



ОЦЕНКА ТЕХНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ ТЭС С УЧЕТОМ ВОДОРОДНОЙ ДЕГРАДАЦИИ ЭКСПЛУАТИРУЕМОГО МЕТАЛЛА*

Г. Н. НИКИФОРЧИН, О. З. СТУДЕНТ, доктора техн. наук
(Физико-механический ин-т им. Г. В. Карпенко НАН Украины),

С. М. СТЕПАНЮК, канд. техн. наук, **А. Д. МАРКОВ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Потерю трудоспособности деградированного металла оценивали из разных зон эксплуатируемого ($\sim 2 \cdot 10^5$ ч) и модельного (ремонтного) сварных соединений паропроводов острого пара ТЭС. Установлено, что текущее состояние эксплуатируемого основного металла можно оценивать лишь по локальным (кратковременная трещиностойкость), а металла шва, кроме того, еще и по интегральным (прочность, пластичность, твердость) механическим показателям. Показано, что механические свойства металла шва при эксплуатации ухудшаются интенсивнее по сравнению с основным металлом. Рекомендовано учитывать выявленные особенности деградации металла сварных соединений при оценке текущего состояния металла шва и определении остаточного ресурса сварных конструкций.

Ключевые слова: дуговая сварка, паропровод ТЭС, деградация металла, водородное охрупчивание, сварное соединение, металл шва, кратковременная трещиностойкость, интегральные механические характеристики

Для Украины в настоящее время оценка работоспособности теплоэнергетического оборудования особенно важна. Во-первых, по состоянию на конец 2005 г. количество блоков ТЭС со сроком эксплуатации свыше 30 лет составило около 80 % [1], поэтому для обоснования периодичности их обследований и возможности дальнейшей эксплуатации необходимо достоверно оценить текущее состояние деградированного в эксплуатационных условиях металла. Во-вторых, при монтаже любых крупногабаритных объектов нельзя обойтись без сварных соединений (СС), а статистика эксплуатационных повреждений свидетельствует, что именно они часто оказываются наиболее уязвимым звеном конструкций.

Методология оценки текущего состояния эксплуатируемого металла должна учитывать наибольшее количество факторов, которые влияют на его работоспособность. Это прежде всего влияние остановок и запусков оборудования при работе блоков ТЭС, что сопровождается нагревом и охлаждением элементов конструкций с соответствующим возникновением термических напряжений. Вместе с рабочими напряжениями они могут достигать сверхкритического уровня [2–4]. Кроме то-

го, в СС крупногабаритных конструкций не всегда можно избежать микродефектов. При одновременном влиянии высоких напряжений и технологических сред (пара или воды высоких температуры и давления) они могут превращаться в макротрещины [5]. Результаты исследований свойств эксплуатируемого металла (свыше $2 \cdot 10^5$ ч) свидетельствуют, что разрушение паропроводов часто возникает даже вопреки сохранению на удовлетворительном уровне характеристик прочности и ударной вязкости [3, 4]. Поскольку причиной является значительное снижение трещиностойкости [6–9], то в первую очередь именно этот фактор следует учитывать при определении работоспособности паропроводов. Эксплуатация их при температуре 540°C и давлении пара до 22 МПа, а также расположение вне границ котла делает сквозные повреждения паропроводов особо опасными для персонала. Периодический ультразвуковой контроль СС позволяет обнаруживать и устранять поврежденные участки. Вследствие макронеоднородности структуры и химического состава металл СС особенно уязвимым к совместному продолжительному влиянию высокотемпературной среды и нагрузкам [3]. Микропустоты в металле шва (МШ) [2] и структурные дефекты являются энергетически удобными ловушками для локализации водорода, который попадает в металл во время сварочных работ [6], а также из технологической среды [4]. Известно [4], что локальная концентрация водорода вблизи поверхностей изломов из поврежденных в процессе эксплуатации элементов паропроводов на порядок выше средней концентрации в деградированном

* Статья подготовлена по результатам выполнения целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин» (2004–2006 гг.).

Химический состав металла из разных зон ремонтного и эксплуатируемого СС, %

Металл СС	C	Cr	Mo	V	Ni	Mn	Si	Cu	S	P	Ti	Al	Co
Эксплуатируемый:													
МШ	0,050	1,06	0,68	0,20	0,18	1,09	0,344	0,21	0,016	0,031	0,002	0,0122	0,016
ОМ	0,154	1,33	1,02	0,26	0,17	0,59	0,423	0,20	0,011	0,021	0,002	0,0167	0,015
Ремонтный:													
неэксплуатируемый ОМ	0,157	1,39	0,97	0,29	0,20	0,91	0,296	0,22	0,017	0,021	0,001	0,0114	0,017
эксплуатируемый ОМ	0,136	1,33	1,02	0,25	0,12	0,75	0,285	0,02	0,012	0,027	0,003	0,0440	0,009
неэксплуатированный МШ	0,090	1,13	0,57	0,19	0,07	0,69	0,184	0,10	0,009	0,021	0,030	0,0113	0,010

металле, что свидетельствует о необходимости учета водородного фактора при развитии повреждения металла.

Целью настоящей работы является оценка механических свойств металла из разных зон СС после эксплуатации на паропроводе ТЭС и сравнение эксплуатируемого и неэксплуатируемого металла относительно склонности к водородному охрупчиванию.

Объект и методики исследований. Исследован металл из разных зон СС труб из стали 15Х1М1Ф, внешний диаметр и толщина стенки которых составляли соответственно 325 и 60 мм. Одно СС вырезали из паропровода ТЭС после эксплуатации в течение $19 \cdot 10^4$ ч, другое — из неэксплуатируемого (ремонтного) СС. Оба СС были получены многопроходной электродуговой сваркой с соблюдением технологического регламента на ведение соответствующих работ. Ремонтным СС моделировали замену поврежденного участка трубы на неэксплуатируемую трубу. В этом СС с одной стороны был эксплуатируемый основной металл (ОМ), а с другой — неэксплуатируемый ОМ. МШ такого СС не эксплуатировался, поэтому условно его считали как МШ в исходном состоянии и сравнивали его свойства с МШ после эксплуатации. Химический состав ОМ и МШ, эксплуатируемого и неэксплуатируемого СС, приведен в таблице.

Состояние металла оценивали по показателям, предусмотренным действующими нормативными документами (твердость *HRB*, характеристики прочности и пластичности), а также статической трещиностойкости. Гладкие цилиндрические образцы диаметром рабочей части 3 мм, ориентированные поперек стенки трубы, растягивали на машине УМЕ-10ТМ при скорости перемещения активного зажима $3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Образцы предварительно электролитически наводороживали в электролите (5%-й раствор H_2SO_4 в воде с добавлением 0,05 % тиосульфата натрия) в течение 15 мин при плотности тока $0,05 \text{ А/см}^2$. Одну часть нагружали до разрушения при условии наводороживания, а другую — без наводороживания на воздухе. Статическую трещиностойкость при ак-

тивной нагрузке (критическое значение *J*-интеграла J_{Ic}) оценивали в соответствии с требованиями [7] на одном образце, многократно частично разгружая его. Фрактографические исследования изломов образцов после испытаний проводили на сканирующем микроскопе.

Результаты и их обсуждение. В исходном состоянии твердость МШ ремонтного СС выше твердости ОМ (рис. 1), что удовлетворяет требованиям действующих нормативных документов. Поскольку твердость исследуемого СС из эксплуатируемого паропровода перед эксплуатацией неизвестна, предполагали, что она одного порядка с твердостью ремонтного СС и выше твердости ОМ.

После продолжительной эксплуатации твердость ОМ с обеих сторон СС почти не изменилась, что указывает на низкую чувствительность интегральных механических характеристик прочности и твердости к деградации низколегированных теплостойких сталей [8]. Вместе с тем зафиксировано существенное уменьшение твердости МШ (приблизительно от *HRB* 100 в исходном состоянии против *HRB* 75 после эксплуатации). Это дает основания утверждать, что такой интегральный показатель, как твердость является достаточно чувствительным к высокотемпературной деградации, лишь когда она происходит с высокой интенсивностью во времени и достигает уровня твердости эксплуатируемого МШ, т. е. становится уже недопустимо ниже твердости ОМ. Полученные ре-

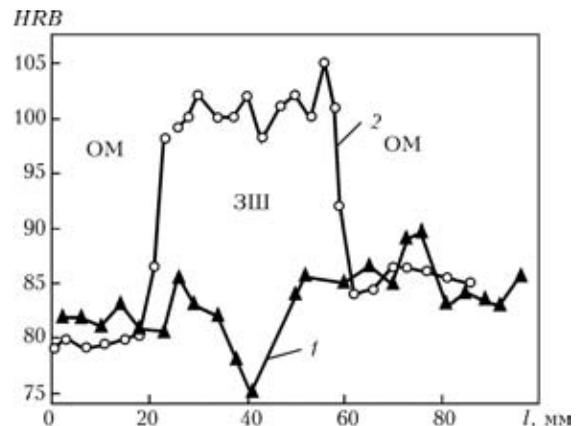


Рис. 1. Твердость *HRB* поперек эксплуатируемого (1) и неэксплуатируемого (2) СС

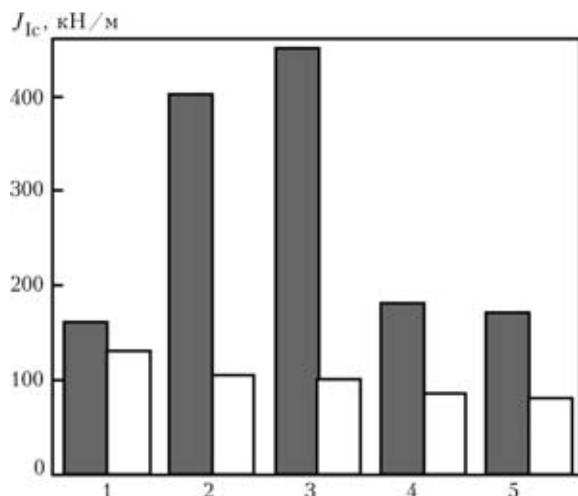


Рис. 2. Трещиностойкость J_c эксплуатируемого (светлые столбики) и неэксплуатируемого (темные) металла из разных зон СС: 1, 5 — ОМ по разные стороны ремонтного (1 — эксплуатируемый, 5 — неэксплуатируемый) и эксплуатируемого СС; 2, 4 — ЗТВ; 3 — МШ

зультаты также свидетельствуют о том, что именно МШ (сравнительно с ОМ) является особенно чувствительным к высокотемпературной деградации.

В ходе исследований кратковременной трещиностойкости разных зон СС [9], включая зону термического влияния (ЗТВ), установлено (рис. 2), что МШ и ЗТВ в ремонтном СС со стороны неэксплуатируемого ОМ имеют наибольшие значения J_c по сравнению с ОМ и ЗТВ со стороны эксплуатируемого металла. Следовательно, МШ перед эксплуатацией имеет наилучшие свойства не только по твердости, но и по трещиностойкости, которая во всех зонах эксплуатируемого СС является более низкой по сравнению с ре-

монтным СС. Однако максимальное ее уменьшение зафиксировано именно для МШ, что согласуется с результатами измерения твердости и подтверждает, что именно МШ присуща наивысшая склонность к деградации во время продолжительной эксплуатации.

Таким образом, вследствие деградации МШ в эксплуатационных условиях снижаются и твердость, и кратковременная трещиностойкость. Если предположить, что прочность (твердость, как обычно, коррелирует с прочностью) характеризует сопротивление вязкому, а трещиностойкость — сопротивление хрупкому разрушению, то зафиксированное снижение твердости эксплуатируемого МШ свидетельствует о его малом сопротивлении вязкому, а трещиностойкость — хрупкому разрушению. Следовательно, более интенсивная деградация МШ при эксплуатации может облегчать разрушение сварных конструктивных элементов как по вязкому, так и хрупкому механизмам.

Более интенсивную деградацию МШ подтверждают также фрактографические исследования изломов образцов, испытанных на трещиностойкость [9]. Образование (старт) трещины в МШ ремонтного и эксплуатируемого СС происходит по вязкому механизму путем образования, роста и объединения микропустот. Напротив рельефность деталей излома в эксплуатируемом МШ существенно меньше, а количество элементов скола и вторичного растрескивания с увеличением трещины возрастает (рис. 3, б, в). Все это признаки уменьшения энергозатрат на разрушение, которые согласуются с результатами испытаний на трещиностойкость.

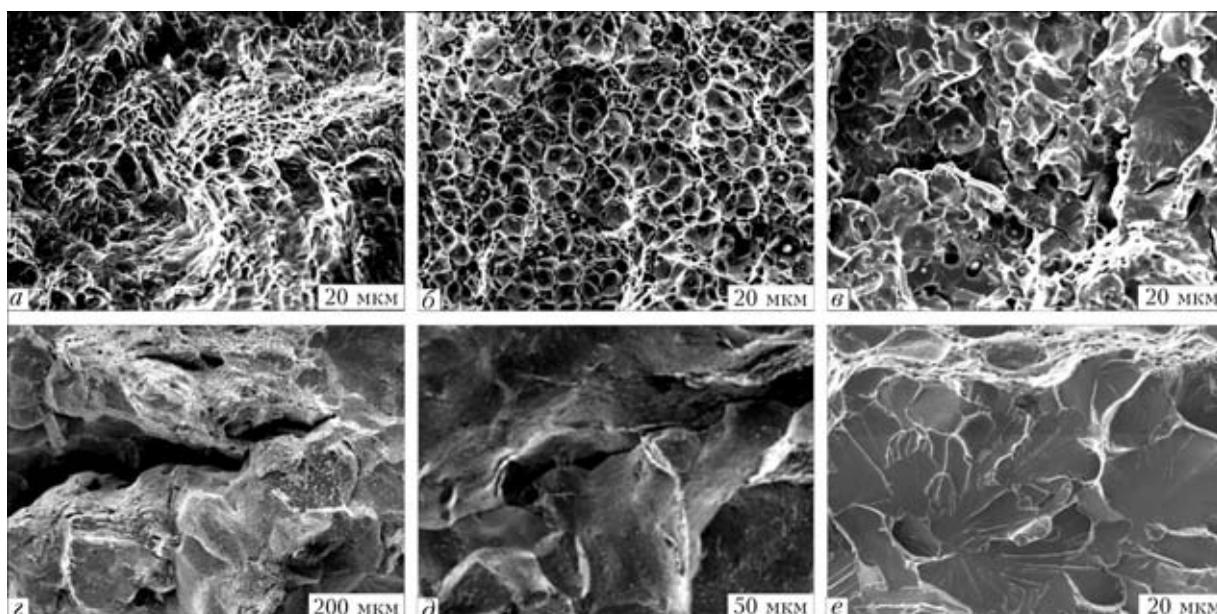


Рис. 3. Фрактографические особенности изломов после испытаний на статическую трещиностойкость МШ (а-в), ЗТВ (с, д), ОМ (е): а, с — ремонтное СС; б-е — эксплуатируемое СС

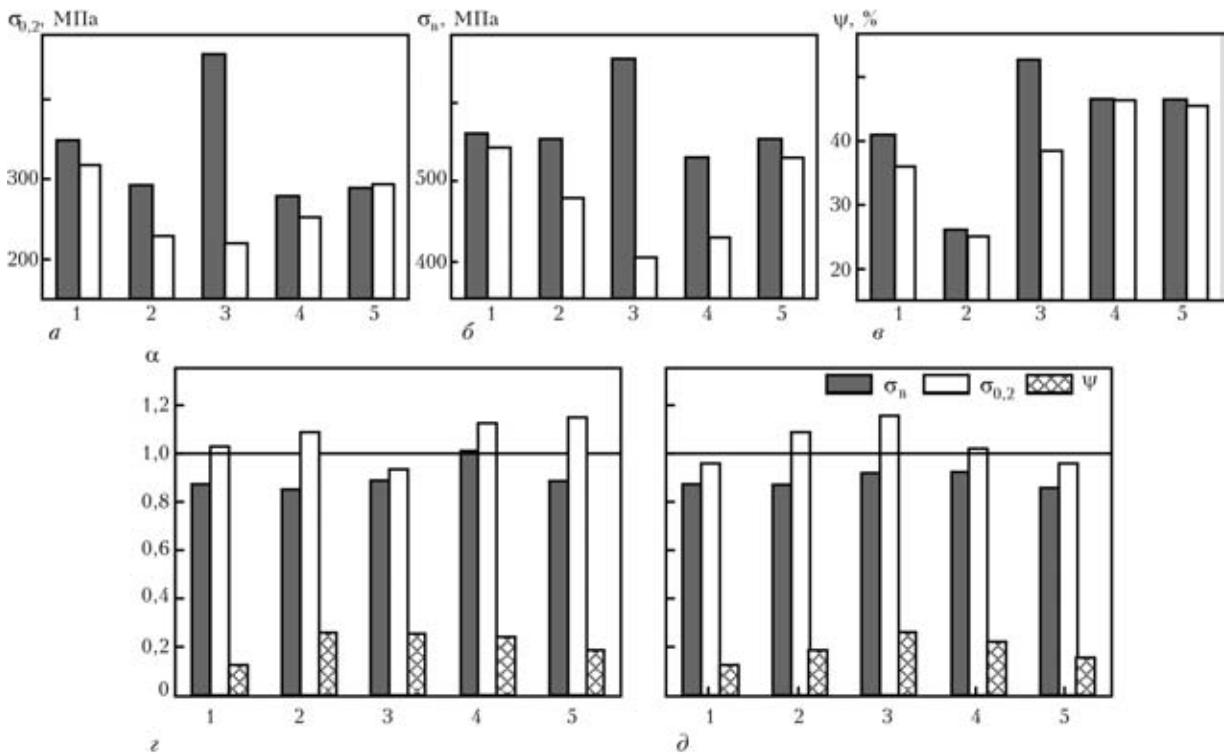


Рис. 4. Механические свойства металла из разных зон ремонтного (темные столбики) и эксплуатируемого (светлые) СС при испытаниях на воздухе (а–в) и сравнение механических свойств разных зон ремонтного (з) и эксплуатируемого (д) СС по коэффициенту влияния наводороживания α , как соотношении соответствующих показателей для наводороженного и ненаводороженного металла (обозначение 1–5 зон СС см. на рис. 2)

Для обоих СС (в ремонтном СС со стороны эксплуатируемого ОМ) старт трещины в ЗТВ происходит также на основе вязкого механизма с образованием характерной зоны вытягивания. Тем не менее после незначительного роста трещины разрушение происходит межзеренно с глубокими вторичными микротрещинами (рис. 3, з, д). Большие конгломераты зерен формируют грубый рельеф, а на межзеренных фасетках идентифицируются следы локальной пластической деформации в виде гребней отрыва.

Классический вязкий излом в неэксплуатируемом ОМ изменяется на классический механизм скола с образованием веерообразных рельефов на фасетках сколов в эксплуатируемом (рис. 3, е). Последнее вместе с фрактографическими особенностями разрушения ЗТВ свидетельствует о наиболее низких энергозатратах на разрушение, что, вероятно, связано не только с деградацией металла, но и с влиянием водорода, который накопился в нем при эксплуатации.

По результатам испытаний на воздухе гладких образцов, вырезанных из разных зон ремонтного и эксплуатируемого СС, установлено, что характеристики прочности $\sigma_{0.2}$, σ_b и пластичности ψ в ОМ после эксплуатации остаются практически неизменными (рис. 4, а–в), что согласуется с результатами [8] о слабой чувствительности интегральных показателей работоспособности к изменению состояния металла вследствие деградации

в эксплуатационных условиях. После эксплуатации характеристики прочности металла ЗТВ немного уменьшаются. Однако больше всего снижаются характеристики прочности и пластичности именно для МШ ($\sigma_{0.2}$ — на 53 %, σ_b — на 37 % и у ψ — на 28 %). Причем, если прочность МШ в исходном состоянии выше, чем для ОМ, и удовлетворяет технологическим требованиям сварочных работ, то после эксплуатации характеристики прочности МШ ниже значений ОМ, что делает их дальнейшую эксплуатацию не допустимой. Эти результаты согласуются с данными измерений твердости СС, поэтому можно утверждать, что в отличие от ОМ характеристики прочности МШ более чувствительны к высокотемпературной водородной деградации. Кроме того, они также подтверждают более интенсивную деградацию МШ по сравнению с другими зонами СС.

Влияние наводороживания на свойства металла из разных зон ремонтного (рис. 4, з) и эксплуатируемого (рис. 4, д) СС оценивали по коэффициенту α , который характеризует относительное изменение соответствующих показателей прочности и пластичности в течение электролитического наводороживания, а также на воздухе. Наводороживание несколько снижает границу прочности металла практически у всех зон и ремонтного, и эксплуатируемого СС. И наоборот, после наводороживания граница текучести $\sigma_{0.2}$ металла в большинстве зон СС несколько повы-

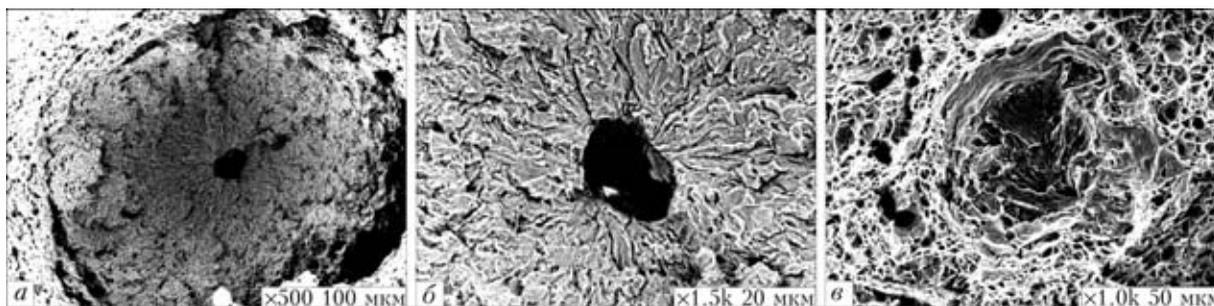


Рис. 5. Фрактографические особенности изломов после растяжения на воздухе предварительно наводороженных гладких образцов, вырезанных из зоны сварки (а, б) и (в)

шается. Не обнаружено влияния наводороживания лишь на уровень $\sigma_{0,2}$ МШ ремонтного СС (рис. 4, з) и ОМ эксплуатируемого СС (рис. 4, д). Только относительное сужение ψ для всех зон без исключения и в эксплуатируемом, и в ремонтном СС под влиянием наводороживания извне однозначное и существенно снижается. Отметим, что вследствие наводороживания относительное изменение интегральных показателей прочности и пластичности является практически величиной одного порядка для соответствующих зон эксплуатируемого и ремонтного СС. Таким образом, по изменению коэффициента α практически нельзя оценить изменение состояния деградированного металла, что обусловлено электролитическим наводороживанием образцов как перед, так и во время испытания. Это обеспечило влияние водорода и в зоне объемного растяжения в центральной части разреза образца (внутренний водород), и со стороны образующей поверхности образца (внешний водород).

Возможно при используемом режиме наводороживания энергзатраты на зарождение локальных повреждений от образующей поверхности образцов из эксплуатируемого и неэксплуатируемого металла практически не отличаются, поскольку стимулируется разрушение от поверхности образцов практически идентичными потоками водорода вдоль линий скольжения. Фрактографический анализ (рис. 5) изломов образцов при электролитическом наводороживании подтверждает, что практически во всех случаях (независимо от того, из какой зоны СС взят металл) наблюдалось много локальных зародышей разрушения от боковой поверхности образцов, которые в процессе растяжения сливались между собой путем вязущего разрушения перегородок между ними. В сердцевине излома несмотря на вязкие элементы ямочного рельефа кое-где встречаются хрупкие участки в виде круга с большой ямкой по центру и характерной радиальной ориентацией гребней отрыва, которые разделяют участки локальных сколов в параллельных, но удаленных в пространстве плоскостях (рис. 5, а). Эти элементы могут быть проявлением внутреннего водорода, который,

мигрируя в область объемно-напряженного состояния, молизируется на дефектах, создает высокое давление, которое приводит к таким локальным разрушениям.

Для проверки этой гипотезы исследовали поверхности изломов образцов из разных зон СС, испытанных после предварительного электролитического наводороживания, но на воздухе. При этом исключили попадание водорода в металл вдоль полос скольжения и имели влияние лишь внутреннего водорода. Результаты наблюдений подтвердили, что вопреки макровязкому характеру излома типа чашка–конус в его центральной части наблюдали на фоне типичного ямочного рельефа разные по размеру практически круглые участки скольного характера с отверстиями по центру (рис. 5, б, в). Поскольку в ненасыщенном водородом металле такого не наблюдали, то логично предположить, что эти элементы излома являются проявлением внутреннего водорода. Причем их количество было большим, но по размерам они меньше, чем при совместном влиянии внешнего и внутреннего водорода. Кроме того, эти особенности рельефа в неэксплуатируемом металле следует рассматривать как исключения, тогда как в эксплуатируемом они доминируют, а значит, их площадь могла бы служить количественным фрактографическим показателем состояния деградированного металла.

Таким образом, продолжительная высокотемпературная эксплуатация СС при действии наводороженной среды приводит к деградации металла всех зон СС. При этом существенно снижаются интегральные характеристики прочности, пластичности и твердости МШ, которые для металла из других зон СС остаются практически неизменными. Кратковременная трещиностойкость позволяет оценить уровень деградации всех зон СС, однако максимальное ее снижение обнаружили для МШ. Наиболее высокая чувствительность к водородному охрупчиванию металла зафиксирована по показателю относительного сужения образцов. Фрактографически деградация металла всех зон СС представляет собой низкоэнергетическое межзеренное или скольное разрушение, что согласуется со снижением статической тре-

щностойкости — локального показателя состояния деградированного в эксплуатационных условиях металла. Показана перспектива фрактографической оценки состояния деградированного металла по площади локальных сколов в зоне действия объемных напряжений, вызванных внутренним водородом.

1. *Забара Ю.* Вихід завжди є // Обрій ПБ. — 2002. — 82, № 24.
2. *Карзов Г. П., Леонов В. П., Тимофеев Б. Т.* Сварные сосуды высокого давления. — Л.: Машиностроение, 1982. — 287 с.
3. *Бугай Н. В., Мухонад Г. В., Красовский А. Я.* Повышение надежности котлов электростанций. — Киев: Техніка, 1986. — 176 с.
4. *Вайнман А. Б., Мелехов Р. К., Смян О. Д.* Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления. — Киев: Наук. думка, 1990. — 272 с.
5. *Колачев Б. А.* Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1985. — 217 с.
6. *Походня И. К.* Проблемы сварки высокопрочных низколегированных сталей // Сучасне матеріалознавство ХХІ століття. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 31–69.
7. *Влияние длительного термомеханического воздействия на трещиностойкость стали 12Х1МФ / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, И. Р. Дзьоба и др. // Физ.-хим. механика материалов. — 1989. — № 2. — С. 87–92.*
8. *Студент О. З., Лонюк Б. П.* Ріст утомних тріщин у сталі 15Х2МФА, витриманій у високотемпературному водні // Физ.-хим. механика матеріалів. — 1997. — 33, № 4. — С. 121–126.
9. *Деградація зварних з'єднань парогонів теплоелектростанцій у наводнювальному середовищі / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, І. Р. Дзьоба та ін. // Там же. — 2004. — 40, № 6. — С. 105–110.*

Loss of service properties of degraded metal was evaluated from different zones of the operating ($\sim 2 \cdot 10^5$ h) and model (repair) welded joints of HPS live steam lines. It is established that the current condition of the base metal in operation can be evaluated only by local (short-term crack resistance), and that of the weld metal also by integral (strength, ductility, hardness) mechanical indices. It is shown that the mechanical properties of the weld metal deteriorate more intensively in operation, compared to the base metal. It is recommended to allow for the revealed features of degradation of the welded joint metal at evaluation of the current condition of the weld metal and determination of the residual life of welded structures.

Поступила в редакцию 26.01.2007

ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫЙ ПЕРЕПЛАВ СТАБИЛЬНО АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЭЛЕМЕНТОВ КРИОГЕННЫХ КОНСТРУКЦИЙ

В ИЭС им. Е. О. Патона совместно с Челябинметзаводом (ЧМЗ) была разработана технология ЭШП сверхнизкоуглеродистой стали 03Х20Н16АГ6 в кристаллизатор диаметром 425 мм. Для ЭШП использовали квадратные электроды сечением 220x255 мм и специальные флюсы. По данной технологии на ЧМЗ было выполнено около 100 плавок.

Разработанная технология ЭШП стали 03Х20Н16АГ6 с участием ИЭС освоена на НКМЗ и заводе «Днепрспецсталь». На НКМЗ использовали кристаллизаторы диаметром 800...850, 880...950, 1100...1150, 1200...1240 мм в печах ЭШП-10Г и ЭШП-150. При этом масса слитков ЭШП была в пределах 4,5...5,0 т. На заводе «Днепрспецсталь» с участием ИЭС разработаны и освоены технологии выплавки стали 03Х20Н16АГ6 в 60-тонном агрегате и ЭШП листовых слитков массой 12,5 т по бифилярной схеме.

Прокатка стали 03Х20Н16АГ6 на листы и плиты толщиной до 190 мм освоена на ОАО «Азовсталь», ковка на заготовки широкого сортамента — на НКМЗ.

Сталь 03Х20Н16АГ6 электрошлакового переплава характеризуется исключительно высокой пластичностью и ударной вязкостью при сверхнизких (вплоть до 4,2 К) температурах. Эта сталь предназначена для всех видов сварных конструкций, работающих в условиях криогенных и повышенных температур (≈ 900 К), при радиационном облучении и импульсных нагрузках, в частности, несущие детали ротора криогенератора КТГ-2-4.

Технологии ЭШП и передела на листы, трубы и поковки сверхнизкоуглеродистой стабильно аустенитной стали 03Х20Н16АГ6 разработаны и освоены промышленностью Украины.

Контакты: Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
03680, Киев-150, ул. Боженко, 11, отд. № 19.
Академик НАНУ К. А. Ющенко, канд. техн. наук Л. В. Чекоило.

