

лять большее внимание процессам диффузии в условиях, благоприятствующих ее проявлению.

Библиографический список

1. Уэрт Ч., Томсон Р. Физика твердого тела: Пер. с англ. – М.: Мир, 1966.
2. Киттель Ч. Введение в физику твердого тела: Пер. с англ. – М.: Мир, 1963.
3. Физическое металловедение / Под ред. Р. Кана: Пер. с англ. – М.: Мир, 1968. – Вып. 3.
4. Брут Т., Хам Р.К. Влияние точечных дефектов на свойства металлов // Вакансии и точечные дефекты: Пер. с англ. – М.: Metallurgizdat, 1961.
5. Дамаск К.А., Динс Дж. Точечные дефекты в металлах: Пер. с англ. – М.: Мир, 1965.
6. Паршин А.М. Структура, прочность и пластичность нержавеющей и жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 288 с.
7. Лариков Л.Н., Боримская С.Т. Влияние облучения на ячеистую стадию распада в сплаве никель-бериллий // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – Харьков: ХФТИ, 1981. – Вып. 4(18). – С. 65–67.
8. Лариков Л.Н. Влияние облучения на фазовые превращения // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – Харьков: ХФТИ, 1981. – Вып. 3(17). – С. 32–43.
9. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов. – Челябинск: Metallургия, 1988. – 656 с.
10. Васильков Н.Е., Паршин А.М. Физические аспекты охрупчивания и коррозионного растрескивания нержавеющей мартенситно-старееющей стали // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез / ЦНИИАтоминформ. – М., 1986. – Вып. 3. – С. 48–53.
11. Писаренко Г.С., Киселевский В.Н. Прочность и пластичность материалов в радиационных потоках. – Киев: Наук. думка, 1979. – 284 с.
12. Batem A.L. Irradiation Effects on Structural Materials. I. Radiation Hardening // Romanian j. of physics: Form. Revue roum. de physique. Bucarest, 1972. – Vol. 17. – № 3. – P. 361–380.
13. Физические проблемы радиационного материаловедения / В.Ф. Зеленский, О.Д. Казачковский, Ф.Г. Решетников, В.А. Цыканов // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – Харьков: ХФТИ, 1981. – Вып. 4(18). – С. 3–18.

УДК 620.194:669.018.8

ВЗАИМОСВЯЗЬ УРОВНЯ СЕНСИБИЛИЗАЦИИ И МЕЖКРИСТАЛЛИТНОГО КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ МАТЕРИАЛА ШТУЦЕРА ПЕРЕХОДНИКОВ ТОПЛИВНЫХ КАНАЛОВ РБМК

О.А. Голосов, Л.П. Синельников, Т.Л. Кузина

г. Заречный Свердловской области, ГУДП «СФ НИКИЭТ»

Введение. В топливных каналах (ТК) реакторов РБМК используются переходники «сталь-цирконий», изготовленные методом диффузионной сварки из стали 06X18N10T (штуцер ТК) и сплава Zr-2,5%Nb (ниппель ТК). Опыт эксплуатации ТК показал, что большую часть извлеченных по признаку появления трещиноподобных дефектов составляют ТК с дефектами в материале штуцеров переходников. Углубленный анализ случаев межкристаллитного коррозионного растрескивания под напряжением (МКРН) в воде высокой чистоты изделий энергетических установок, изготовленных из аустенитных сталей типа 18-10, привел к выводу [1], что оно возможно и при степени сенсibilизации,

лежащей ниже порога чувствительности стандартных методов (АМ и АМУ, ГОСТ 6032-89), а МКРН происходит в области пластической деформации даже слегка сенсibilизированного состояния. Режимы диффузионной сварки, особенно параметры последующего охлаждения и отжига переходников, не исключают возможности сенсibilизации материала штуцера. Развитие электрохимических методов определения склонности к МКК, в частности метода потенциодинамической реактивации (ГОСТ 9.914-91), позволило увеличить чувствительность тестов и ввести количественную оценку описания процесса МКРН в зависимости от степени склонности стали к МКК [2].

В связи с этим целью данной работы является выявление взаимосвязи уровня сенсibilизации с МКРН материала штуцеров дефектных ТК реакторов РБМК.

Материалы и методика эксперимента. Исследованы нижние переходники ТК II и III энергоблоков Смоленской АЭС и II энергоблока Курской АЭС с различными сроками эксплуатации.

Уровень сенсibilизации, характеризуемый величиной $A=Q_p/Q_a$, определяли в соответствии с требованиями ГОСТ 9.914-91 при температуре 25 ± 1 °С в растворе, содержащем 2 М серной кислоты и 0,001 М роданида калия. Для автоматизации процесса испытаний и комплексной обработки результатов использован интерфейс АСНИ КЭП [3]. Определение склонности к МКК материала штуцеров ТК проводили на металлографических шлифах, приготовленных в поперечном и продольном сечениях ТК вблизи первого циркониевого зубца.

Согласно ГОСТ 9.914-91, при испытании в растворе № 2 (2 М H_2SO_4 + 0,001 М KCSN) отношение $A=Q_p/Q_a$ заряда реактивации Q_p к заряду пассивации Q_a на стали, стойкой против МКК, должно быть меньше 0,01, на стали со слабой склонностью к МКК - от 0,01 до 0,05 и на стали со значительной склонностью к МКК - свыше 0,05.

Длину трещин в материале штуцеров измеряли с точностью 5 мкм на продольных металлографических шлифах.

Результаты и обсуждение. На рис. 1 представлен характерный вид в продольном сечении переходника дефектного ТК РБМК.

Многочисленные исследования переходников ТК РБМК показывают, что нарушение целостности ТК реализуется протеканием следующих стадий:

1. Раскрытие стыка диффузионного сварного соединения ниппель-штуцер в районе первого циркониевого зубца;

2. Заполнение зазора между ниппелем и штуцером продуктами коррозии, представляющими собой преимущественно двуокись циркония;

3. Образование в материале штуцера трещины пороговой длины L_{II} ;

4. Рост трещины по межкристаллитным путям до критического значения $L_{кр}$;

5. Разрыв ТК.

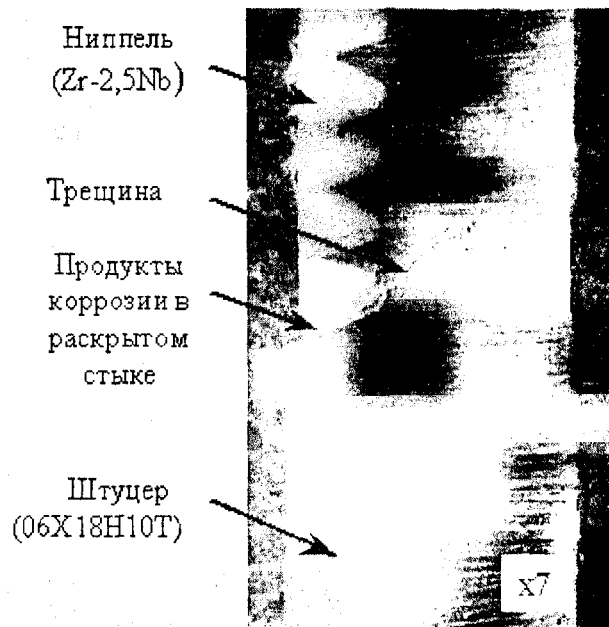


Рис. 1. Вид переходника ТК РБМК в продольном сечении после эксплуатации в течение 19,3 года (5681 эфф. сут) во втором энергоблоке КуАЭС.

Последние две стадии недопустимы при эксплуатации. Однако в рамках концепции «течь перед разрушением» [4, 5] переходники, находящиеся на 4-й стадии, имеют определенный запас работоспособности, который определяется моментом достижения трещиной критической длины. Поэтому для определения работоспособности ТК наиболее важное значение имеет знание кинетики роста трещин. Однако оценить ее по зависимости изменения длины трещины от продолжительности эксплуатации ТК практически невозможно (рис. 2).

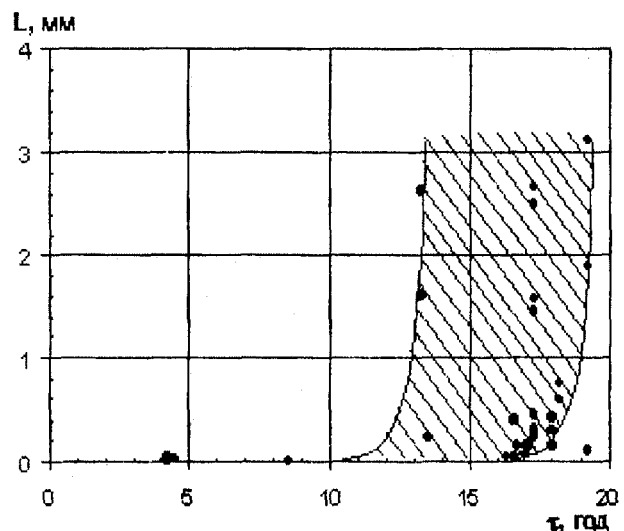


Рис. 2. Зависимость средней глубины трещины в штуцере от времени эксплуатации переходника.

Это обусловлено неопределенностью момента зарождения трещины в штуцере и значительным различием в длинах трещин в переходниках ТК при одной и той же продолжительности их эксплуатации.

Проведенные нами исследования, результаты которых приведены на рис. 3, показывают, что различия в длинах трещин (при равной продолжительности эксплуатации ТК), вероятно, связаны с разным уровнем сенсibilизации материала штуцера. Согласно этим данным, длина трещины L примерно в прямо пропорциональной зависимости возрастает с уровнем сенсibilизации стали A . При этом угол наклона прямых возрастает с увеличением длительности эксплуатации ТК.

Практически линейная зависимость изменения длины трещины L от уровня сенсibilизации стали A позволяет ввести некоторый параметр L/A , представляющий собой нормированную на уровень сенсibilизации A длину трещины L . Такой подход позволяет проследить кинетическую зависимость изменения нормированной длины трещины от длительности эксплуатации ТК, которая приведена на рис. 4. Согласно этим данным, в зависимости от степени сенсibilизации стали наблюдаются две зависимости параметра L/A от продолжительности эксплуатации ТК. При этом переходники ТК, материал штуцера которых имеет слабую склонность к МКК ($A < 0,05$), практически не подвержены

МКРН, в то время как для материала, имеющего значительную склонность к МКК ($A \geq 0,05$), на кривой зависимости $L/A - \tau$ наблюдаются две области: на начальном участке с $\tau \sim 2000$ эфф. сут. величина $L/A \sim 0$, а во второй области при $\tau \sim 2000$ эфф. сут. она довольно резко возрастает. Начальная область, вероятно, соответствует инкубационному периоду τ_1 , в течение которого происходят раскрытие первого стыка и зарождение магистральной трещины в материале штуцера.

В общем виде изменение длины трещины L в материале штуцера ТК во времени можно описать уравнением вида:

$$L = \int_0^{\tau} V(\alpha_i, \alpha_j, \varepsilon, \tau) d\tau, \quad (1)$$

где $V(\alpha_i, \alpha_j, \varepsilon, \tau)$ - скорость распространения трещин, зависящая от характеристик структурного состояния материала штуцера α_i , характеристик коррозионной среды α_j (температуры и ее состава) и скорости деформации ε ; τ - время до образования трещины длиной L .

Как известно [4], интервал времени до разрушения металла в условиях КР подразделяется, на три периода:

$$\tau = \tau_1 + \tau_2 + \tau_3,$$

где τ_1 - инкубационный период; τ_2 - период докритического роста трещины; τ_3 - период закритического ее развития или окончательного разрушения.

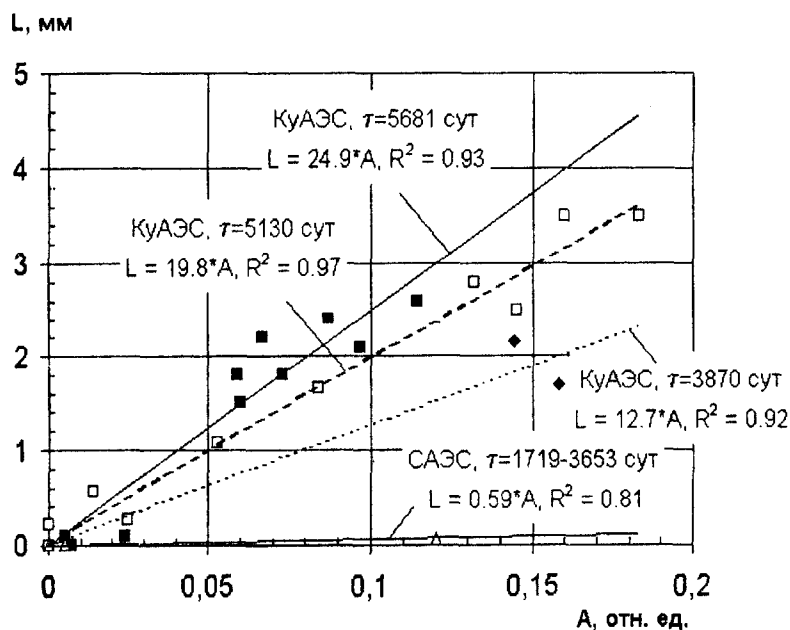


Рис. 3. Зависимость длины трещины L в материале штуцера переходников ТК Курской и Смоленской АЭС от уровня сенсibilизации A .

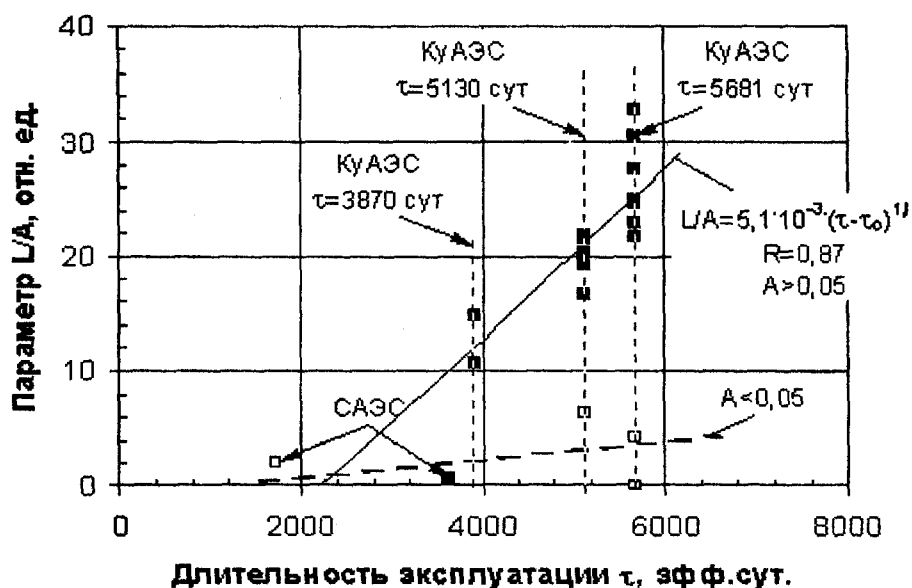


Рис. 4. Зависимость параметра L/A от длительности эксплуатации переходников ТК Курской и Смоленской АЭС: ■ - $A \geq 0,05$; □ - $A < 0,05$.

Ввиду того, что интервал времени τ_3 , в течение которого металл окончательно разрушается, на три порядка меньше интервала τ [5], то с точки зрения безопасного ресурса эксплуатации ТК целесообразно рассматривать только первые два периода. Тогда выражение (1) можно представить в виде

$$L = \int_0^{\tau_1} V_1(\alpha_i, \alpha_j, \varepsilon, \tau) d\tau + \int_{\tau_1}^{\tau_{кр}} V_2(\alpha_i, \alpha_j, \varepsilon, \tau) d\tau.$$

Или
$$L = L_1 + L_2 \leq L_{кр}. \quad (2)$$

В случае МКРН ТК РБМК инкубационный период τ_1 необходимо разбить на два периода τ_{11} и τ_{12} . Первый из них τ_{11} представляет собой промежуток времени, в течение которого протекают разнообразные икропроцессы, завершающиеся вскрытием внутреннего стыка диффузионного сварного соединения. Второй период τ_{12} представляет собой промежуток времени, необходимый для зарождения в материале штуцера микротрещины пороговой величины L_p . Период τ_{12} определяется структурой материала штуцера, напряженно-деформированным состоянием и параметрами коррозионной среды.

Из вышеизложенного следует, что для прогнозирования ресурса работоспособности ТК необходимо знать не только про-

должительность инкубационного периода τ_1 , но и продолжительность его составляющих τ_{11} и τ_{12} , а также кинетику роста трещины на второй стадии.

Металлографическими исследованиями установлено, что в материале штуцера переходников, как с магистральной трещиной, так и без нее имеется несколько ветвящихся микротрещин с длиной до 50 мкм. Вероятно, это значение можно принять за пороговую величину L_p , при превышении которой начинается процесс докритического роста трещин. Таким образом, первый интеграл в выражении (2) можно представить как L_p .

Выражение для второго интеграла (для L_2) можно получить, проведя математическую обработку экспериментальных данных для дефектных ТК с $A \geq 0,05$. Получается следующая зависимость длины трещины от продолжительности эксплуатации ТК на второй стадии и от структурного параметра (в качестве которого используется уровень сенсибилизации стали A):

$$L_2 = 6,3 \cdot 10^{-3} \cdot A^{0,83} \cdot (\tau - \tau_1)^{0,95}; \quad (3)$$

$$R^2 = 0,85; n = 15.$$

Здесь для дефектных ТК $\tau_1 = 1800$ эфф. сут.

Согласно выражению (3) длина трещины L_2 на стадии ее активного роста практически прямо пропорционально зависит от

уровня сенсibilизации A и продолжительности эксплуатации ТК. Выражение (3) позволяет оценить как скорость роста трещины в зависимости от структурного состояния материала штуцера ТК, так и длительность эксплуатации ТК до образования трещины критической длины. Однако для оценки общего ресурса эксплуатации ТК необходимо дополнительно знать длительность инкубационных периодов τ_{11} и τ_{12} .

Казалось, что первый из них можно было бы оценить по кинетике накопления продуктов коррозии (ПК) в стыке штуцер – ниппель в районе первого циркониевого зубца дефектных ТК (рис. 5), используя следующие два предположения. Первое, пренебрегая длительностью допереломного периода роста оксида (так как ПК представляют собой двуокись циркония), полагаем, что на всем протяжении эксплуатации ТК рост оксида в стыке идет по линейному закону. Второе, повреждение внутреннего стыка для ряда переходников КуАЭС-2 (с уровнем сенсibilизации $A > 0,05$) произошло примерно за одинаковый инкубационный период. Однако экстраполяция зависимости изменения толщины ПК в стыке ниппель – штуцер на начало координат приводит к неожиданному выводу (рис. 5): стык был раскрыт на начальный момент эксплуатации ТК и толщина ПК в нем составляла ~ 84 мкм. А это может означать, что скорость накопления в стыке ПК определяется не только длительностью эксплуатации.

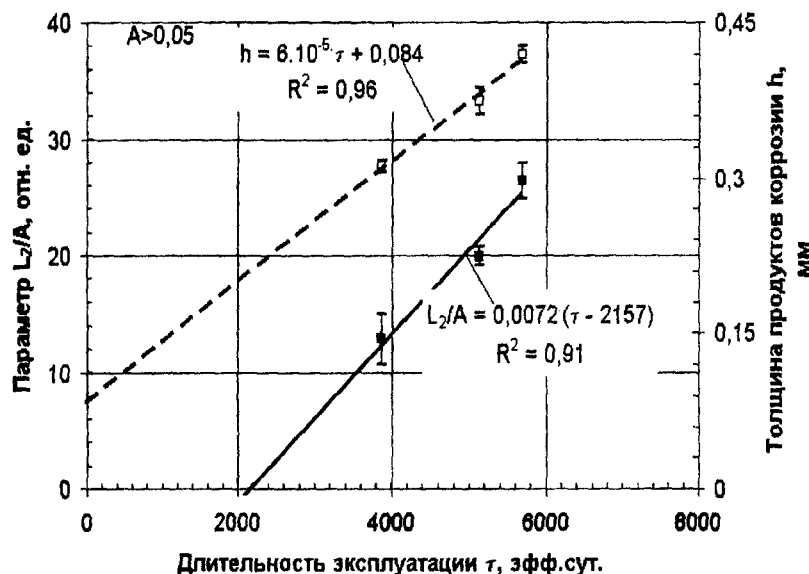


Рис. 5. Влияние продолжительности эксплуатации τ второго энергоблока КуАЭС на изменение параметра L/A и толщины ПК h в стыке штуцер-ниппель ТК. (Здесь и на рис.6 параметр L_2/A представляет собой нормированную на уровень сенсibilизации длину трещины, образующейся на стадии докритического роста).

Вероятно, необходимо учитывать циклический характер работы реактора, а именно, количество циклов пуск-останов. Последнее представляется более оправданным, так как согласно последним данным В.Г. Крицкого [6, 7], скорость коррозионного растрескивания нержавеющей стали X18H10T при температурах 150-200 °С в 2-10 раз выше, чем при нормальных условиях эксплуатации ТК.

На рис. 6 приведены в линейном приближении зависимости изменения толщины слоя продуктов коррозии h , образующихся в стыке, и параметра L_2/A от количества циклов N пуск-останов реактора второго энергоблока Курской АЭС. Из анализа этих данных следует, что толщина образующихся продуктов коррозии, приходящихся на один цикл пуск-останов, составляет $\sim 7,5$ мкм. Эта величина хорошо согласуется с расчетным значением, равным $\sim 6,2$ мкм. При этом оценку проводили с использованием геометрических характеристик сварного соединения переходника, взятых из ЧТД, и в предположении отсутствия диффузионного сцепления между материалами штуцера и ниппеля. Расчеты показывают, что при выходе на нормальные условия эксплуатации ТК из-за различия коэффициентов термического расширения стали 06X18H10T ($\lambda = 16,8 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$) и сплава Zr-2,5%Nb ($\lambda = 5,5 \cdot 10^{-6}$ град $^{-1}$) в стыке первого циркониевого зубца образуется зазор шириной $\sim 2,1$ мкм (в центральной части стыка).

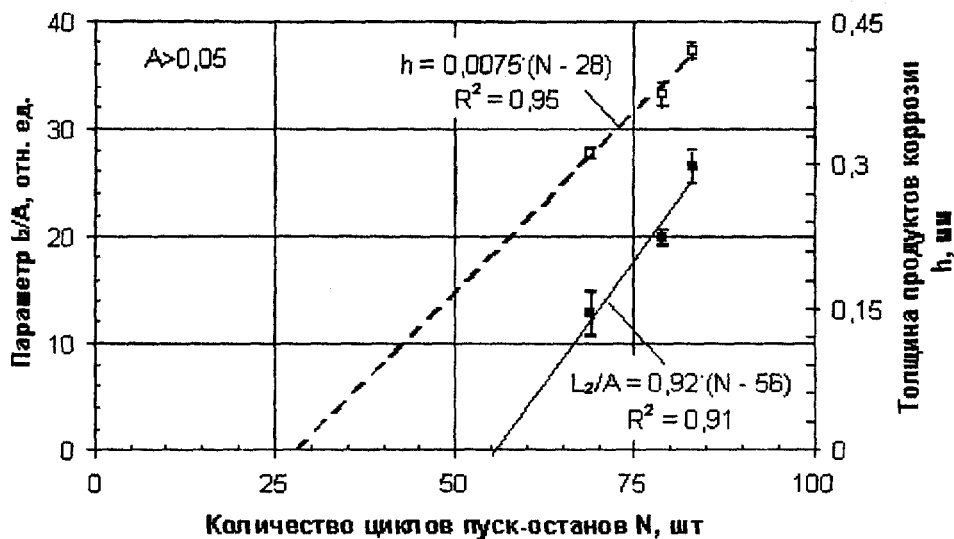


Рис. 6. Влияние количества циклов N пуск-останов реактора второго энергоблока КуАЭС на изменение параметра L/A и толщины ПК h в стыке штуцер – ниппель.

Такая ширина зазора достаточна только для образования слоя продуктов коррозии толщиной $\sim 6,2$ мкм (по причине выбора зазора продуктами коррозии). Большая толщина образующихся ПК по сравнению с шириной зазора обусловлена продвижением фронта коррозии вглубь металла (в данном случае вглубь циркониевой части переходника). После заполнения зазора продуктами коррозии и ограничения в результате этого доступа коррозионной среды в зазор процесс коррозии прекращается.

При последующем останове реактора (охлаждении) за счет того же различия в коэффициентах термического расширения стали и сплава $Zr - 2,5\% Nb$ в стыке штуцер – ниппель возникают сжимающие напряжения. Последние вследствие высокой прочности на сжатие диоксида циркония либо снимаются за счет пластической деформации в обоих металлических материалах (на ранних стадиях), либо приводят к образованию и подрасту трещины в материале штуцера (на стадии активного роста трещин). И так будет происходить при каждом цикле пуск-останов. В пользу такого механизма образования продуктов коррозии в стыке штуцер – ниппель свидетельствует и клинообразный характер их формирования, обусловленный клинообразным видом раскрытия самого стыка.

Из данных, приведенных на рис. 6 следует, что инкубационный период, необходимый для раскрытия внутреннего стыка диффузионного сварного соединения дефектных ТК τ_{11} , составляет ~ 28 циклов

пуск-останов или ~ 780 эфф. сут., в то время как для начала развития МКРН в материале штуцеров переходников этих же ТК требуется ~ 56 циклов, что соответствует длительности эксплуатации, равной ~ 2400 эфф. сут. Откуда длительность инкубационного периода τ_{12} , необходимого для зарождения в раскрытом стыке микротрещины пороговой величины, равняется ~ 1600 эфф. сут.

С учетом вышеизложенного была проведена математическая обработка данных, которая дала следующее выражение для длины трещины в зависимости от продолжительности и цикличности работы реактора:

$$L_2 = 9,56 \cdot 10^{-2} \cdot A^{0,78} \cdot (\tau - 3900)^{-0,2} \cdot (N - 56)^{1,98}; \\ R^2 = 0,89; n = 13.$$

По этому выражению длина трещины очень слабо зависит от времени, при этом согласно t -критерию Стьюдента показатель степени при времени статистически незначим. Кроме того, кажется маловероятным квадратичная зависимость длины трещины от количества циклов пуск-останов. Таким образом, исключая зависимость изменения длины трещины от τ , получаем следующее выражение для L :

$$L = L_n + 1,06 \cdot A^{0,75} \cdot (N - 56)^{0,77}; \quad (4) \\ R^2 = 0,86; n = 13.$$

В данном выражении показатель степени при N несколько меньше единицы. Это, вероятно, обусловлено недостаточной продолжительностью эксплуатации ТК между некоторыми последовательными циклами пуск-останов (например, за счет сбросов

АЗ), необходимой для полного заполнения зазора в стыке продуктами коррозии.

Расчетные значения L по выражению (4) имеют хорошую сходимость с экспериментальными значениями, ошибка не превышает 20%.

Выводы. 1. Выявлена взаимосвязь между длиной трещины, образующейся в материале штуцера переходников при эксплуатации ТК РБМК, с уровнем их сенсibilизации A .

2. Показано, что существует некий критический уровень сенсibilизации $A_{кр} \approx 0,05$ стали 06Х18Н10Т, ниже которого штуцер переходников ТК РБМК практически не подвержен МКРН в процессе эксплуатации.

3. При значительной склонности к МКК ($A \geq 0,05$) материала штуцера ТК в нем развивается МКРН, скорость которого возрастает с уровнем сенсibilизации.

4. Показано, что определяющее влияние на развитие трещин в материале штуцера ТК оказывает не продолжительность эксплуатации, а циклический характер работы реактора, при этом длина трещины практически прямо пропорционально возрастает с количеством циклов пуск-останов.

Библиографический список

1. Назаров А.А. // Вопр. судостроения. Сер. Металловедение. – 1982. – Вып. 35. – С. 52.
2. Назаров А.А. // Защита металлов, 1997. – Т. 33. – № 4. – С. 378-383.
3. Рейнгеверц М.Д. // Журнал прикладной химии. – 1994. – Вып. 1. – № 67. – С. 126-131.
4. Методика расчета трубопроводов АЭУ в рамках концепции «Течь перед разрушением» М-ТПР-01-93, ГАН РФ, 1993.
5. Лебедев В.И., Белянин Л.А., Жемчугов В.Г. и др. Реализация концепции «Течь перед разрушением» для трубопроводов КМПЦ РБМК-1000 в обеспечение продления срока службы энергоблоков ЛАЭС // Научно-практическая конференция «Развитие атомной энергетики и возможности продления сроков службы атомных энергоблоков. ПСС АЭС-99»: Рабочие материалы конференции. – СПб, 1999. – С. 154-162.
6. Микляев Г.Г., Нешпор Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. – М.: Металлургия, 1979. – 279 с.
7. Ажогин Ф.Ф. Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей. – Металлургия, 1974. – 256 с.

Авторы выражают благодарность С.А. Аверину за предоставленную возможность использовать результаты металлографических исследований.

УДК 539

ПРИРОДА ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОРИСТОСТИ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, О.В. Амосова

г. Санкт.-Петербург, Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН

Повышение сплошности материалов за счет удаления свободного объема, связанного с врожденными (технологическими) или приобретенными в процессе нагружения (эксплуатации) микроскопическими трещинами и порами, является одним из перспективных путей улучшения физико-механических свойств. В связи с этим выяснение механизмов выноса из материала пустоты и уменьшения технологической пористости является одной из ключевых проблем в порошковой металлургии, проблеме получения керамик, аморфных сплавов и т.д. Не менее важное значение имеет изучение механизма залечивания деформационной по-

ристости, возникающей в нагруженных материалах. А.Ф.Иоффе отмечал, что изучение процесса, обратного развитию деформационных трещин, т.е. процесса их «заживления», относится к одной из актуальных задач физики прочности.

Один из первых механизмов залечивания изолированной поры был предложен Я.И.Френкелем. Этот механизм для аморфных и кристаллических твердых тел связывался им с вязким течением, т.е. заплыванием поры веществом под влиянием лапласовского давления, обусловленного кривизной поверхности поры. Позднее Б.Я.Пинес выдвинул идею о том, что для кристалличе-