

Интерпретация результатов ускоренного облучения материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000

Д. Ю. Ерак, Д. А. Журко, В. Б. Папина

НИЦ “Курчатовский институт”, Москва, Россия

Исследованы материалы сварных швов корпуса реактора ВВЭР-1000 с различным содержанием никеля и марганца после температурной выдержки при рабочей температуре до 10000 ч. Показано, что за исследованный интервал времени выдержки эффекты температурного старения не успевают развиться.

Ключевые слова: корпус реактора, радиационное охрупчивание, эффект флакса, температурное старение, ускоренное облучение, долгосрочный прогноз.

Введение. В настоящее время обоснование возможности продления срока службы блоков действующих АЭС с реакторами типа ВВЭР является одним из главных стратегических направлений работ в программе развития атомной энергетики России и Украины на ближайшие годы. Для реакторов типа ВВЭР-1000 рассматривается возможность продления срока службы до 60 лет и более.

Обеспечение надежной работы корпусов ядерных реакторов – одна из важнейших в комплексе проблем безопасности АЭС. Одна из главных задач при длительной эксплуатации АЭС с ВВЭР – обоснование прочности корпуса реактора (КР) как незаменимого оборудования.

В процессе работы реактора под воздействием эксплуатационных факторов (поток нейтронов и высокая температура) происходит изменение механических свойств металла КР, что приводит к его радиационному охрупчиванию и температурному старению. Это ограничивает его ресурс, определяемый сроком работы корпуса, в течение которого исключается возможность хрупкого разрушения в любом режиме, включая аварийные ситуации.

Для КР ВВЭР-1000 используется ферритная сталь марки 15Х2НМФА-А, сварные швы выполнены с применением сварочной проволоки марки СВ-10ХГНМАА или аналогичной ей. Материалы КР ВВЭР-1000 характеризуются низким содержанием таких примесных элементов, как фосфор и медь, и достаточно высоким содержанием никеля и марганца.

Исследования радиационного охрупчивания материалов КР ВВЭР-1000, выполненные как в рамках исследовательских программ (ИП) с ускоренным облучением образцов, так и программ образцов-свидетелей (ОС), облучаемых со скоростью, соответствующей условиям эксплуатации стенки КР, свидетельствуют о сильной зависимости скорости радиационного охрупчивания от содержания никеля и марганца в металле [1–13]. Лимитирующим элементом с точки зрения радиационного охрупчивания для корпусов реакторов ВВЭР-1000 являются сварные швы, в которых содержание никеля и марганца существенно больше, чем в основном металле.

Таким образом, прогнозирование радиационного охрупчивания металла сварных швов корпусов реакторов особенно актуально для обоснования возможности длительной эксплуатации последних.

В данной работе исследовалось поведение материалов сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 с различным содержанием никеля и марганца после ускоренного облучения (в 20...400 раз быстрее, чем стенка КР).

Для правильного учета влияния температурного старения на результаты ускоренного облучения исследовали материалы сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 с различным содержанием никеля и марганца после температурной выдержки при рабочей температуре до 10000 ч.

Для адекватного прогнозирования радиационного охрупчивания материала КР исследовали влияние плотности потока быстрых нейтронов на скорость изменения критической температуры хрупкости.

Проведен сравнительный анализ данных о радиационном охрупчивании материалов сварных швов с $C_{Ni} > 1,5\%$ КР ВВЭР-1000 после ускоренного облучения с таковыми образцов-свидетелей.

Принималось во внимание влияние скорости облучения и термического старения на степень охрупчивания материала. Цель работы заключается в разработке процедуры использования результатов ускоренного облучения для долгосрочного прогнозирования радиационного охрупчивания материалов КР ВВЭР-1000 с учетом эффекта флакса и термического старения.

Радиационное охрупчивание и температурное старение материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000. Известно, что радиационное охрупчивание и термическое старение материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 реализуется по так называемым упрочняющим и неупрочняющим механизмам [14].

К упрочняющим механизмам в случае радиационного охрупчивания относится образование радиационно-стимулированных выделений (карбиды и преципитаты) и дислокационных петель, к неупрочняющим – сегрегация фосфора по границам зерен или по границам преципитат–матрица [15–17]. При длительных облучениях реализуется повреждение по обоим механизмам, при ускоренных – в основном по упрочняющему механизму, так как накопление сегрегации на различных границах при температуре 290...300°С требует длительного времени и (или) высоких доз облучения. Косвенным доказательством этого факта может служить отсутствие межзеренной составляющей в изломах испытанных образцов типа Шарпи из металла сварного шва КР ВВЭР-1000, облученного до флюенса $5 \cdot 10^{23}$ нейтр/м² ($E > 0,5$ МэВ) за время $t \sim 7000$ ч, в то время как в изломах образцов типа Шарпи из материалов ОС КР ВВЭР-1000, облученных до флюенса $5 \cdot 10^{23}$ нейтр/м² ($E > 0,5$ МэВ) в течение 100000 ч, доля межзеренного разрушения достигает 30...35%. Тем не менее для образцов типа Шарпи из металла сварного шва при ускоренном облучении до флюенса $10 \cdot 10^{23}$ нейтр/м² ($E > 0,5$ МэВ) в течение ~ 7000 ч доля межзеренного разрушения составляет 25...30%, что свидетельствует о формировании радиационно-индуцированной сегрегации фосфора при ускоренном облучении, которая становится явной при высоких значениях флюенса быстрых нейтронов.

При температурном старении также может реализовываться повреждение материала по обоим механизмам. Правда, в этом случае имеет место следующая особенность в поведении материалов корпусов реакторов. Сегрегация фосфора по границам зерен при температуре $T = 290...320^\circ\text{C}$ происходит достаточно медленно и начинает вносить ощутимый вклад в изменение механических свойств лишь после выдержек ~ 30000 ч и более. Доля межзеренного разрушения для ОС из материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000, находившихся в течение такого времени в реакторе, достигает 25...30%.

Изменение свойств материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 по упрочняющему механизму при температурной выдержке $T \approx 300...350^\circ\text{C}$ и времени до ~ 40000 ч слабо изучено, но в соответствии с модельным представлением [1, 2], которое используется в качестве нормативного подхода, имеет вид зависимости с экстремумом, после чего изменение критической температуры хрупкости выходит на стабильный уровень. Затем при $t > 100000$ ч она может снова начать повышаться из-за вклада, связанного с сегрегацией фосфора на границах зерен. Вид функциональной зависимости с экстремумом принято связывать с выпадением и коагуляцией карбидов, что было предложено авторами [3] при исследовании эффектов температурного старения металла КР ВВЭР-1000 при $T = 350^\circ\text{C}$ и до ~ 40000 ч. В то же время микроструктурные исследования, проведенные в последнее время в НИЦ “Курчатовский институт”, не выявили изменений карбидных выделений в температурно-состаренных материалах.

Понятно, что при облучении материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 при $T_{\text{обл}} \sim 290...300^\circ\text{C}$ одновременно реализуются все механизмы повреждения, соответствующие как нейтронному, так и температурному воздействию на материал. При этом интегральное изменение критической температуры хрупкости в некотором приближении можно представить в виде суммы “радиационной” и “термической” составляющих.

Таким образом, для образцов-свидетелей сдвиг критической температуры хрупкости может быть вычислен как сумма радиационного ΔT_F^H (здесь и далее “H” в верхнем индексе обозначает низкий флакс) и температурного ΔT_T охрупчивания:

$$\Delta T_{cr}(F, t) = \Delta T_T(t) + \Delta T_F^H(F), \quad (1)$$

где ΔT_T описывается формулой

$$\Delta T_T(t) = \left(\Delta T_t^{inf} + b_T \exp\left(\frac{t_T - t}{t_{0T}}\right) \right) \text{th}\left(\frac{t}{t_{0T}}\right), \quad (2)$$

а ΔT_F^H –

$$\Delta T_F^H = A_F \left(\frac{F}{F_0} \right)^m \quad (F_0 = 1,0 \cdot 10^{22} \text{ нейтр/м}^2); \quad (3)$$

ΔT_t^{inf} , b_T , t_{0T} , t_T , A_F , m – параметры, соответствующие результатам исследования образцов-свидетелей КР ВВЭР-1000 [2]. В формуле (2) для

металла сварных швов с $C_{Ni} > 1,5\%$ имеем $\Delta T_t^{inf} = 18^\circ\text{C}$ при времени выдержки более 100000 ч.

Необходимо отметить, что выход на постоянное значение температурной составляющей сдвига критической температуры хрупкости ΔT_t^{inf} при временах более 100000 ч является допущением, которое требует дальнейших исследований микроструктуры и прочностных свойств материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 после температурного старения при рабочих температурах и временах выдержки 200000 ч и более, так как при этих длительностях вероятно значимое увеличение содержания фосфора на границах зерен, что может привести к росту величины охрупчивания материала, а не к сохранению ее постоянного значения.

Для того чтобы узнать, чему равен сдвиг критической температуры хрупкости для случая исследовательских программ, важно понять, происходит ли изменение параметров охрупчивания вследствие температурного старения при ускоренном облучении (при времени < 10000 ч).

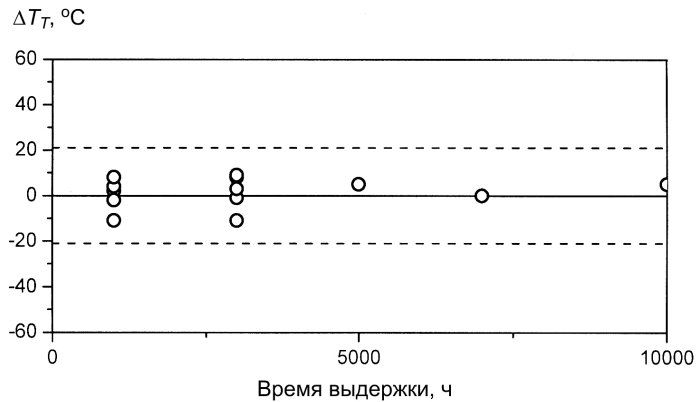


Рис. 1. Сдвиг критической температуры хрупкости в зависимости от времени выдержки для металла сварного шва.

С этой целью исследовали некоторые материалы сварных швов после термических выдержек до 10000 ч. Результаты испытаний представлены на рис. 1. Разброс экспериментальных значений, вероятно, связан с разбросом свойств в исходном состоянии. Согласно [1] температурный запас на пространственную неоднородность материала КР для металла шва составляет 21°C . Полученные значения сдвигов критической температуры хрупкости укладываются в этот интервал. Визуальная оценка результатов, приведенных на рис. 1, позволяет предположить, что для металла шва сдвиг критической температуры хрупкости в исследуемом временном интервале практически не изменяется. Данное предположение подтверждается фрактографическими исследованиями, проведенными в НИЦ “Курчатовский институт”. Установлено, что уровень зернограницных сегрегаций фосфора в процессе термических выдержек до 10000 ч при температуре 290°C не изменяется. Проведенные исследования фазовых превращений и измерения микротвердости в этом временном интервале показывают, что структурные предпосылки для изменения предела текучести облучаемых материалов КР вследствие темпе-

ратурного старения отсутствуют. Таким образом, для исследовательских программ сдвиг критической температуры хрупкости ΔT_{cr} будет равен сдвигу критической температуры хрупкости ΔT_F^B (здесь и далее “в” в верхнем индексе обозначает высокий флакс).

При облучении материалов с разными плотностями потока быстрых нейтронов может наблюдаться эффект флакса.

Для материалов сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 эффект флакса обусловлен отличающимися изменениями структуры материала на наноуровне после облучения с разной скоростью до одинакового уровня повреждающей дозы нейтронов. Эти изменения могут происходить как по “упрочняющему”, так и “неупрочняющему” механизмам, что следует уточнять по результатам микроструктурных исследований. Однако при анализе изменения свойств материала под облучением возможное влияние плотности потока быстрых нейтронов на результат должно учитываться. В связи с этим при прогнозировании изменения свойств материалов корпусов реакторов по результатам ускоренного облучения необходимо:

учитывать эффект флакса в радиационной составляющей сдвига критической температуры хрупкости (ΔT_F);

для прогнозирования состояния материала КР, соответствующего длительному сроку эксплуатации, учитывать вклад эффектов термического старения, которые реализуются в материале КР при эксплуатации и не реализуются в материале образцов при ускоренном облучении.

Для учета эффекта флакса было изучено влияние плотности потока быстрых нейтронов на скорость сдвига критической температуры хрупкости. Формула преобразования с учетом скорости облучения предложена в следующем виде (показатель степени m в формуле (3) фиксирован):

$$\Delta T_F^H = \beta \Delta T_F^B = \frac{A_F^{OC}}{A_F^{ИП}} \Delta T_F^B, \quad (4)$$

где A_F^{OC} – коэффициент радиационного охрупчивания, полученный по результатам исследования ОС; $A_F^{ИП}$ – коэффициент радиационного охрупчивания, полученный по результатам исследования образцов в исследовательских программах (ускоренное облучение).

Влияние термического старения может учитываться двумя способами. Первый заключается в том, что к полученному результату ускоренного облучения, скорректированного с учетом эффекта флакса, добавляется расчетная величина, соответствующая прогнозируемому времени по имеющейся зависимости изменения сдвига критической температуры хрупкости вследствие термического старения. В этом случае необходимо знать зависимость изменения $\Delta T_T(t)$ – рис. 2,а.

Второй способ представляется более корректным и заключается в ускоренном облучении образцов температурных комплектов ОС, выдержанных при рабочей температуре значительное время (> 100000 ч) без облучения (рис. 2,б). В этом случае в материале изначально как бы уже имеется повреждение,

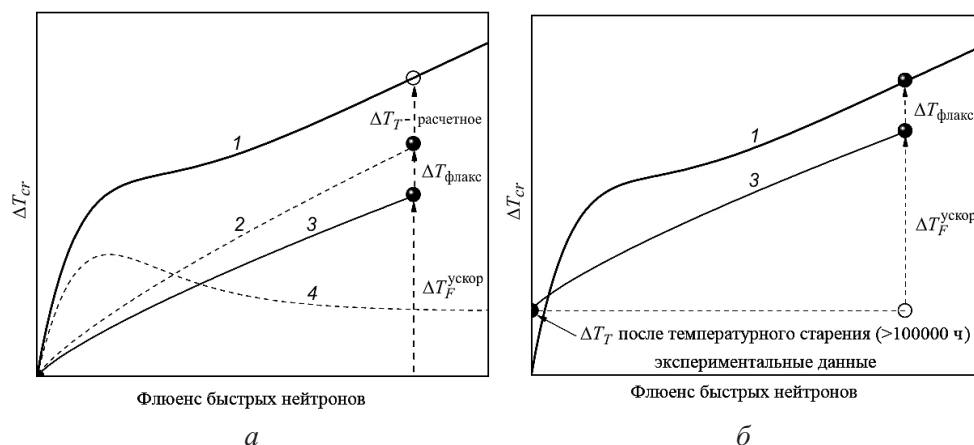


Рис. 2. Схемы получения прогнозных значений радиационного охрупчивания материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 при ускоренном облучении: 1 – для облученных образцов, формула (1); 2 – $\Delta T_F (F)$ по формуле (3); 3 – ускоренное облучение ОС; 4 – $\Delta T_T(t)$ по формуле (2).

связанное с термическим старением, а затем при ускоренном облучении к нему добавляется радиационная составляющая.

В случае ускоренного облучения любым из предлагаемых способов вопрос об учете эффекта флакса остается нерешенным. Для материалов сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 с содержанием никеля $C_{Ni} > 1,5\%$ определение эффекта флакса изложено ниже.

Исследуемые материалы и используемые методы. Исследовали материалы сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 с различным содержанием никеля и марганца. Химический состав (%) этих материалов приведен в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

Химический состав исследованных материалов

Материал	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P	Cu
СШ 1	0,110	0,14	0,73	1,88	1,74	0,55	0,008	0,010	0,08
СШ 2	0,060	0,40	0,94	1,70	1,70	0,67	0,012	0,007	0,04
СШ 3	0,035	0,35	0,92	1,60	1,60	0,55	0,011	0,007	0,06
СШ 5	0,075	0,30	0,92	1,80	2,45	0,65	0,007	0,006	0,05
СШ 6	0,070	0,31	1,10	1,72	1,88	0,68	0,010	0,009	0,03
СШ 7	0,040	0,28	0,98	1,71	1,76	0,66	0,006	0,010	0,04

Важно отметить, что содержание никеля в материалах сварного шва выше такового по техническим условиям на материал. Содержание меди и фосфора невелико и соответствует средним значениям для материалов КР ВВЭР-1000.

Ускоренное облучение образцов было реализовано в энергетическом реакторе ВВЭР-1000 (блок № 5 Нововоронежской АЭС) и в исследователь-

ском реакторе ИР-8 (НИЦ “Курчатовский институт”). Сравнительные данные по параметрам облучения представлены в табл. 2.

Испытания проводили на образцах типа Шарпи размером $10 \times 10 \times 55$ и $5 \times 5 \times 27,5$ мм (линии-образцы). Расчет для образцов размером $10 \times 10 \times 55$ мм по результатам испытаний образцов размером $5 \times 5 \times 27,5$ мм выполняли в соответствии с [18]. Температура облучения во всех случаях составляла 290°C ($\pm 10^\circ\text{C}$).

Т а б л и ц а 2

Параметры облучения материалов

Объект исследования	Плотность потока нейтронов $\times 10^{14}$, $\text{м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$, при $E > 0,5$ МэВ	Спектральный индекс $SI_{0,5/3,0}$
Образцы-свидетели ВВЭР-1000	<u>2,58</u>	<u>5,0</u>
	24,0	7,8
КР ВВЭР-1000 (ИП)	<u>72,0</u>	<u>6,7</u>
	1500	9,4
КР ИР-8 (ИП)	200...1760	8,6...11,3
Стенка корпуса реактора ВВЭР-1000	4,07	5,8

Примечание. Над чертой приведены минимальные значения, над чертой – максимальные.

Изучение радиационного охрупчивания материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 при ускоренном облучении. Для корректного сравнения воздействия радиационного охрупчивания при различающихся потоках быстрых нейтронов и, следовательно, при разном времени выдержки на эксплуатационные характеристики материалов необходимо учитывать одновременное протекание процессов, влияющих дополнительно на сдвиг критической температуры хрупкости.

Исходя из модельного представления повреждения материала при одновременном воздействии температуры и нейтронного потока, которое описывается выражениями (1)–(3), выделим явный вид зависимости радиационной составляющей для металла сварного шва КР ВВЭР-1000 и проанализируем наличие эффекта флакса:

$$\Delta T_F(F) = \Delta T_{cr}(F, t) - \Delta T_T(t). \quad (5)$$

При дальнейшем анализе баз данных по радиационному охрупчиванию материалов сварных швов ВВЭР-1000 принимается, что для образцов-свидетелей $\Delta T_T(t)$ описывается зависимостью (2) [2–4], для исследовательских программ $\Delta T_T(t) = 0$.

В зависимости (5) ΔT_F описывается зависимостью вида (3), в которой химический фактор отражает возможное влияние примесей и некоторых легирующих элементов на радиационное охрупчивание металла.

Металл сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 является весьма чистым по примесям материалом, причем вариация их содержания в различных корпусах реакторов очень незначительна. Известно [1–13], что из легирующих элементов на радиационное охрупчивание материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 существенное влияние оказывают никель и марганец (рис. 3). Атомы этих элементов проявляют склонность к образованию дислокационных барьеров в виде неравновесных сегрегатов (кластеров) или входят в состав последних в качестве одного из компонентов. Кроме того, оба элемента способны усиливать равновесную зернограничную сегрегацию примесных элементов. Это свойство они могут проявлять, по крайней мере, в условиях, когда развитие зернограничной хрупкости стимулируется облучением. Вместе с тем влияние некоторых других легирующих элементов (в частности, кремния) на радиационное охрупчивание проявляется только при наличии никеля и марганца. Результаты микроструктурных исследований облученных материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 свидетельствуют об образовании Ni–Mn–Si преципитатов при облучении [6].

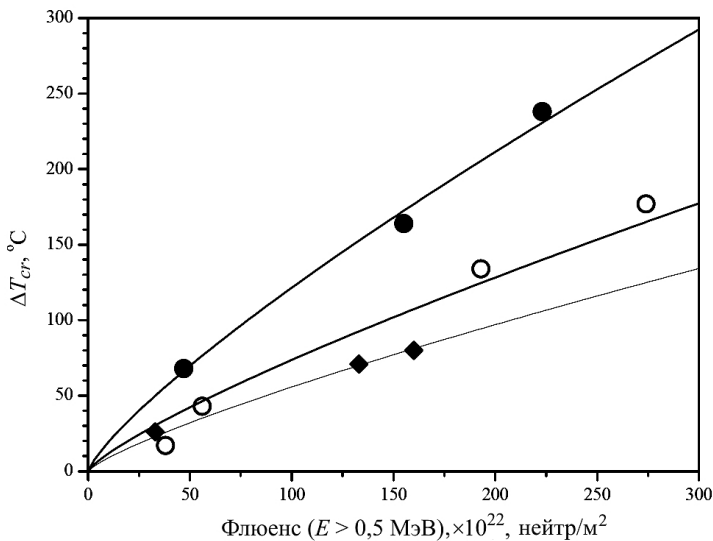


Рис. 3. Радиационное охрупчивание материалов сварных швов корпусов реакторов ВВЭР-1000 с различным содержанием никеля и марганца при ускоренном облучении: \blacklozenge – 1,28% Ni, 0,97% Mn; \circ – 1,60% Ni, 0,92% Mn; \bullet – 2,45% Ni, 0,92% Mn.

Таким образом, химический фактор учитывает содержание Ni, Mn и Si в материале. Попытка учета влияния Si на радиационное охрупчивание материалов сварных швов ($C_{Ni} > 1,5\%$) корпусов реакторов предпринималась в работах [3, 4] при регрессионном анализе экспериментальных данных, полученных при испытании ОС. В результате анализа получена функциональная зависимость с четырьмя подгоночными коэффициентами, причем коэффициент при Si имеет отрицательный знак, что может означать положительное влияние кремния на радиационную стойкость материала. И хотя в указанных работах выполнено некоторое возможное обоснование такого влияния, авторы настоящей работы полагают, что для упрощения вида функциональной зависимости и уменьшения числа подгоночных коэффициентов, учитывая

ограниченность базы данных исследовательских программ, целесообразно удовлетвориться очевидным влиянием таких элементов, как Ni и Mn, на радиационное охрупчивание металла сварного шва КР ВВЭР-1000.

Следовательно, в качестве регрессии для описания поведения материалов сварных швов под облучением была выбрана модель, зависящая от содержания Ni и Mn в материале:

$$\Delta T_F = A_F C_{Ni} C_{Mn} F^{0,8}, \quad (6)$$

где ΔT_F – сдвиг температуры вязкохрупкого перехода; C_{Ni} – концентрация никеля; C_{Mn} – концентрация марганца; F – флюенс быстрых нейтронов, $F = 1 \cdot 10^{22}$ нейтр/м².

Для корректной оценки эффекта флакса в нашем случае база данных по исследовательским программам была ограничена по флюенсу быстрых нейтронов до значения $6 \cdot 10^{23}$ нейтр/м² в соответствии с данными, полученными на ОС.

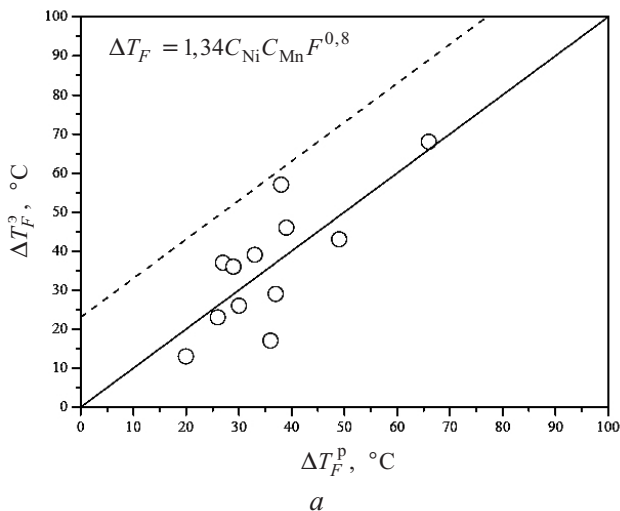
При обработке базы данных для металла сварного шва с высоким содержанием никеля ($C_{Ni} > 1,5\%$) радиационное охрупчивание согласно исследовательским программам описывается следующим образом:

$$\Delta T_F = 1,34 C_{Ni} C_{Mn} F^{0,8} \quad (\sigma = 10,4^\circ\text{C}), \quad (7)$$

для образцов-свидетелей:

$$\Delta T_F = 1,67 C_{Ni} C_{Mn} F^{0,8} \quad (\sigma = 10,6^\circ\text{C}). \quad (8)$$

Сравнение экспериментальных данных с расчетными по радиационному вкладу в сдвиг критической температуры хрупкости сварного шва для исследовательских программ и ОС представлено на рис. 4. Показано, что формулы (7) и (8) описывают анализируемый блок экспериментальных данных с вероятностью 95% в условиях ускоренного облучения.



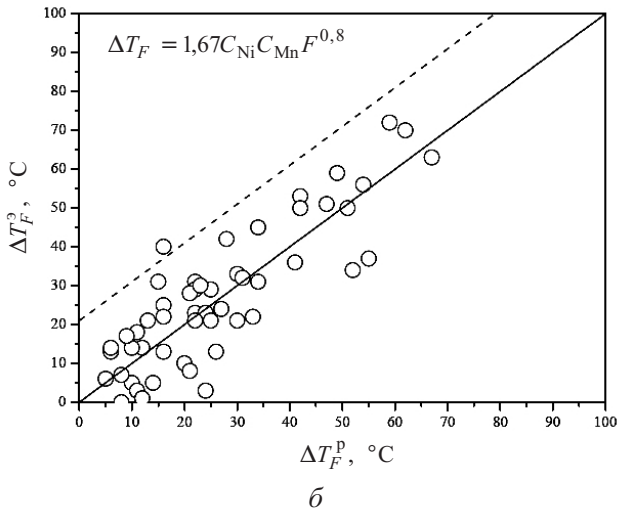


Рис. 4. Сравнение экспериментальных значений радиационной составляющей в сдвиге критической температуры хрупкости сварного шва с расчетными для исследовательских программ (а) и ОС (б).

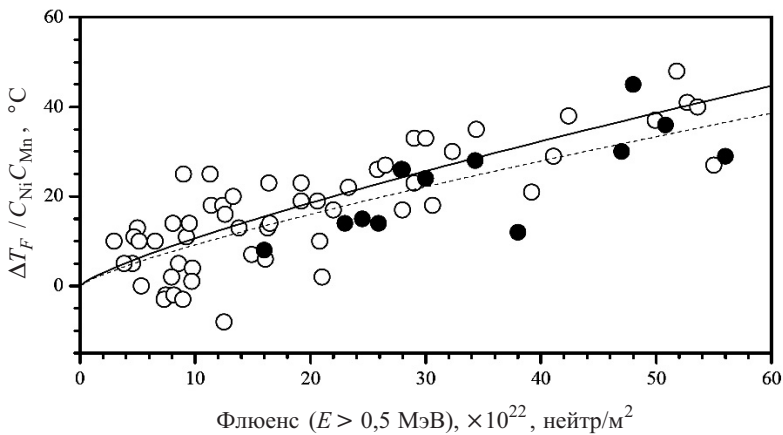


Рис. 5. Радиационное охрупчивание металла сварного шва ($C_{Ni} > 1,5\%$) для ОС (светлые точки, сплошная линия) и исследовательских программ (темные точки, штриховая линия).

Для сведения результатов обработки в один график значение ΔT_F нормируем на произведение $C_{Ni}C_{Mn}$ (рис. 5).

Сравнение выражений (7) и (8) для ускоренно облученных образцов и ОС соответственно позволяет вычислить коэффициент, учитывающий эффект флакса, равный 1,25. Затем значение ΔT_F для стенки КР может быть получено путем умножения ΔT_F при ускоренном облучении материала на коэффициент $\beta = 1,25$ (4).

Таким образом, прогнозируемое для КР изменение критической температуры хрупкости может быть получено из результатов по ускоренному облучению с использованием следующей зависимости:

$$\Delta T_{cr} = \Delta T_T + 1,25\Delta T_F^B.$$

Заключение. Проведен анализ имеющихся данных по радиационной хрупкости материалов сварных швов с $C_{Ni} > 1,5\%$ КР ВВЭР-1000, полученных в обычных условиях (в соответствии с программами образцов-свидетелей) и при ускоренном облучении.

Показано, что для материалов сварного шва с $C_{Ni} > 1,5\%$ невозможно прямое использование результатов испытаний при ускоренном облучении для прогнозирования изменения свойств материалов КР ВВЭР-1000.

С модельным предположением, что сдвиг критической температуры хрупкости может быть представлен как сумма радиационной ΔT_F и температурной ΔT_T составляющих в виде $\Delta T_{cr} = \Delta T_T + \Delta T_F$, предложена процедура использования результатов ускоренного облучения для прогнозирования изменения свойств материалов сварного шва КР ВВЭР-1000, соответствующая длительной эксплуатации. Эта процедура может быть описана формулой

$$\Delta T_{cr} = \Delta T_T + \Delta T_F^B + \Delta T_{\text{флакс}},$$

где ΔT_T – сдвиг критической температуры хрупкости вследствие термического старения, определяемый за период времени > 100000 ч в соответствии с действующими зависимостями или по данным ОС; ΔT_F^B – сдвиг критической температуры хрупкости после ускоренного облучения; $\Delta T_{\text{флакс}}$ – добавление эффекта флакса для сварного шва с содержанием никеля более 1,5%, $\Delta T_{\text{флакс}} = 0,25\Delta T_F^B$.

Для материалов корпусов реакторов, находящихся в эксплуатации свыше 30 лет, предлагается процедура получения прогнозных значений охрупчивания корпусных материалов на длительные сроки эксплуатации, которая заключается в использовании ускоренного облучения ОС со временем выдержки более 100000 ч и учете эффекта флакса.

Полученные таким образом значения сдвига критической температуры хрупкости не могут использоваться в качестве консервативной оценки состояния материала корпуса реактора на прогнозируемый срок эксплуатации, однако они вместе с другими имеющимися результатами исследования ОС могут быть использованы для получения прогнозных зависимостей охрупчивания материала рассматриваемых корпусов реакторов.

Работа проведена в рамках лота Министерства образования и науки РФ, Государственный контракт № 14.518.11.7007 при финансовой поддержке фонда МНТЦ (проект № 3420).

Резюме

Досліджено матеріали зварних швів корпусу реактора ВВЕР-1000, що мають різний вміст нікелю і марганцю після температурної витримки за робочої температури до 10000 годин. Показано, що за досліджуваний інтервал часу витримки ефекти температурного старіння не встигають розвинутиись.

1. Kryukov A., Erak D., Debarberis L., et al. Extended analysis of VVER-1000 surveillance data // Int. J. Press. Vess. Piping. – 2002. – 79. – P. 661 – 664.

2. Erak D. Yu., Margolin B. Z., Kevorkyan Yu. R., et al. The analysis of radiation embrittlement of VVER-1000 reactor pressure vessel materials // Collection of Abstracts of the Tenth Int. Conf. on Material Issues in Design, Manufacturing and Operation of Nuclear Power Plants Equipment. – St. Petersburg, 2008. – P. 41.
3. Марголин Б. З., Николаев В. А., Юрченко Е. В. и др. Анализ охрупчивания материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации // Вопр. материаловедения. – 2009. – № 4 (60). – С. 108 – 123.
4. Margolin B., Nikolaev V., Yurchenko E., et al. Analysis of embrittlement of WWER-1000 RPV materials // Int. J. Press. Vess. Piping. – 2012. – **89**. – P. 178 – 186.
5. Miller M. K., Chernobaeva A. A., Shtrombakh Y. I., et al. Evolution of the nanostructure of VVER-1000 RPV materials under neutron irradiation and post irradiation annealing // Int. J. Nucl. Mater. – 2009. – **385**. – P. 615 – 622.
6. Alekseenko N. N. (Ed.), Amaev A. D., Gorynin I. V., and Nikolaev V. A. Radiation Damage of Nuclear Power Plant Pressure Vessel Steels. – La Grange Park (IL, USA): American Nuclear Society, 1997. – 282 p.
7. Odette G. R. and Lucas G. E. Irradiation embrittlement of nuclear reactor pressure vessel steels: mechanisms, models, and data correlations // L. E. Steele (Ed.), Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels. – ASTM STP 909, 1986. – P. 206 – 241.
8. Hawthorne J. R. Further observations of A-533 steel plate tailored for improved radiation embrittlement resistance // J. Press. Vess. Technol. – 1976. – 98. – Issue 2. – P. 111 – 117.
9. Guionnet B., Houssin D., Brasseur D., et al. Radiation embrittlement of PWR reactor vessel weld metals: nickel and copper synergism effects // *Effects of Radiation on Materials* (11th Int. Symp.). – ASTM STP 782. – Philadelphia (1982). – P. 392.
10. Kryukov A. M., Nikolaev Yu. A., Planman T., and Platonov P. A. Basic results of the Russian WWER-1000 surveillance program // Nucl. Eng. Design. – 1997. – **173**. – P. 333 – 339.
11. Erak D., Kryukov A., and Vishkarev O. Nickel content effect on radiation embrittlement of VVER-1000 vessel steel // Proc. of the 3th Int. Conf. on Material Science Problems in NPP Equipment Production and Operation. – CRISM “PROMETEI”. – St. Petersburg, 1994. – **3**. – P. 846 – 849.
12. Amaev A. D., Erak D. Yu., and Kryukov A. M. Radiation embrittlement of WWER-1000 pressure vessel materials – irradiation embrittlement and mitigation // Proc. of the IAEA Specialists Meeting. – Madrid, 1999. – P. 374 – 385.
13. Nikolaev Yu. Radiation embrittlement of Cr–Ni–Mo and Cr–Mo RPV steels // J. ASTM Int. – 2007. – **4**, No. 8. – Paper ID JAI 100695.
14. Gurovich B. A., Kuleshova E. A., Nikolaev Yu. A., and Shtrombakh Ya. I. Assessment of relative contributions from different mechanisms to radiation embrittlement of reactor pressure vessel steels // J. Nucl. Mater. – 1997. – **246**. – P. 91 – 120.

15. *Gurovich B. A., Kuleshova E. A., Shtrombakh Ya. I., et al.* Intergranular and intragranular phosphorus segregation in russian pressure vessel steels due to neutron irradiation // *Ibid.* – 2000. – **279**, Issues 2-3. – P. 259 – 272.
16. *Gurovich B. A., Kuleshova E. A., Erak D. Yu., et al.* Fine structure behaviour of VVER-1000 RPV materials under irradiation // *Ibid.* – 2009. – **389**. – P. 490 – 496.
17. *Юханов В. А., Шур А. Д.* Исследование термического старения корпусных сталей для атомных энергетических установок с целью обоснования ресурса оборудования на срок до 60 лет // *Металловедение и терм. обраб. металлов.* – 2006. – № 7. – С. 23 – 27.
18. *РД ЭО 0598-2004.* Методика определения критической температуры хрупкости материалов корпусов реакторов по результатам испытаний малоразмерных образцов на ударный изгиб.

Поступила 03. 10. 2012