



СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В.В. ДМИТРИК¹, О.В. СОБОЛЬ¹, М.А. ПОГРЕБНОЙ¹, А.В. ГЛУШКО¹, Г.И. ИЩЕНКО²

¹НТУ «Харьковский политехнический институт». 61002, г. Харьков, ул. Фрунзе, 21. E-mail: svarka126@ukr.net

²ОАО «Турбоатом». г. Харьков, пр-т Московский, 199. E-mail: office@turboatom.com.ua

Продление ресурса эксплуатации паропроводов является актуальной задачей. Изучение особенностей структурного состояния металла сварных соединений длительно эксплуатируемых паропроводов позволяет оценить уровень их повреждаемости и обосновать остаточный ресурс. В работе установлено, что структурные изменения сварных соединений из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ обусловлены диффузионными процессами, образованием межзеренных сегрегаций, карбидными реакциями, зарождением и развитием пор ползучести. Намечены пути управления структурным состоянием металла участков ЗТВ сварных соединений, направленные на уменьшение структурной неоднородности и продления ресурса эксплуатации. Библиогр. 10, рис. 10.

Ключевые слова: теплоустойчивые стали, сварные соединения паропроводов, структура, карбиды, поры, повреждаемость, диффузия, деформация, зона термического влияния

Деградацию металла длительно эксплуатируемых паропроводов из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ обеспечивают проходящие в нем физико-химические процессы. Интенсивность таких процессов, вызывающих структурные изменения в металле сварных соединений, является более высокой, чем в основном металле, что обусловлено наличием исходной структурной, химической и механической неоднородности, образующейся под воздействием сварочного нагрева. Уровень неоднородности в сварных соединениях существенно выше, чем в основном металле.

В процессе дальнейшей эксплуатации паропроводов, особенно после 250000 ч наработки, химическая, структурная и механическая неоднородности металла сварных соединений получают дальнейшее развитие. На наш взгляд, неоднородность каждого вида сначала следует рассматривать отдельно для последующего изучения их общего влияния на деградацию сварных соединений.

Целью работы является изучение особенностей структурных изменений металла длительно эксплуатируемых сварных соединений из сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ, что позволит оценить уровень их повреждаемости и уточнить остаточный ресурс.

Металл шва и участки зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений из приведенных термически упрочняемых сталей могут иметь исходную (после высокого отпуска) сорбитную, ферритно-бейнитную, ферритно-сорбитную структуры, а также другие структуры, допуска-

емые нормативной документацией [1–4]. Наибольший уровень структурной и механической неоднородности имеет участок неполной перекристаллизации металла ЗТВ, где новые продукты распада аустенита в исходной структуре представляют (в зависимости от сварочного нагрева) перлит, сорбит, троостит или даже мартенсит. Целесообразно, путем оптимизации сварочного нагрева, получать сварные соединения с возможно меньшей структурной неоднородностью. Например, ферритно-бейнитную или бейнитную структуру металла шва [5–7].

В процессе длительной эксплуатации сварных соединений в условиях ползучести (температура эксплуатации $T_3 = 545 \dots 585$ °С, рабочее давление $P_3 = 20 \dots 25$ МПа), их структуры с различной интенсивностью превращаются в отличающиеся по строению ферритно-карбидные смеси. Интенсивность структурных изменений, существенно зависящая от их исходного состояния, в наибольшей мере после наработки сварных соединений свыше 250000 ч проходит на участках сплавления, перегрева и неполной перекристаллизации металла ЗТВ [8, 9]. Структурные изменения обусловлены диффузионным перемещением хрома и молибдена из центральных зон кристаллов α -фазы в их приграничные зоны (объемная диффузия) и диффузионным перемещением приведенных элементов по границам зерен (зернограничная диффузия); образованием сегрегаций в приграничных зонах кристаллов; перемещением дислокаций путем скольжения и ползучести, что приводит к появлению фрагментации

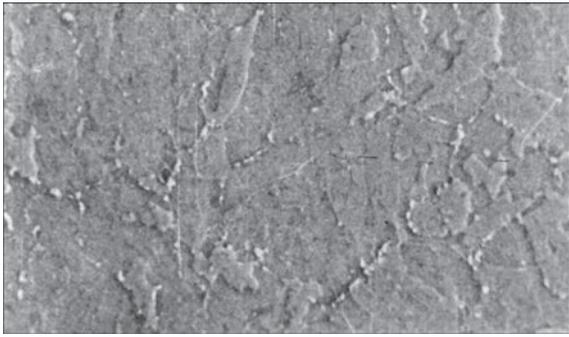


Рис. 1. Карбидные выделения в исходной структуре участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ сварного соединения из стали 15X1M1Ф (×2500)

(полигонизации) зерен α -фазы; переходом хрома и молибдена из α -фазы в карбиды, а также образованием новых карбидов VC и Mo_2C ; протеканием карбидных реакций $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$; коагуляцией карбидных фаз I гр.; зарождением и развитием микропор ползучести, а также превращением их в макропоры и макротрещины. Каждый из приведенных процессов соответственно способствует изменению структуры металла сварных соединений, что в совокупности определяет его деградацию и снижение жаропрочности. В связи с этим, необходимо отдельное рассмотрение повреждаемости по коррозионно-усталостному механизму.

В исходной структуре сталей 15X1M1Ф и 12X1MФ (рис. 1) по телу зерен α -фазы и по их границам расположены карбиды I гр M_3C (в основном), M_7C_3 и $M_{23}C_6$ (небольшое количество), а также II гр. — мелкодисперсные карбиды VC. Их исходная форма является округлой или игольчатой (VC).

В процессе старения самодиффузия хрома и молибдена из центральных зон зерен α -фазы в их приграничные зоны вызывает изменение сил связи между атомами. Диффузионное перемещение атомов хрома и молибдена, обусловленное градиентами их химических потенциалов, приводит к

образованию приграничных сегрегационных зон в кристаллах α -фазы [8, 9]. Наличие таких зон создает условия для прохождения карбидных реакций $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$, а также для коагуляции карбидов M_7C_3 и, преимущественно, $M_{23}C_6$. Коагуляция карбидов по границам зерен происходит, в основном, путем коалесценции, что приводит к образованию удлиненной, с возможным наличием разветвленности, формы карбидов (рис. 2). Коагулирующие (с меньшей интенсивностью) карбиды M_7C_3 и $M_{23}C_6$, которые расположены по телу зерен α -фазы, в основном, имеют форму, близкую к округлой. Карбид ванадия ($a_0 = 0,416$ нм) остается стабильным до 290000 ч эксплуатации [7]. Стабильность дисперсных карбидов ванадия является одним из факторов, определяющих ресурс данных сталей.

В процессе старения ($t_3 > 270000$ ч) по границам зерен α -фазы из удлиненных карбидов M_7C_3 и $M_{23}C_6$, имеющих диаметр около 0,15...0,3 мкм, образуются прерывистые цепочки (рис. 3). Приведенные карбиды имеют близкие поперечные размеры и существенно отличающиеся размеры по длине.

Можно показать, что решающее влияние на охрупчивание оказывают находящиеся на границах зерен карбиды M_7C_3 и $M_{23}C_6$, имеющие удлиненную форму. Например, ударная вязкость (KCU) сварного соединения паропровода, работающего в условиях острого пара, и имеющего структуру металла, приведенную на рис. 3, составляла 31 Дж/см², а основного металла с равномерно распределенными карбидами — 74 Дж/см². Выявили, что коагуляция карбидных фаз по границам зерен способствует дальнейшему снижению ударной вязкости до значения, ниже допустимого [1–4]. В процессе длительной наработки ($t_3 \gg 250000$ ч) диффундирующие из α -фазы элементы хрома и молибдена образуют новые карбиды (VC и Mo_2C), а также переходят в карбиды I гр., преимущественно в $M_{23}C_6$. Выявили, что после наработки 270000 ч

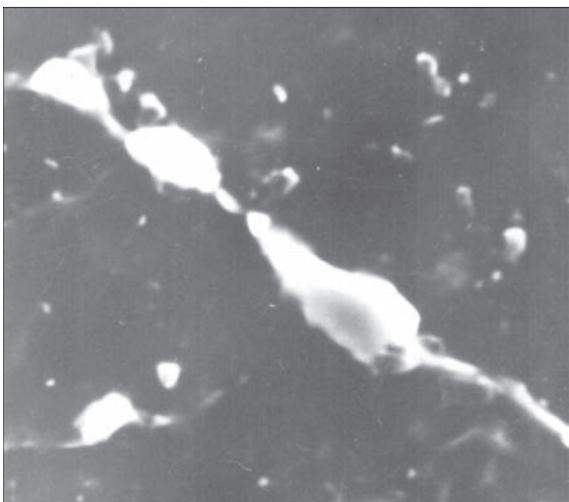


Рис. 2. Коагуляция путем коалесценции карбидов $M_{23}C_6$ по границам зерен α -фазы (×4000)

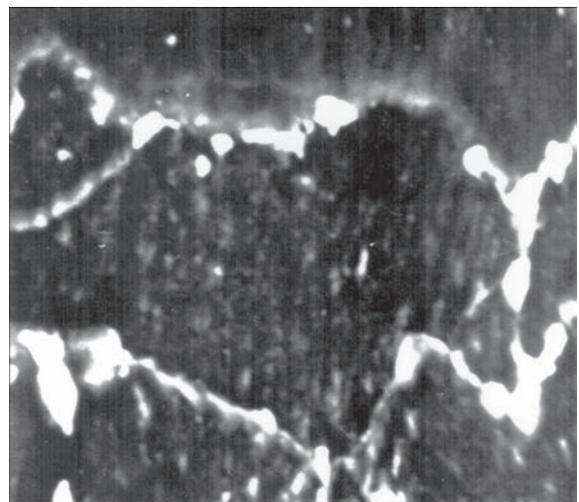


Рис. 3. Распределение карбидов $M_{23}C_6$ по границам зерен α -фазы (×2500)

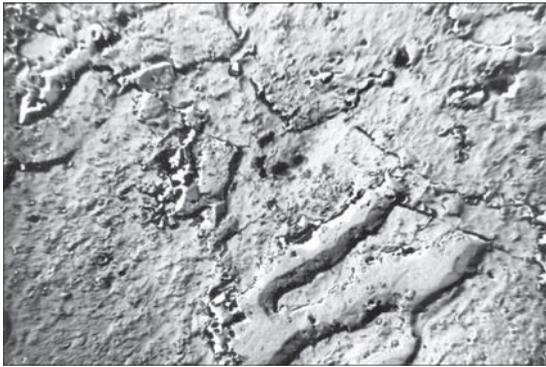


Рис. 4. Микроструктура ($\times 4500$) зерна на участке перегрева металла ЗТВ

в металле участка перегрева ЗТВ общее содержание легирующих элементов в карбидах составляло по хрому 60...65 %, молибдену — 70...75 % и ванадию — 80...82 %. Различная длина карбидов, на наш взгляд, обусловлена отличающейся скоростью достройки их решеток, что связано с уровнем сегрегации хрома и молибдена в приграничных зонах α -фазы и их диффузионным перемещением. Отличие интенсивности диффузионного перемещения характерно как для объемной, так и для зернограничной диффузии. Увеличение приграничных сегрегационных зон по ширине обеспечивается, на наш взгляд, в основном путем объемной диффузии, а их протяженность — зернограничной диффузией. В процессе длительного старения отмечается периодическое изменение направленности переходов отдельных атомов хрома и молибдена при установившемся общем направлении их диффузионного перемещения, что соответствует гантельному механизму диффузии [10], который является разновидностью вакансионного механизма. Реализация переходов рассматриваемого механизма представляется возможной только при наличии образующихся в виде гантелей вакансий.

В процессе старения увеличивается диффузионная подвижность вакансий, а также подвижность дислокаций, которые перемещаются путем скольжения и переползания.

Выявление дислокаций проводили металлографическим методом, позволяющим определять места выхода дислокаций на рабочую поверхность шлифа, а также использованием метода электронной микроскопии (на просвет), что позволило оценить количественно плотность дислокаций.

Эффект перемещения дислокаций по механизму скольжения и по механизму переползания, что приводит к частичному устранению границ зерен, отмечался и ранее [6]. Рассасывание участков границ зерен, обеспечивающее последующее укрупнение зерен, можно рассматривать как начальную стадию процесса первичной рекристаллизации. Торможение дислокаций приводит к их выстраиванию в линии, а

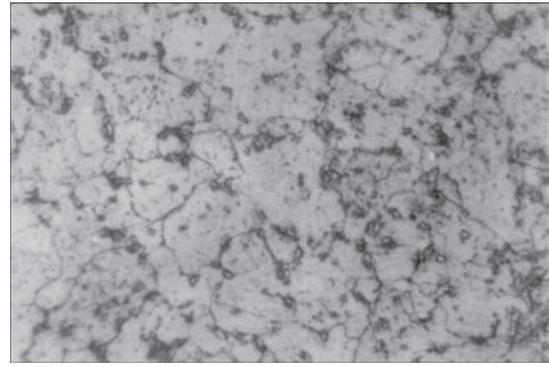


Рис. 5. Микроструктура ($\times 360$) участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ (новые продукты распада аустенита представляют глобуляризованный перлит)

затем — в полосы, что приводит к проявлению фрагментации (полигонизации) зерен (рис. 4) и обуславливает увеличение интенсивности зарождения пор. Образующиеся новые карбидные фазы VC и Mo₂C усиливают торможение перемещающихся дислокаций, что также способствует образованию полигонального строения зерен α -фазы. Заметим, что в условиях характерного для металла паропроводов старения, одновременно с различной интенсивностью, происходит его упрочнение и разупрочнение [7].

Установлено, что наиболее высокий уровень полигонизации зерен α -фазы, а также эффект перемещения дислокаций отмечается на участке неполной перекристаллизации металла ЗТВ сварных соединений, где новые продукты распада аустенита представляют глобуляризованный перлит, расположенный в виде оторочек по границам действительных аустенитных зерен. Торможение дислокаций, перемещающихся путем скольжения, наиболее эффективно обеспечивается особо мелкодисперсными карбидами VC и в несколько меньшей мере Mo₂C и M₇C₃, M₂₃C₆, а также M₃C. Важно, чтобы карбиды, особенно VC, равномерно располагались по телу и границам зерен.

При массовой деформации сварных соединений паропроводов менее 1 % (наработка в услови-

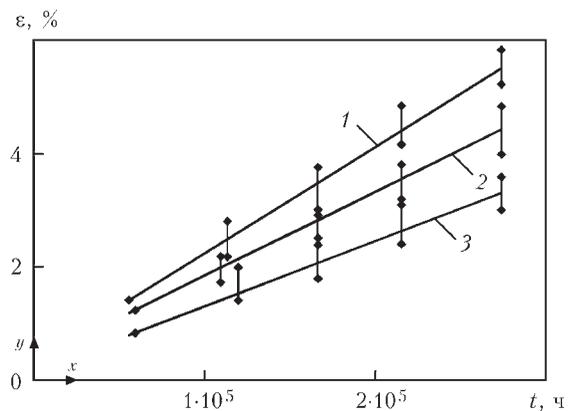


Рис. 6. Зависимость остаточной деформации от структуры новых продуктов распада аустенита участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ: 1 — глобуляризованный перлит; 2 — сорбит; 3 — троостит

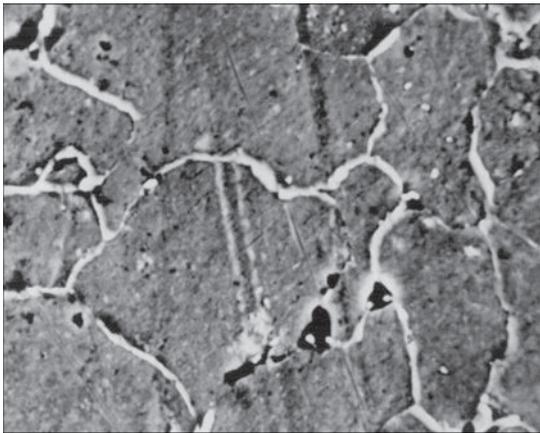


Рис. 7. Поры ползучести на границах зерен α -фазы. Нароботка сварных соединений 275000 ч ($\times 2500$)

ях ползучести около 250000 ч), участок неполной перекристаллизации металла ЗТВ (мягкая прослойка), по данным Ф.А. Хромченко [5], может деформироваться на 6...8 %. Установили [7], что применительно к наработке аналогичных сварных соединений около 276000 ч, его деформация составляет 4...5 %. Уровень деформации определяли на элементах действующих паропроводов и на образцах, испытанных на длительную прочность. На образцах, вырезанных из действующих паропроводов, изучали структуру, фрагментацию зерен α -фазы, линии и полосы скольжения, что также подтверждало уровень их деформации.

Определили, что металл шва, имеющий структуру бейнита (сплав типа 09ХМФА, основной металл – сталь марки 15Х1М1Ф), характеризуется наименьшей скоростью ползучести по сравнению с другими исходными структурными состояниями, допускаемыми нормативной документацией. Величина деформации металла шва, имеющего структуру верхнего и нижнего отпущенного бейнита, отличалась незначительно (около 7...9 %), что позволяет не учитывать его структурные различия. Выявили, что металл участка неполной перекристаллизации ЗТВ со структурой, где новые продукты распада аустенита представляют гло-

буляризованный перлит (рис. 5), деформируется в большей степени, чем металл, где новые продукты представляют сорбит, троостит или бейнит (рис. 6). Заметим, что оптимизация термических условий сварки позволяет на данном участке предотвращать образование новых продуктов распада аустенита в виде мартенсита или глобуляризованного перлита [3].

Процесс деформации сварных соединений обуславливает зарождение и развитие в их металле пор ползучести. Выявление пор проводили на шлифах, которые сначала подвергали механическому полированию, а затем электрополированию в концентрированной ортофосфорной кислоте и последующему травлению в 5%-ой HNO_3 . Приведенную обработку проводили на шлифах из стали 12Х1МФ 3...4 раза, а на шлифах из стали 15Х1М1Ф, при наличии в их структуре бейнитной составляющей, от 5 до 7 раз. В структуре участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ, при его деформации 4...6 %, на границах контакта двух или трех зерен, где совпадают границы аустенитных зерен с границами зерен изучаемой структуры и расположены коагулирующие карбиды M_{23}C_6 , отмечается наиболее интенсивное зарождение пор (рис. 7). На границах контакта зерен, где отсутствовали коагулирующие карбиды, пор было значительно меньше. На наш взгляд, поры размером 0,03...0,07 мкм можно считать зародышевыми. Образование зародышевых пор можно считать начальной стадией повреждаемости. Поры ползучести в металле сварных соединений преимущественно образуются по границам зерен и по их телу (менее интенсивно) перпендикулярно растягивающим напряжениям. В процессе наработки сварных соединений > 250000 ч расположение пор в их структурах становится хаотическим. Следует также отметить, что на участках сплавления и неполной перекристаллизации металла ЗТВ (сварные соединения острого пара из стали 12Х1МФ, наработка > 270000 ч) интенсивность образования пор была примерно на 40...60 %

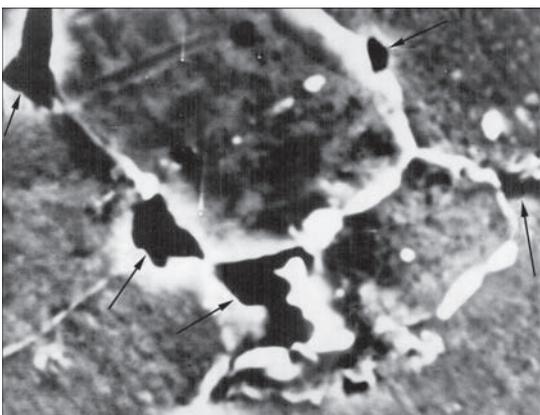


Рис. 8. Форма пор ползучести (обозначены стрелками) после наработки сварных соединений 276000 ч ($\times 3500$)

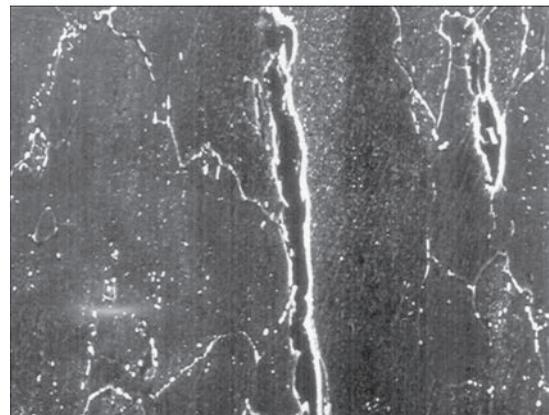


Рис. 9. Трещина ползучести в сварном соединении. Нароботка 280000 ч ($\times 2500$)

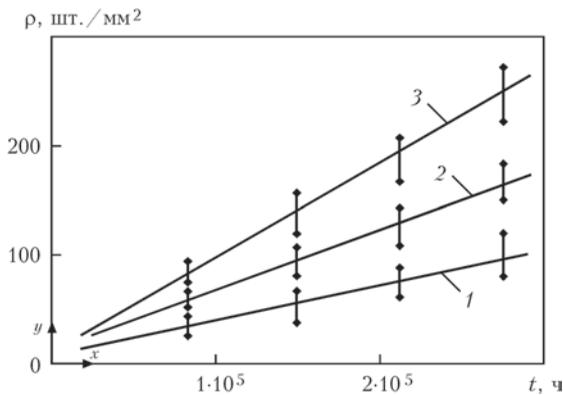


Рис. 10. Зависимость плотности пор ползучести ρ (продольный размер — 0,5...3,0 мкм), расположенных по границам зерен α -фазы, от номеров аустенитных зерен участка перегрева металла ЗТВ сварного соединения из стали 15X1M1Ф: 1 — шестой номер; 2 — пятый; 3 — четвертый (наработка 276000 ч)

больше, чем в основном металле. На участке перегрева, соответственно, на 30 %. В процессе развития форма пор становилась разветвленной (рис. 8) и при слиянии отдельных пор образовывались трещины ползучести (рис. 9), развивающиеся по хрупкому механизму. Количество, а также интенсивность развития пор и трещин ползучести зависят от величины аустенитных зерен (рис. 10) (ГОСТ 5639–82), что характерно для участков сплавления и перегрева металла ЗТВ.

Путем испытаний на длительную прочность и ползучесть установили, что критическая степень остаточной деформации металла участка неполной перекристаллизации ЗТВ стыковых сварных соединений паропроводов из стали 15X1M1Ф не должна превышать 1,5 %, а для стали 12X1M1Ф — 2,0 % при их массовой деформации менее 1 %, а ее превышение обуславливает резкое увеличение интенсивности образования пор.

Выводы

1. Установлено, что структурные изменения металла длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов из сталей 15X1M1Ф и 12X1M1Ф обусловлены диффузионными процессами; образованием сегрегаций; переходом хрома и молибдена в карбиды и образованием новых карбидов; карбидными реакциями; зарождением и развитием пор ползучести.

2. Установили, что уменьшение уровня структурной неоднородности, образующейся в условиях длительной эксплуатации сварных соединений, приводит к уменьшению интенсивности образования пор ползучести.

1. *Методические указания по оценке живучести оборудования тепловых электростанций СО 153-34.17.456–2003.* – М.: ОРГРЭС, 2005.
2. *ОСТ 34-70-690–96.* Металл паросилового оборудования электростанций. Методы металлографического анализа в условиях эксплуатации. – М.: ВТИ, 1998.
3. *СО 153-34.17.-455–2003.* Инструкция по продлению срока службы паропроводов из центробежнолитых труб на тепловых электростанциях. – М. СПО ОРГРЭС, 2003.
4. *РД 153-34.1-17.467–2001.* Экспрессный метод для оценки остаточного ресурса сварных соединений коллекторов котлов и паропроводов по структурному фактору. – М. ОРГРЭС, 2001.
5. *Хромченко Ф.А.* Ресурс сварных соединений паропроводов. – М.: Машиностроение, 2002. – 351 с.
6. *Елпанова Н.В., Березина Т.Г.* Влияние структуры на кинетику разрушения стали 12X1M1Ф при ползучести // *Металловедение и термич. обработка металлов.* – 1989. – № 7. – С. 36–39.
7. *Дмитрик В.В.* Сварные соединения паропроводов. – Харьков: Майдан, 2013. – 163 с.
8. *Дмитрик В.В., Барташ С.Н.* Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов ТЭС // *Автомат. сварка.* – 2014. – № 4. – С. 32–33.
9. *Дмитрик В.В., Барташ С.Н.* Особенности повреждаемости сварных соединений паропроводов по механизму ползучести // Там же. – 2010. – № 6. – С. 22–25.
10. *Бутягин П.Ю.* Химическая физика твердого тела. – М.: Изд-во Московского ун-та, 2006. – 265 с.

Поступила в редакцию 20.05.2015

Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збірник наукових статей. – Київ: Інститут електросварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2015. – 816 с. (електронне видання <http://patonpublishinghouse.com/rus/compilations#winresurs2015>).

До збірника ввійшли статті, які підготовлені за результатами цільової комплексної програми НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин», отриманими впродовж 2013–2015 рр., до реалізації якої було залучені інститути НАН України. Мета програми — розробка методологічних основ прогнозування залишкового ресурсу конструкцій, створення методів, технічних засобів і технологій для оцінки технічного стану та подовження термінів експлуатації техногенно та екологічно небезпечних об'єктів.

Для наукових співробітників, інженерів, студентів старших курсів, зайнятих розробкою та експлуатацією конструкцій, споруд та машин.

Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин

