



## ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБОПРОВОДОВ ТЭС

**В. В. ДМИТРИК**, канд. техн. наук (Укр. инж.-пед. акад., г. Харьков),  
**А. К. ЦАРЮК**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),  
**А. А. БУГАЕЦ**, канд. техн. наук, **Е. Д. ГРИНЧЕНКО**, инж. (ОАО «Турбоатом», г. Харьков)

Описана структура и свойства сварных соединений теплоустойчивой стали 15X1M1Ф после длительного срока эксплуатации. Дана расчетная оценка повреждаемости соединений и сделан вывод о недопустимости их дальнейшей эксплуатации.

*Ключевые слова:* сварные соединения, теплоустойчивые стали, паропроводы, поры, ресурс эксплуатации, повреждаемость, структура, ползучесть

В настоящее время основная часть (до 90 %) оборудования и трубопроводов ТЭС и ТЭЦ исчерпала проектный срок службы (100 тыс. ч) и частично (до 50 %) парковый ресурс (более 150 тыс. ч) [1]. В связи с этим важной и актуальной проблемой является обеспечение их эксплуатационной работоспособности и надежности.

Для определения остаточного ресурса сварных соединений труб паропроводов, кроме методов расчета по номинальным напряжениям, в последнее время широко используют метод оценки по структурному фактору, для которого основным показателем является микроповрежденность металла, а факультативным — его микроструктура.

Повреждения в сварных соединениях — один из основных факторов, влияющих на снижение ресурса эксплуатации трубопроводов энергоблоков ТЭС. Как правило, ресурс сварных соединений труб составляет 0,6...0,8 ресурса основного металла [2]. Повреждения сварных соединений труб паропроводов развиваются по различным механизмам. При длительной эксплуатации паропроводов из теплоустойчивых сталей системы Cr—Mo—V (наработка свыше 150 тыс. ч) основным видом повреждений сварных соединений являются микротрещины ползучести [3], которые зарождаются и развиваются преимущественно на участке неполной перекристаллизации металла зоны термического влияния (ЗТВ), подвергающемся при сварке нагреву в межкритическом интервале температур  $A_{c3}-A_{c1}$ . При этом в процессе развития повреждений можно выделить несколько стадий [2, 4–7]:

подготовительную (начальную), когда изменения микроструктуры не приводят к зарождению микроповреждений;

инкубационную, когда формируются микропоры ползучести размером 0,05...0,90 мкм, которые можно выявить с помощью электронного микроскопа;

появление микроповреждений в виде пор ползучести размером 1...3 мкм и более (наблюдается также формирование цепочек пор, их слияние и образование микротрещин; при этом на участке повреждения имеет место значительная деградация микроструктуры металла).

Целью настоящей работы является оценка остаточного ресурса сварных соединений труб паропроводов свежего пара (630X25 мм) и горячего промежуточного перегрева (325X60 мм) из стали 15X1M1Ф на Запорожской ТЭС после их эксплуатации свыше 180 тыс. ч. При этом использовали метод оценки по структурному фактору на основе исследований микроструктуры и свойств металла сварных соединений труб паропроводов из указанной стали.

Химический состав основного и наплавленного металла сварных соединений стали 15X1M1Ф приведен в табл. 1.

Расчетный ресурс, предусматривающий допускаемые напряжения в нормах расчета на прочность при ползучести, определяли на основе предела длительной прочности за 100 тыс. ч с коэффициентом запаса 1,5 [4]. Время до разрушения исследуемых сварных соединений при указанном запасе прочности в основном значительно превышало расчетный ресурс. Результаты исследований микроструктуры и свойств металла сварных соединений труб паропроводов свежего пара и промежуточного перегрева и труб паропроводов, находящихся в пределах котла и эксплуатирующихся свыше 180 тыс. ч при температуре 545 °С, показали возможность продления срока их службы свыше предусмотренного нормативной документацией [8].

**Содержание химических элементов металла сварных соединений труб из стали 15X1M1Ф, мас. %**

Объект исследования	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
Основной металл	0,13	0,26	0,77	1,26	0,99	26,0	0,021	0,020
Шов	0,01	0,27	1,13	1,04	0,61	0,16	0,024	0,022

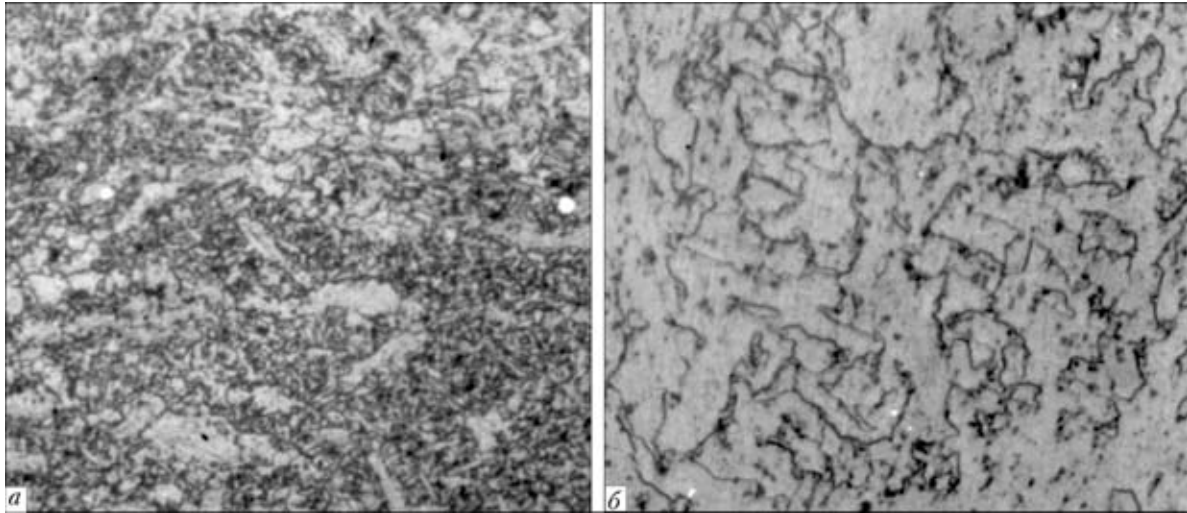


Рис. 1. Микроструктура металла шва сварного соединения паропровода свежего пара (наработка 198 тыс. ч): а,  $\times 100$ ; б,  $\times 750$

Однако для предотвращения внезапного разрушения, которое является очень опасным и вполне вероятным, требуется достаточно точное и конкретное прогнозирование остаточного ресурса сварных соединений труб паропроводов.

Для индивидуальной диагностики металла труб паропровода использовали методы изучения его микроструктуры, учитывающие связь между структурой и свойствами металла сварных соединений, что позволило получить достаточно точные данные для оценки их остаточного ресурса в зависимости от степени повреждаемости [9, 10].

В массиве из 30 сварных соединений труб паропроводов ТЭС Украины (однотипных или близких к таковым), наработка которых составляла свыше 190 тыс. ч, повреждаемость, обусловленная технологическим фактором, составляла 80 % на участке неполной перекристаллизации, 8 % на участке сплавления и 12 % в металле шва.

Приведенные данные близки к полученным в работе [2], некоторое расхождение между ними можно объяснить различным временем наработки сварных соединений. Следует отметить, что на их повреждаемость после 150 тыс. ч наработки су-

щественное влияние оказывает участвовавшее количество пусков-остановов. Повреждаемость в условиях низкотемпературной ползучести, происходит преимущественно по механизму порообразования [5].

После 190 тыс. ч наработки сварных соединений труб, выполненных ручной дуговой сваркой покрытыми электродами по штатной технологии, интенсивность их повреждаемости в металле шва возрастает.

Микроструктура металла шва (рис. 1) представляет собой ферритно-карбидную смесь. Отдельные ферритные зерна имеют вытянутую форму. Формируются цепочки длиной 0,1...0,3 мм из равноосных и вытянутых зерен, ориентированных по направлению теплоотовода при сварке. Размер равноосных зерен металла шва соответствует 9 баллам (ГОСТ 5639-82). Карбидные выделения по границам зерен располагаются чаще, чем по их телу. Миграция границ зерен от карбидных выделений, в том числе и от коагулирующих  $M_{23}C_6$ , не наблюдается. Возле коагулирующих карбидов, находящихся на границах зерен, выявлено наличие пор, местами укрупненных (рис. 2). Следует от-

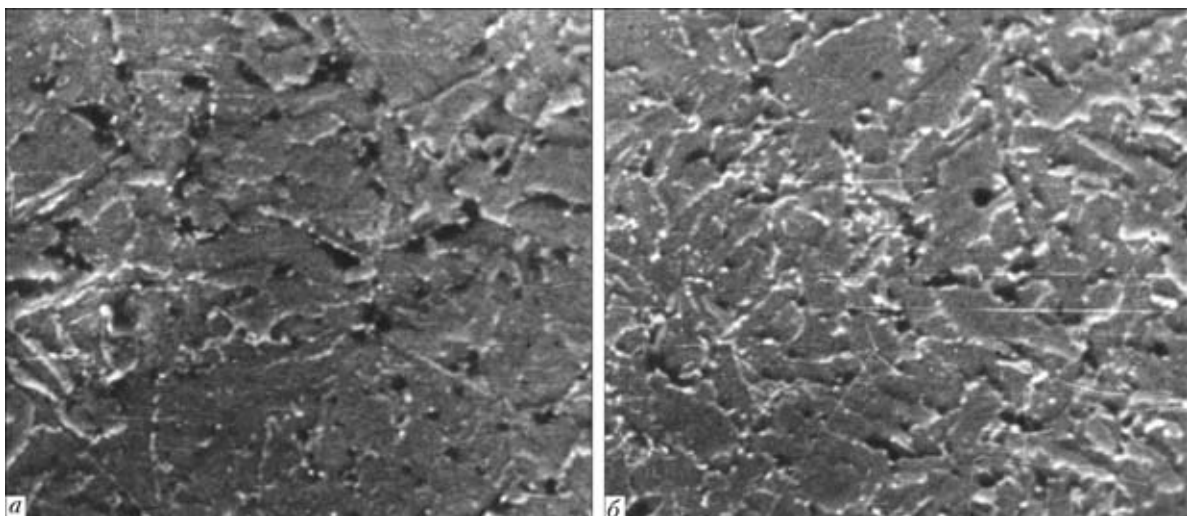


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 2500$ ) сварных соединений труб паропровода с повреждениями: а — металл шва; б — участок неполной перекристаллизации ЗТВ

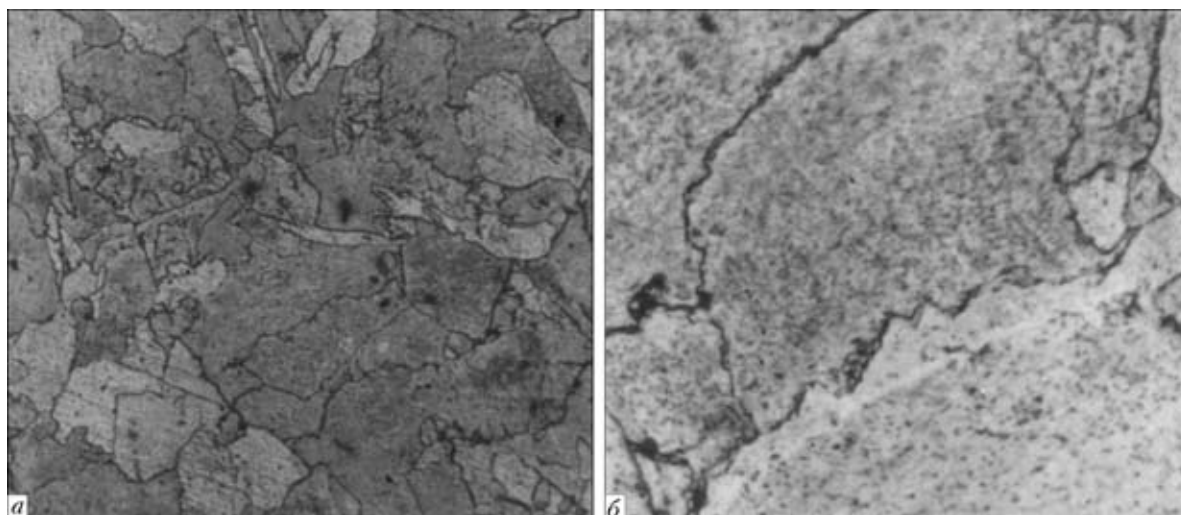


Рис. 3. Микроструктура основного металла сварного соединения стали 15X1M1Ф: *a*,  $\times 100$ ; *b* —  $\times 750$

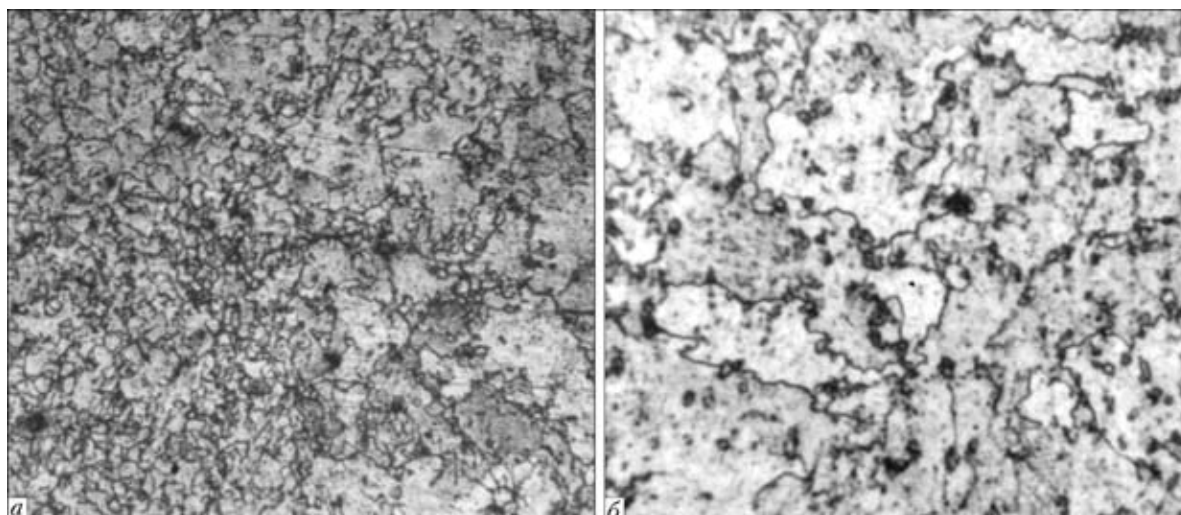


Рис. 4. Микроструктура участка неполной перекристаллизации сварного соединения: *a*,  $\times 100$ ; *b* —  $\times 750$

метить, что интенсивность коагуляции отдельных выделений карбидов, расположенных по границам зерен металла шва, более высокая, чем в основном металле. Наличие пор определяли с помощью световой и электронной микроскопии. Травление образцов выполняли по усовершенствованной методике [5], а также в растворе  $H_2SO_4$  (20 мл) в 100 мл дистиллированной воды, нагретой до температуры  $75\text{ }^\circ\text{C}$  [11].

В микроструктуре металла шва имело место формирование как зародышевых микропор размером  $0,05\text{...}2,00\text{ }\mu\text{м}$ , преимущественно шаровидной и эллипсоидной формы, обнаруженных с помощью электронной микроскопии, так и пор размером  $2\text{...}7\text{ }\mu\text{м}$ , выявленных металлографическим анализом, в том числе и по репликам методом оптической микроскопии (рис. 2). Причем указанные поры, имеющие форму микротрещин, в основном сосредотачивались по границам зерен и контактировали непосредственно с карбидными выделениями  $M_{23}C_6$ , а также с неметаллическими включениями. Поры соединялись в цепочки, образуя по границам зерен зародыши микротрещин.

Микроструктура основного металла представляла собой ферритно-карбидную смесь с размером

зерна 4 балла (рис. 3). Относительно мелкодисперсные карбиды ( $0,7\text{...}1,2\text{ }\mu\text{м}$ ) достаточно равномерно распределялись по телу зерна. Укрупненные ( $1,2\text{...}2,1\text{ }\mu\text{м}$ ) карбидные выделения  $M_{23}C_6$  формировались главным образом по границам зерен. Основной металл характеризовался также наличием пор преимущественно шаровидной или эллипсоидной формы размером  $0,05\text{...}1,50\text{ }\mu\text{м}$ , имеющих более равномерное, чем в металле шва, расположение. Микротрещины по границам зерен образовывались значительно реже, их средняя плотность составляла примерно  $300\text{...}400\text{ пор}/\text{мм}^2$ , что на  $40\text{...}50\%$  меньше, чем в металле шва.

Микроструктура участка неполной перекристаллизации (рис. 4) характеризуется наличием разнотерности — наряду с мелкими зернами ( $5\text{...}10\text{ }\mu\text{м}$ ) присутствуют крупные ( $50\text{...}70\text{ }\mu\text{м}$ ). В качестве нового продукта распада аустенита здесь имеет место преимущественно глобуляризованный перлит. Средняя плотность пор (см. рис. 2, *b*) примерно на  $10\text{...}15\%$  больше, чем в металле шва, но их размеры меньше, распределение более равномерное и форма более округлая (см. рис. 2).

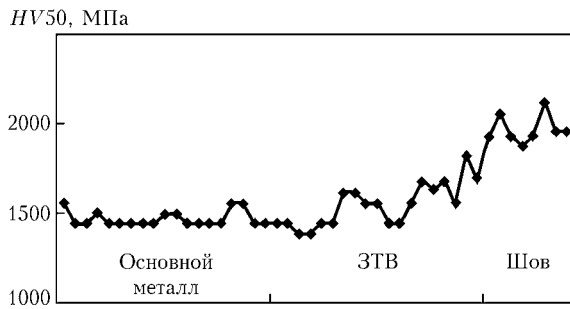


Рис. 5. Распределение микротвердости  $HV$  в металле сварного соединения

Разрушение по металлу шва в условиях рабочих напряжений и температур носит межкристаллитный характер, поскольку коалесценция пор по границам удлиненных зерен является облегченной. Сопrotивляемость разрушению здесь обусловлена как стабильностью упрочняющих фаз, так и повышенным уровнем их флуктуации по границам зерен, что обеспечивается соответствующим сварочным нагревом. Повреждаемость металла при наработке свыше 190 тыс. ч зависит от формы зерен, определяемой отношением их длины  $L$  к ширине  $l$ , т. е. от коэффициента неравномерности зерен [12]. Установлено, что зерна структуры металла шва, в которых  $L > l$ , образуются при сварке на повышенных (штатных) режимах. При соотношении  $L/l = 1$  формируются равноосные зерна, а при  $L/l = 1,5...1,9$  интенсивность повреждаемости металла шва в условиях низкотемпературной ползучести в среднем увеличивается на 20...30 %, что подтверждается количеством пор на  $1 \text{ мм}^2$  и их концентрацией (см. рис. 2).

На основе моделирования сварочного нагрева [13, 14] разработаны рекомендации по выбору режимов процесса сварки теплоустойчивых сталей, обеспечивающих формирование мелкозернистой структуры металла шва, состоящей из равноосных разориентированных зерен. Кроме того, установлено, что размер неметаллических включений в металле шва, соответствующий баллу 2 (ГОСТ 1178-70), после 190 тыс. ч наработки способствует образованию пор ползучести, в связи с этим возникает необходимость снижения количества таких включений [15].

Кратковременные механические свойства образцов, вырезанных из металла шва труб паропроводов свежего пара после 196 тыс. ч эксплуатации (рис. 5), ниже исходных, что согласуется с данными работ [2, 8]:  $\sigma_B = 421 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_T = 280 \text{ МПа}$ ;  $\delta = 15,8 \%$ ;  $\psi = 71,6 \%$ ;  $KCU = 59 \text{ Дж/см}^2$  ( $KCU$  образцов размером  $325 \times 60 \text{ мм}$ , вырезанных из паропроводов по участку сплавления (рис. 6), находится на уровне  $69 \text{ кДж/см}^2$ ).

Для оценки остаточного ресурса исследованных сварных соединений паропроводов использована методика, описанная в работе [6]. Согласно данной методике в качестве критериев предлагается критическая поврежденность порами  $f_{\text{крит}}$ , при которой требуется экстренная замена элементов трубопроводов, а также предельно допустимая поврежденность порами  $f_{\text{пред}}$ , при которой необходима плановая замена поврежденных элементов за период времени не более  $\tau_{\text{доп}} = \tau(f_{\text{крит}}) - \tau(f_{\text{пред}})$ . Критическую и предельно допустимую поврежденность определяют с учетом структурного состояния металла. Для вычисления времени остаточной работы исследуемого сварного соединения до его критической поврежденности необходимо провести расчет коэффициента запаса времени  $K_\tau$ :

$$K_\tau = \frac{0,85\tau_{\text{крит}}}{\tau} - l.$$

При этом время остаточной работы до критической долговечности составляет  $\tau_{\text{доп}} = \tau K_\tau$ . В соответствии с указанными условиями предложена шкала расчета коэффициента запаса времени до критической поврежденности [6]:

$f, \%$	0,08	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35	0,40
$\tau/\tau_{\text{крит}}$	0,50	0,55	0,65	0,72	0,78	0,82	0,85	0,88
$K_\tau$	0,70	0,50	0,30	0,18	0,09	0,05	0	0

Приведенную шкалу можно использовать для расчета остаточной долговечности по поврежденности металла порами.

Для данного конкретного случая при оценке ресурса паропровода из стали 15X1M1Ф установлено образование пор размером свыше 1 мм, цепочек пор и зародышей микротрещин в металле

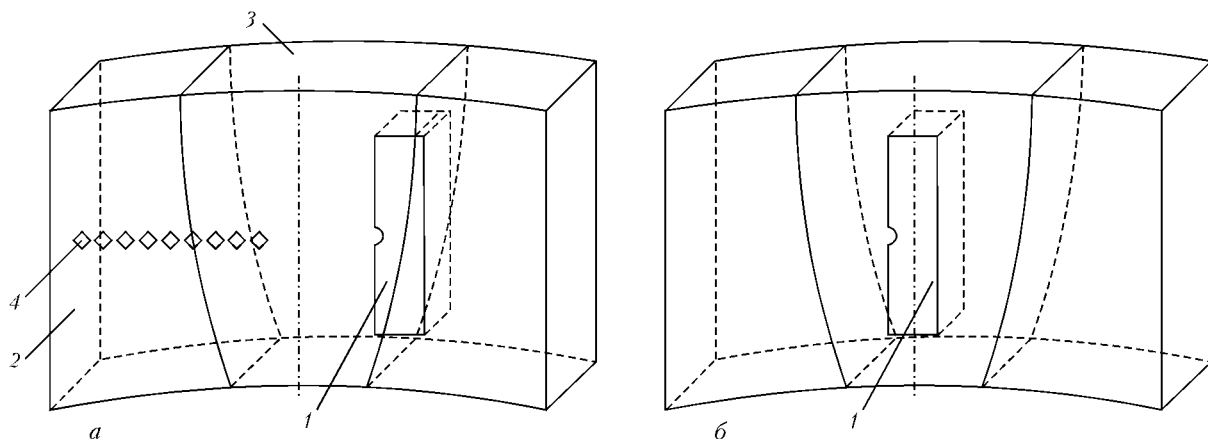


Рис. 6. Схемы вырезки образцов для испытаний на ударный изгиб ( $KCU$ ) из металла сварного соединения паропровода участка сплавления (а) и металла шва (б): 1 — образец Менаже; 2 — основной металл; 3 — шов; 4 — места замеров микротвердости



шва, ЗТВ и основном металле. При этом расчетная поврежденность  $f$  составляет более 0,35 %. Тогда остаточный ресурс элементов паропровода можно определить как

$$\tau_{\text{доп}} = \tau K_{\tau} = 190000 K_{\tau}.$$

В соответствии с приведенной шкалой расчета при поврежденности  $f = 0,35\%$   $K_{\tau} = 0$ , т. е. остаточный ресурс  $\tau_{\text{доп}}$  полностью исчерпан. Таким образом, исследованные элементы паропровода из стали 15X1M1Ф в дальнейшем эксплуатироваться не могут и подлежат экстренной замене.

### Выводы

1. Исследованы структура и свойства сварных соединений труб паропроводов свежего пара из стали 15X1M1Ф с наработкой свыше 190 тыс. ч. После указанной наработки сварные соединения труб паропроводов имеют повреждения (поры, цепочки пор, микротрещины) в металле шва, на участке неполной перекристаллизации ЗТВ и в основном металле. При этом расчетная поврежденность металла сварных соединений составляет более 0,35 %.

2. На основании полученных результатов определено, что исследованные сварные соединения паропровода не могут быть допущены к дальнейшей эксплуатации и подлежат экстренной замене.

1. Шеберстов А. Н. Состояние тепловых электростанций Украины, перспективы их обновления и модернизации // Энергетика и электрификация. — 2004. — № 12. — С. 478.
2. Хромченко Ф. А. Ресурс сварных соединений паропроводов. — М.: Машиностроение, 2002. — 351 с.

Structure and properties of welded joints in heat-resistant steel 15Kh1M1F after long-time operation are described. An estimate of damageability of the joints and a negative forecast of further operation are given.

3. Гофман Ю. М. Длительная прочность как критерий эксплуатационной надежности металла паропроводов // Теплоэнергетика. — 2000. — № 4. — С. 58–59.
4. Тюрин П. Я., Гуляев В. Н. Об увеличении срока службы элементов теплоэнергетического оборудования, работающих в условиях ползучести металла // Там же. — 1972. — № 6. — С. 2–4.
5. Анохов А. Е., Алехова И. А. Накопление повреждений в сварных соединениях паропроводов из стали 12X1MФ в процессе ползучести // Свароч. пр-во. — 1982. — № 9. — С. 34–35.
6. Березина Т. Г. Структурный метод определения остаточного ресурса деталей длительно работающих паропроводов // Теплоэнергетика. — 1986. — № 3. — С. 53–56.
7. Розенберг В. М. Ползучесть металла. — М.: Металлургия, 1967. — 257 с.
8. РД 34.17.421–92. Типовая инструкция по контролю и продлению службы металла основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций. — М.: Служба передового опыта ОРГРЭС, 1992. — 94 с.
9. Антикайн П. А. Обеспечение надежной эксплуатации котлов, сосудов и трубопроводов после исчерпания проектного срока службы // Теплоэнергетика. — 1996. — № 12. — С. 2–7.
10. Землин В. Н., Шрон Р. З. Пути повышения эксплуатационной надежности и увеличения ресурса сварных соединений теплоэнергетического оборудования // Там же. — 1988. — № 7. — С. 2–5.
11. Металлография железа. Ч. 2: Структура сталей с атласом микрофотографий / Под ред. Ф. Н. Тавадзе. — М.: Металлургия, 1972. — 478 с.
12. Портной Б. К., Бабич Б. Н. Дисперсноупрочненные материалы. — М.: Металлургия, 1974. — 199 с.
13. Дмитрик В. В., Калиниченко В. И. Моделирование процесса электродуговой сварки // Изв. вузов. Машиностроение. — 2003. — № 4. — С. 59–64.
14. Дмитрик В. В. Моделирование структуры сварных соединений теплоустойчивых перлитных сталей // Автомат. сварка. — 2000. — № 4. — С. 27–30.
15. Царюк А. К. Особенности влияния фосфора на размер неметаллических включений и свойства швов соединений теплоустойчивой стали // Там же. — 1999. — № 4. — С. 26–30.

Поступила в редакцию 14.02.2005,  
в окончательном варианте 01.03.2005

## ВНИМАНИЮ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ!

В Сент-Совейре (Монреаль, Канада) 10–12 октября 2006 г. состоится 6-й Международный симпозиум по сварке трением с перемешиванием (FSW). Одновременно будет проходить 7-й семинар Лицензионной ассоциации по сварке трением с перемешиванием (10 октября 2006 г.).

### Тематика симпозиума:

- совершенствование технологических процессов
- совершенствование методов моделирования и теории
- конструирование с помощью FSW
- новые промышленные применения FSW
- основные свариваемые металлы
- точечная FSW
- микроструктура и механические свойства
- контроль качества
- изучение коррозии

**Рефераты докладов следует направлять до 27 февраля по адресу:**

Rachel Wall, Meetings Section, TWI Ltd., Granta Park, Great Abington, Cambridge CB1 6AL, UK.  
Tel: +44(0) 1223 891162; E-mail: rachel.wall@twi.co.uk; Fax: +44(0) 1223 892794