности дислокаций приводит к уменьшению уровня напряжений в субзерне. Соответственно, при увеличении плотности дислокаций увеличивается уровень напряжений $\sqrt{n\sigma_1}$. На второй стадии ползучести, при наличии самодиффузии хрома и молибдена, из центральных зон зерен α -фазы в их приграничные зоны перемещение дислокаций будет происходить ускоренно, при постоянных рабочих параметрах, напряжении и температуре.

Разупрочнение металла участков ЗТВ сварных соединений паропроводов при их наработке в условиях ползучести 280...290 тыс. ч составляет около 5...8 % [1–8]. Соответственно, разупрочнение участка неполной перекристаллизации ЗТВ составляет примерно 10...15 % (рис. 2). Заметим, что разупрочнение при наработке сварных соединений свыше 280 тыс. ч происходит с некото-

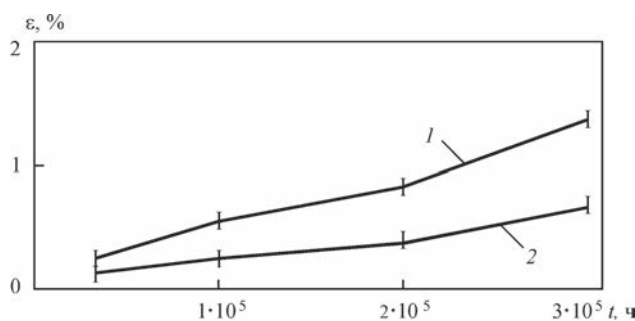


Рис. 3. Зависимость деформации ϵ от длительности наработки сварных соединений из стали 15X1M1Ф: 1 — металл участка перегрева; 2 — основной металл (исходная структура бейнит 75 %, остальное феррит)

рым ускорением. Характер деформации металла участков ЗТВ, после наработки 270 тыс. ч, может быть линейным [5, 6] или отличаться от линейного (рис. 3), что зависит от их структурного состояния и требует уточнения.

В кристаллах α -фазы (структура паропровода) в процессе возврата движение дислокаций происходит соответственно направлениям диагоналей $\langle \Pi \rangle$, преимущественно по совокупности додекаэдрических плоскостей $\{ \Pi 0 \}$. Однако (в меньшей мере), скольжение происходит и по совокупности плоскостей $\{ \Pi 2 \}$, а также $\{ 123 \}$. Следует выявить главные комбинации движения дислокаций в кристаллах α -фазы из 48 возможных систем скольжения для уменьшения их скорости. Установили, что характерной особенностью дислокационного образования в кристаллах являются короткие и средние дислокации с наличием ступенек. Дислокации одной системы, путем взаимодействия с дислокациями других систем, образуют петли (рис. 4). Совокупность петель представляется в виде сетки дислокаций (рис. 5). Распределение дислокаций в кристалле α -фазы, при деформации металла 0,5...8,0 %, является неравномерным. В процессе ползучести дислокации, перемещающиеся по направлениям $\langle \Pi \rangle$ и плоскостям $\{ \Pi 2 \}$, ассоциируют, что приводит к образованию соответствующих по размеру ячеек (рис. 6). Рассматриваемая структура характеризуется наличием «стенок», разделяющих участки с высокой плотностью дислокаций 10^6 см^{-2} с участками, где плотность дислокаций является относительно низкой и составляет 10^5 см^{-2} . Структурное состояние зависит от

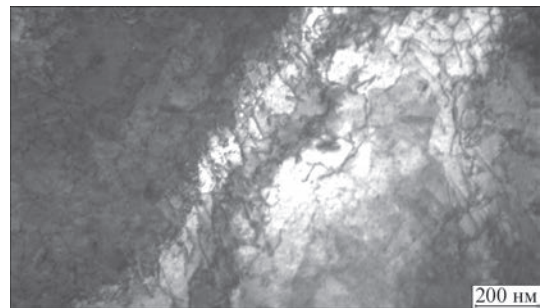


Рис. 4. Микроструктура участка перегрева ЗТВ сварного соединения из стали 12X1MФ (ресурс 276 тыс. ч., $\epsilon = 3 \%$)

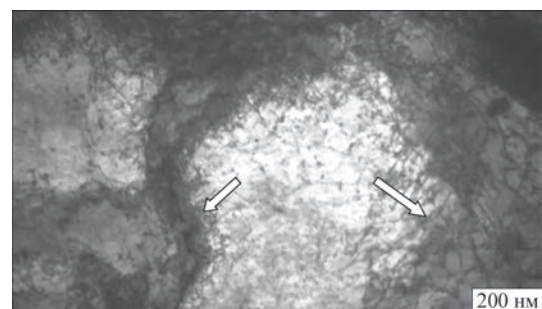


Рис. 5. Дислокационная структура металла шва (сплав 10XМФ). Сетка дислокаций на отдельных фрагментах субзерен α -фазы (показано стрелками), $\epsilon = 3 \%$

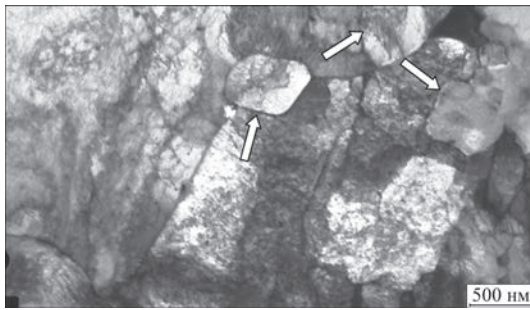


Рис. 6. Структура кристалла α -фазы участка перегрева ЗТВ сварного соединения из стали 12X1MФ. Отмечаются различные по размерам ячейки (стрелки) (ресурс 276 тыс. ч., $\epsilon = 7\%$)

нормированной энергии дефектов упаковки и уровня деформации [9, 10]. При увеличении наработки сварных соединений нормированная энергия дефектов упаковки увеличивается, а количество внутренних дислокаций в кристалле α -фазы уменьшается. При увеличении степени деформации средние размеры ячеек уменьшаются, а различие в ориентации между соседними ячейками увеличивается.

При наработке в условиях ползучести сварных соединений тройников паропроводов свыше 270 тыс. ч на участке неполной перекристаллизации ЗТВ могут образовываться структуры, близкие к глобулярным (рис. 6). Такие структуры представляют собой участки перегибов на дислокациях и характеризуются наличием деформационной неоднородности, а также содержат ячейки с отличающейся ориентацией. Движение дислокаций по одной из возможных плоскостей скольжения тормозится вновь образующимися дислокациями, движущимися в другой системе, которая ее пересекает, что приводит к их общему торможению движения. Наличие вторых фаз также существенно тормозит перемещение дислокаций, движущихся по возможным системам, что в значительной мере зависит от их формы и равномерного распределения. Скорость перемещения дислокаций в структуре сварных соединений является переменной и зависит от особенностей диффузионного перемещения хрома и молибдена, что целесообразно изучать с учетом образования их сегрегаций; от перехода хрома и молибдена из зерен α -фазы в карбиды. При этом характер деформации основного металла и металла шва является близким к линейному [5].

Допускали, что изменение количества дислокаций в кристалле α -фазы приводит к соответствующему изменению в нем напряжения $\sqrt{n\sigma_1}$. Для приведения в действие источников дислокаций, как существующих, так и новых, в установившихся условиях ползучести приращение внешнего дополнительного напряжения не требуется. Имеет место снижение уровня торможения дислокаций. Перегревы структуры (аварийный сброс пара) не

учитывали. Изменение напряжения, при котором приводятся в действие источники новых дислокаций, составляет $\Delta\sigma = \sqrt{n\sigma_1}$, где n — количество дислокаций в кристалле. Уменьшение плотности дислокаций в центральном участке кристалла α -фазы, например, до 10^4 см^{-2} способствует снижению в нем уровня напряжений σ_1 . Увеличение деформационного упрочнения металла сварных соединений не происходит.

Линейный характер деформации, соответствующий наработке сварных соединений примерно до 270 тыс. ч, подтверждает, что дислокации перемещаются переползанием и скольжением со скоростью, близкой к линейной.

Принимая частоту действия источников дислокаций v/n , запишем выражение для определения скорости деформации металла сварных соединений [4]:

$$\dot{\epsilon} = A \frac{v}{n} = Av \left(\frac{\sigma_1}{X\epsilon} \right)^2,$$

где A — коэффициент, зависящий от структурного состояния; X — коэффициент разупрочнения; n — количество перемещений дислокаций.

Учитывая изменяющееся во времени количество источников дислокаций в кристалле, в выражение Мота внесем соответствующее уточнение. Представим:

$$A = (N_1 + N_2)K^2b^2v,$$

где N_1 — существующие источники дислокаций; N_2 — новые источники дислокаций; L — путь перемещения дислокаций; b — вектор Бюргерса.

Можно показать, что в сварных соединениях из рассматриваемых сталей неустановившаяся стадия ползучести соответствует примерно 50 тыс. ч их наработки.

Применительно к рассматриваемым сварным соединениям запишем уточненное выражение Дорна [9], которое обеспечило построение кривой ползучести (рис. 7):

$$\epsilon = \epsilon_{\text{уст}} - \epsilon_0 = f(\dot{\epsilon}_{\text{уст}} t) = f \left[\left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \frac{D_m G b}{RT} t \right],$$

где $D_m(m_1 m_2)$ — соответственно, коэффициент диффузии хрома и молибдена; n — показатель чувствительности скорости установившейся ползучести к напряжению; G — модуль сдвига; ϵ_0 — деформация на неустановившейся стадии ползучести; $\dot{\epsilon}_{\text{уст}}$ — деформация на установившейся стадии ползучести.

Заметим, что кривые ползучести для участков ЗТВ, а также металла шва и основного металла следует строить отдельно.

Для металла паропроводов, из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ предел ползучести равен 1% [7]. Металл участков ЗТВ при наработке свар-

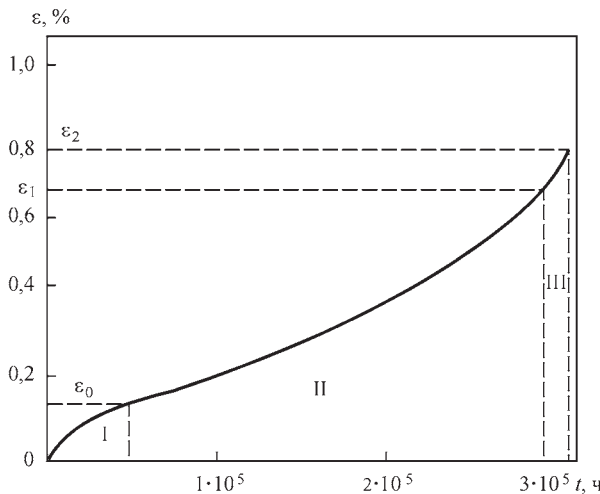


Рис. 7. Кривая ползучести металла шва (сплав 10ХМФ): ε_0 — деформация, соответствующая наработке сварного соединения 50 тыс. ч; I–III — участки, соответствующие стадиям ползучести

ных соединений 250...270 тыс. ч деформируется примерно от 0,7 до 7 % [5, 7]. Установили, что деформация металла сварных соединений преимущественно накапливается на второй стадии ползучести (рис. 7) [7].

При наличии уровня рабочих напряжений и температур ($T_3 = 545...585$ °С, $P_3 = 25$ МПа) деформация ползучести обеспечивается переползанием дислокаций. Подтверждается предположение Виртмана, что ползучесть контролируется способностью краевых дислокаций обходить препятствия путем переползания. При установленном значении A и $n \approx 5$ дислокационную модель ползучести, предусматривающую переползание краевых дислокаций, можно описать уточненным уравнением Виртмана [10]: $\varepsilon_{уст} = (AD_m Gb / RT(\sigma/G)^5$.

Установили, что механизм деформации металла сварных соединений паропроводов зависит от термически активируемого процесса переползания дислокаций. Повышение сопротивления ползучести в процессе возврата представляется возможным путем одновременной реализации рассмотренных механизмов торможения движения дислокаций. Изучение особенностей возврата послужит основой для изучения кинетики рекристаллизации, имеющей место при наработке паропроводов свыше 290...300 тыс. ч.

Выводы

1. Установили, что деформационные и диффузионные процессы как составляющие механизма возврата обеспечивают разупрочнение металла длительно эксплуатируемых в условиях ползучести сварных соединений паропроводов.

2. Выявили, что разупрочнение участков металла ЗТВ, а также металла шва и основного металла сварных соединений паропроводов, при их

наработке свыше 270 тыс. ч составляет 5...8 %, что зависит от их структурного состояния, а также от деформационных и диффузионных процессов.

Список литературы

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. Дмитрик В. В. (2000). Моделирование структуры сварных соединений теплоустойчивых перлитных сталей. *Там же*, 4, 27–30.
3. Дмитрик В. В., Сыренко Т. А. (2012) К механизму диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений паропроводов. *Там же*, 5, 22–26.
4. Розенберг В. М. (1973) *Основы жаропрочности металлических материалов*. Москва, Металлургия.
5. Дмитрик В. В., Глушко А. В., Сыренко Т. А. (2017) Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів після тривалої експлуатації. *Автоматическая сварка*, 7, 19–23.
6. Дмитрик В. В., Глушко А. В., Григоренко С. Г. (2016) Особенности порообразования в сварных соединениях паропроводов в условиях длительной эксплуатации. *Там же*, 9, 56–60.
7. Хромченко Ф. А. (2003) *Ресурс сварных соединений паропроводов*. Москва, Машиностроение.
8. Glushko A. (2016) Research into defectiveness of welded joints of steam pipes operated over a long time. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 6, 1(84), 14–20.
9. Gottstein G., Shvindlerman L. S. (1999) *Grain Boundary Migration in Metals: Thermodynamics, Kinetics, Applications*. New York, CRC Press.
10. Humphreys F. J., Hatherly M. (1995) *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Oxford, Pergamon Press.

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. Dmitrik, V.V. (2000) Structure of welded joints from low-alloyed heat-resistant Cr-Mo-V pearlitic steels. *Ibid.*, 4, 26-29.
3. 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. *Ibid.*, 5, 20-24.
4. Rozenberg, V.M. (1973) *Principles of high-temperature strength*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
5. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Syrenko, T.A. (2017) Structural changes in metal of welded joints after long-term service. *The Paton Welding J.*, 7, 15-18.
6. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Grigorenko, S.G. (2016) Features of pore formation in welded joints of steam lines in long-term operation. *Ibid.*, 9, 51-54.
7. Khromchenko, F.A. (2003) *Service life of welded joints of steam pipelines*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
8. Glushko, A. (2016) Research into defectiveness of welded joints of steam pipes operated over a long time. *Eastern-Europ. J. of Enterprise Technologies*, 6, 1(84), 14-20.
9. Gottstein, G., Shvindlerman, L.S. (1999) *Grain boundary migration in metals: Thermodynamics, kinetics, applications*. New York, CRC Press.
10. Humphreys, F.J., Hatherly, M. (1995) *Recrystallization and related annealing phenomena*. Oxford, Pergamon Press.

В. В. Дмитрик¹, А. В. Глушко¹,
Т. А. Сыренко², С. Г. Григоренко³

¹НТУ «ХП». 61002, м. Харків, ул. Кирпичова, 2.

E-mail: svarka126@ukr.net

²Харківський машинобудівний коледж.
61068, г. Харків, ул. Плеханівська, 79

³ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України.
03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ОСОБЛИВОСТІ ЗНЕМІЦНЕННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКСПЛУАТОВАНИХ ПАРОПРОВОДІВ

Прояв повернення в металі зварних з'єднань паропроводів із теплостійких перлітних сталей, які тривалий час експлуатуються в умовах повзучості, характеризується певними структурними змінами. Такі зміни забезпечують знеміцнення металу зварних з'єднань. У роботі розглянуто особливості структурних і деформаційних змін, а також прояв дифузії, що відбуваються в процесі повернення і призводять до знеміцнення металу зварних з'єднань паропроводів при їх напрацюванні понад 270 тис. год. Бібліогр. 10, рис. 7.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, повернення, структурний стан, знеміцнення, дислокації, дифузія, зона термічного впливу

V.V. Dmitrik¹, A.V. Glushko¹, T.A. Syrenko², S.G. Hryhorenko³

¹NTU «KhPI». 2 Kirpicheva Str., 61002, Kharkov, Ukraine.
E-mail: svarka126@ukr.net

²Kharkov Machine Building College.

79 Plekhanovskaya Str., 61068, Kharkov, Ukraine.

³E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

FEATURES OF EMBRITTLEMENT OF WELDED JOINTS OF OPERATED STEAM PIPELINES

The development of recovery in the metal of welded joints of steam pipelines of heat-resistant pearlitic steels, which are long operated in the creep conditions, is characterized by certain structural changes. Such changes provide embrittlement in the metal of welded joints. The article considers the features of structural and deformational changes, as well as the development of diffusion which occur in the process of recovery and leads to embrittlement in the metal of welded joints of steam pipelines, at their service of over 270 hours. 1 Ref., 7 Fig.

Keywords: welded joints of steam pipelines, recovery, structural state, embrittlement, dislocations, diffusion, heat-affected zone

Поступила в редакцію 15.03.2018

16 - 18 October 2018

Fair and Exhibition Centre
expoSilesia
www.exposilesia.pl

60th
International
Welding Conference
Organizer:
Institute of Welding

ExpoWELDING

IWS

International Welding Fair

ul. Braci Mieroszewskich 124 | 41-219 Sosnowiec | expowelding@exposilesia.pl



Международная Ассоциация «Сварка» (г. Киев) организует участие украинских компаний на коллективном стенде в международной сварочной выставке «ExpoWELDING 2018», г. Сосновец, Польша, 16-18 ноября 2018 г. Выставка проводится один раз в два года и является крупнейшей сварочной выставкой в Восточной Европе. По вопросам участия в выставке «ExpoWELDING 2018» на коллективном стенде просьба обращаться: тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45, E-mail: journal@paton.kiev.ua. Статья, посвященная предыдущей выставке «ExpoWELDING 2016» и участию в ней украинских компаний на коллективном стенде, была опубликована в журнале «Автоматическая сварка» № 12, 2016, стр. 63-67 и находится в открытом доступе по ссылке: <http://patonpublishinghouse.com/as/pdf/2016/as201612part.pdf>.