



СВАРНЫЕ КОНСТРУКЦИИ ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ТИПА 10X18H10T В УСЛОВИЯХ РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **О. В. МАХНЕНКО**, д-р техн. наук,
С. С. КОЗЛИТИНА, **Л. И. ДЗЮБАК**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

С помощью математического моделирования деформационных процессов в различных конструктивных элементах из стали 10X18H10T в условиях радиационного распухания показаны особенности их поведения с учетом остаточных сварочных напряжений в зависимости от дозы облучения, температуры и внешней нагрузки.

Ключевые слова: радиационное распухание материала, доза облучения, радиационная ползучесть, остаточные напряжения

Аустенитные стали типа 10X18H10T характеризуются высокими уровнями коррозионной трещиностойкости, хладостойкости, хорошо свариваются, имеют высокие пластические свойства, что способствует их широкому использованию в ответственных конструкциях, в том числе и в области ядерной энергетики, где эта сталь является основным материалом так называемых внутрикорпусных устройств (ВКУ), работающих при высоких радиационных облучениях. Такие стали обладают высокими физико-механическими свойствами, стабильной структурой вплоть до температуры около 800 °С.

Указанная стабилизация не является абсолютно неуязвимой. В частности, длительный нагрев аустенитной стали в температурном интервале приблизительно 500...900 °С способствует так называемому $\gamma \rightarrow \alpha$ - (аустенитно-ферритному) превращению с сопутствующим образованием карбидов, интерметаллидов и т. п., приводящему к достаточно резкому изменению свойств стали, особенно стойкости в агрессивных средах и склонности к хрупкому разрушению. Температурные условия сварочного нагрева в определенной степени могут вызывать сенсбилизацию (повышение склонности) аустенитной стали к коррозионным и хрупким разрушениям [1]. Подобным фактором, снижающим стабильность аустенитной микроструктуры, является радиационное облучение конструктивных элементов из аустенитной стали, что весьма характерно для ВКУ современных ядерных реакторов [2, 3].

С позиций инженерии элементов ВКУ при радиационном облучении изменяются механические и физические свойства материала элементов ВКУ и соответственно риск нарушения целостности этих элементов, работающих в сложных условиях, что обуславливает безопасность эксплуатации

ядерной энергетики во многих странах, в том числе и Украине. В настоящее время существуют достаточно надежные данные относительно изменения механических свойств аустенитных сталей при радиационном облучении. С длительным облучением этих сталей связано физическое явление распухания аустенитной стали (необратимый процесс увеличения объема), что может приводить к существенному изменению напряженного состояния в элементах конструкций с соответствующими последствиями. Следует учитывать, что процесс распухания в значительной степени зависит не только от дозы радиационного облучения, но и от температуры T облучения материала и нелинейности связанных с распуханием материала напряжений и пластических деформаций.

На основе экспериментальных исследований [4–8] на соответствующих образцах из аустенитной стали установлено, что относительное изменение объема V при облучении можно представить в виде

$$S = \frac{\Delta V}{V} = C_D D^n f_1(T) f_2(\sigma) f_3(\omega_p), \quad (1)$$

где $C_D = 1,035 \cdot 10^{-4} \text{dpa}^{-1,88}$ (размерность dpa — смещение на атом); D — доза радиационного облучения с энергией более 0,5 МэВ; $n = 1,88$ согласно работе [3]; $f_1(T)$ — поправка на температуру T материала; $f_2(\sigma)$ — поправка, связанная с объемной инвариантой тензора напряжений. При облучении используют следующую зависимость [9]:

$$f_1(T) = \exp[-(T - T_{\max})^2 r], \quad (2)$$

где T_{\max} — пиковая температура облучения, составляющая около 470 °С [6]; $r = 1,1 \cdot 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{C}^{-2}$ — экспериментальная постоянная [9];

$$\sigma = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}}{3},$$

где σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} — нормальные компоненты тензора напряжений облучаемого материала;



$$\begin{aligned} f_2(\sigma) &= 1 + p\sigma \text{ при } 1 + p\sigma \geq 0, \\ f_2(\sigma) &= 0 \quad \text{при } 1 + p\sigma < 0; \end{aligned} \quad (3)$$

p — экспериментальная величина, имеющая значение примерно $4 \cdot 10^{-3}$ 1/МПа³; $f_3(\omega_p)$ — поправка на уровень пластических деформаций, связанная с инвариантой тензора ε_{ij}^p параметром деформационного упрочнения Одкависта ω_p

$$\omega_p = \int_0^D d\varepsilon_i^p, \quad (4)$$

где $d\varepsilon_i^p$ — интенсивность приращений пластических деформаций

$$d\varepsilon_i^p = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{d\varepsilon_{ij}^p d\varepsilon_{ij}^p} \quad (i, j = x, y, z).$$

Используется зависимость

$$f_3(\omega_p) = \exp(-\eta\omega_p), \quad (5)$$

где для рассматриваемых сталей $\eta = 8,75$ [3].

Из зависимостей (1)–(5) видно, что уровень распухания S довольно сильно зависит от повреждающей дозы облучения с энергией более 0,5 МэВ от абсолютного значения температурной разницы $|T - T_{\max}|$ облучаемого материала, значения и знака шарового тензора напряжений

$$\delta_{ij}\sigma = \begin{vmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & \sigma & 0 \\ 0 & 0 & \sigma \end{vmatrix};$$

параметра накоплений пластической деформации ω_p .

С позиций обеспечения целостности элементов ВКУ важно определить, как процесс распухания, связанный с накоплением дозы D при эксплуатации, взаимодействует с начальными температурными напряжениями при запуске реактора либо остаточными технологическими (например сварочными) напряжениями. Очевидно, что при равномерном распухании $S(x, y, z) = \text{const}$ конкретного элемента ВКУ, как и при равномерном нагреве $T(x, y, z) = \text{const}$, напряжения не возникают (кроме реактивных, связанных с закреплением элемента).

В работах [7, 8] показано, что процесс распухания материала сопровождается снижением начального (исходного) напряженного состояния, как и при соответствующем температурном отпуске, когда обратимые упругие деформации за счет механизма ползучести материала переходят в необратимые деформации диффузионной пластичности. Термин «радиационная ползучесть» [7–9] связан с этим явлением. Следует отметить, что радиационное облучение твердого тела не меняет ос-

новные закономерности деформирования механики сплошной среды в рамках феноменологического подхода, кроме механических свойств деформируемого твердого тела, определяющих вид деформирования: упругое, мгновенная пластичность, диффузионная пластичность (ползучесть). В связи с этим (пока новых дополнительных видов деформирования в механике деформирования твердого тела нет) качественно и количественно меняются соотношения между деформациями и напряжениями, параметры которых в зависимости от конкретных условий и материала определяются экспериментально на соответствующих образцах.

С учетом довольно большого интереса к использованию расчетных прогнозов относительно работоспособности элементов ВКУ современных атомных реакторов типа ВВЭР-1000 и определенных сомнений по поводу реальности механизмов «радиационной ползучести» для аустенитной стали при температурах ниже 450...470 °С после радиационного облучения, значительно повышающего предел текучести стали, представляется важным более строгое рассмотрение моделей деформирования стали при радиационном облучении и распухании в рамках классических подходов, апробированных на практике.

Тензор деформации ε_{ij} ($i, j = x, y, z$) запишем в виде суммы

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^c + \delta_{ij} \frac{S}{3}, \quad (6)$$

где индексы e, p, c относятся соответственно к упругой деформации, мгновенной пластичности и ползучести.

В общем случае для аустенитных сталей, когда объем фазовых изменений невелик, упругая деформация по определению является обратимой, т. е. исчезающей, если устраняется причина, ее породившая, и представляется по закону Гука в следующем виде [9]:

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{\sigma_{il} - \delta_{il}\sigma}{2G} + \delta_{il}[k\sigma + \alpha(T - T_0)] \quad (i, j = x, y, z),$$

где $G = E/(2(1 + \nu))$; ν — коэффициент Пуассона; E — модуль нормальной упругости; k — коэффициент объемного сжатия, равный $(1 - 2\nu)/E$; α — коэффициент относительного температурного расширения в интервале температур $T(x, y, z), T_0(x, y, z, t_0)$.

Для тензора деформаций мгновенной пластичности ε_{ij}^p в современных коммерческих программах обычно используют закон пластического течения, ассоциированный с условием текучести Мизеса [10], т. е.

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) \quad (i, j = x, y, z), \quad (7)$$



где $d\lambda$ — скалярная функция координат x, y, z и времени t , связывающая приращение тензора ε_{ij}^p с девиатором напряжения $(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)$ условием текучести следующего вида:

$$\begin{aligned} d\lambda = 0, & \text{ если } f = \sigma_{eq}^2 - \sigma_T^2(\omega) < 0 \text{ либо } f = 0, \text{ но } df < 0; \\ d\lambda > 0, & \text{ если } f = 0 \text{ и } df \geq 0; \end{aligned} \quad (8)$$

(состояние $f > 0$ недопустимо),

где σ_{eq} — эквивалентное напряжение или интенсивность напряжения

$$\sigma_{eq}^2 = \frac{1}{2}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma); \quad (9)$$

$\sigma_T(\omega)$ — предел текучести материала при температуре T , дозе облучения D и степени деформационного упрочнения ω_p согласно формулам (4), (5).

Для тензора деформаций диффузионной пластичности или ползучести ε_{ij}^c обычно используют закон пластического течения [10] в виде

$$d\varepsilon_{ij}^c = \Omega dt(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) \quad (i, j = x, y, z), \quad (10)$$

где Ω — скалярная функция ползучести, которая определяется для материала при данной температуре и степени облучения величиной σ_{eq}^m ($m = 4 \dots 6$), т. е.

$$\Omega(\sigma_{eq}, T, D) = \Omega_q(T, D)\sigma_{eq}^m. \quad (11)$$

В работах сторонников подхода «радиационной ползучести» используется соотношение

$$\xi_{eq}^c - \left(B_0 \frac{dD}{dt} + \omega_0 \frac{dS_0}{dt} \right) \sigma_{eq}, \quad (12)$$

где ξ_{eq}^c — согласно работе [9] скорость изменения эквивалентной деформации ползучести, т. е.

$$\xi_{eq}^c = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{\frac{d\varepsilon_{ij}^c}{dt} \frac{d\varepsilon_{ij}^c}{dt}}, \quad (13)$$

B_0, ω_0 — характеристики материала, мало зависящие от температуры [9]; $S_0 = S$ согласно формуле (1) при $f_2(\sigma) = 1$ и $f_3(\omega_p) = 1$.

Из сравнения выражений (10) и (12) при условиях (9), (13) следует, что тождественность уравнений (10) и (12) имеет место при

$$\Omega = \frac{2}{3} \frac{\xi_{eq}^c}{\sigma_{eq}} = \frac{2}{3} \left(B_0 \frac{dD}{dt} + \omega_0 \frac{dS_0}{dt} \right) \quad (14)$$

или с учетом формулы (11) при условии, что

B_0 и ω_0 пропорциональны σ_{eq}^m . Однако в работе

[9] рекомендуют $B_0 = 1 \cdot 10^{-6} (\text{МПа} \cdot \text{дпа})^{-1}$, $\omega_0 = 6 \cdot 10^{-3} \text{ МПа}^{-1}$, т. е. постоянными.

Таким образом, процесс «радиационной ползучести» основан на существенной линейризации связи между деформациями и напряжениями, что может быть приемлемо для узкого интервала изменения напряжений, либо когда в результате прямых опытов по определению функции ползучести облучаемого материала подтвердится, что значение m в выражении (11) близко к нулю.

В этой связи представляется логичным использовать более консервативный подход, основанный на допущении, что при температурах облучения элементов ВКУ $T \leq T_{\max} = 470 \text{ }^\circ\text{C}$ аустенитный материал характеризуется высокой сопротивляемостью ползучести, т. е. в формуле (10) функция ползучести равна нулю. Консервативность этого подхода заключается в повышении риска появления напряжений, близких по значению пределу текучести материала с учетом радиационного и деформационного упрочнения [9].

Процесс распухания аустенитной стали сопровождается в определенной степени релаксацией уже сформированных напряжений. Можно показать, что механизмом релаксации вполне может быть мгновенная пластичность. Указанное явление легко моделируется на таком простом примере, как пластина из аустенитной стали со сварным швом (рис. 1). Продольные остаточные напряжения σ_{xx} приближенно описываются соотношениями

$$0 < |y| \leq b, \quad \sigma_{xx} = \sigma_0, \quad b < |y| < L, \quad \sigma_{xx} = -\frac{\sigma_0 b}{L - b}.$$

Температура пластины постоянная и равна $470 \text{ }^\circ\text{C}$. Кромки $y = \pm L$ свободные, кромка $x = 0$ закреплена, т. е. перемещение $U_x(0, y) = 0$; кромка $x = L_x$ загружена распределенными силами

q_x так, что $\delta \int_0^L q_x dy = 2Q_x$, где δ — толщина пластины. Принимаем, что $Q_x = q_x 2\delta$. Предел теку-

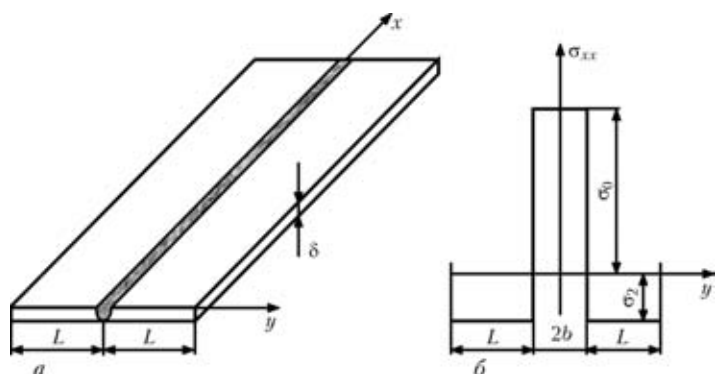


Рис. 1. Схема полосы аустенитной стали со сварным швом (а) и распределение остаточных напряжений σ_{xx} (б)

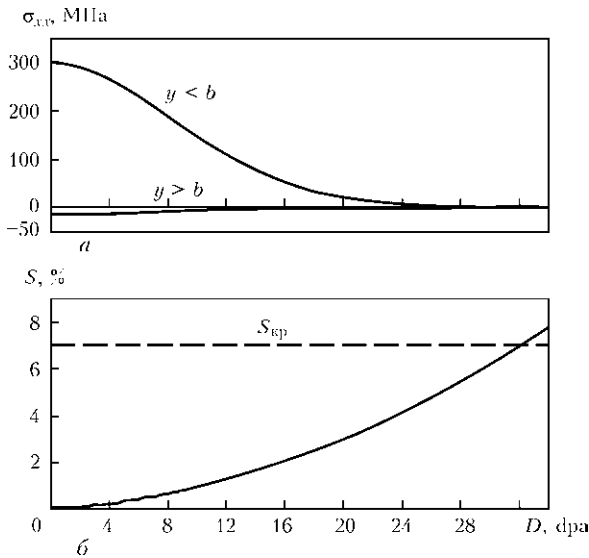


Рис. 2. Кинетика изменения остаточных напряжений в полосе $L = 20$ см; $b = 1$ см при $Q_x = 0$; $\sigma_0 = 300$ МПа; $\sigma_2 = -300 b/(L - b)$ (а) и изменение распухания в зоне $y = 0$ (б)

части материала пластины в зависимости от деформационного упрочнения ω_p и радиационного упрочнения меняется по зависимости, приведенной в работе [6]:

$$\sigma_T = 202 + 239 \varepsilon \xi \pi [-2,22 \cdot 10^{-3} (T + 273 \text{ } ^\circ\text{C})] + 400 [1 - \exp(-0,47D/D_0)]^{0,5},$$

где $D_0 = 10/2,22$ дпа.

На рис. 2–4 приведены результаты распределения распухания поперек сварного соединения при $b = 1$ см, $L = 20$ см и различных значениях Q_x , а также соответствующие изменения напряжений в зонах $0 < |y| < b$ и $b < |y| < L$ в зависимости от дозы облучения пластины и различных значений Q_x . Видно, что для свободной пластины при $Q_x = 0$ и дозе облучения более 14 дпа начальные остаточные напряжения полностью релаксируются (забываются). То же отмечено и при $Q_x > 0$ (рис. 3). В случае сжимающей внешней нагрузки (рис. 4) за счет поправки $f_2(\sigma)$ происходит торможение этого процесса, который тем не менее идет за счет пластического течения по механизму мгновенной пластичности без «радиационной ползучести».

Отметим, что критический уровень распухания, соответствующий 7 % [9], достигается при благоприятном растяжении (рис. 3) примерно за 35 лет эксплуатации элементов выгородки, а при неблагоприятном сжатии (рис. 4) — за время не менее 60 лет (в пределах выгородки реактора ВВЭР-1000 средняя доза облучения за 30 лет соответствует 20 дпа).

Рассмотрим более сложный пример элемента ВКУ ВВЭР-1000, когда в теле элемента длительное время сохраняются значительные градиенты дозы облучения и соответствующие градиенты уровня распухания (рис. 5). Следует отметить, что

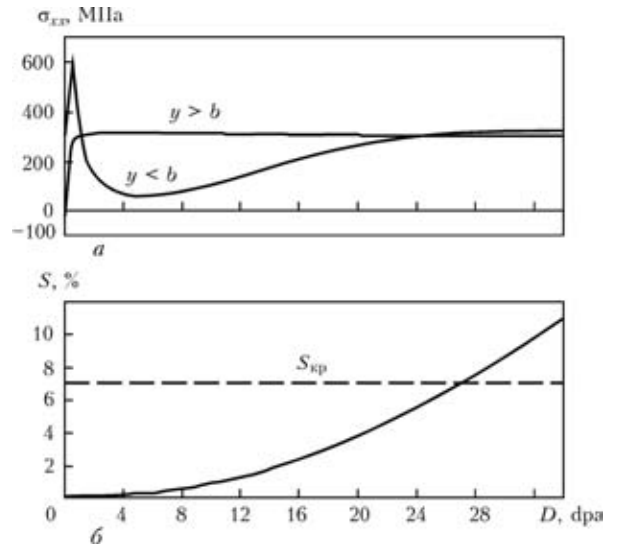


Рис. 3. Кинетика изменения остаточных напряжений в полосе $L = 20$ см; $b = 1$ см при $Q_x = 300L\delta H$; $\delta = 1$ см; $\sigma_0 = 300$ МПа; $\sigma_2 = -300 b/(L - b)$ (а) и изменение распухания в зоне $y = 0$ (б)

данные рис. 5, а в определенной степени являются постулируемыми для стенки шахты в активной зоне. Толщина стенки шахты равняется 60 мм, средняя доза облучения (точка $z = 30$ мм) по данным работы [11] составляет около 0,20 дпа/год. На внутренней поверхности шахты $z = 0$ это значение близко к средней облученности выгородки, т. е. $D = 1,5$ дпа/год и соответственно в точке $z = 60$ мм доза облучения составляет примерно 0,03 дпа за 30 лет, т. е. приблизительно 0,001 дпа/год [11].

При этом начальное напряженное состояние, связанное с выходом на тепловой режим при запуске реактора, не учитывали. Принималось $T = 470$ °С ($z = 0$), $T = 300$ °С ($z = 60$ мм). Поскольку температурные поля, определяющие это

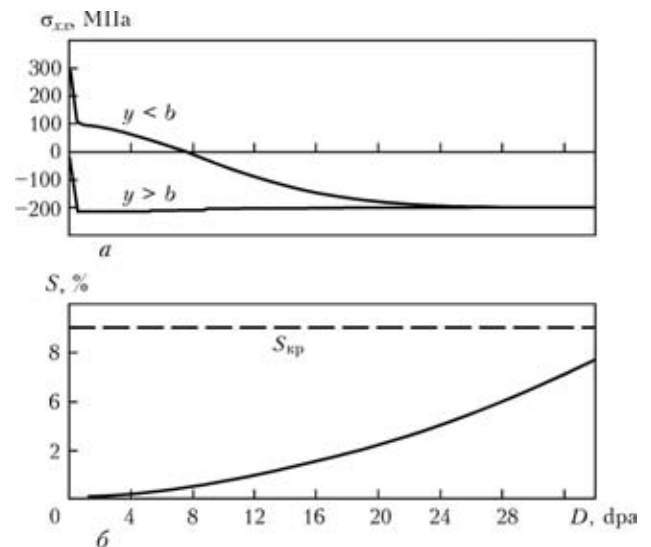


Рис. 4. Кинетика изменения остаточных напряжений в полосе $L = 20$ см; $b = 1$ см при $Q_x = -200L\delta H$; $\delta = 1$ см; $\sigma_0 = 300$ МПа; $\sigma_2 = -300 b/(L - b)$ (а) и изменение распухания в зоне $y = 0$ (б)



напряженное состояние, через несколько суток становятся стационарными, то и связанные с ними температурные напряжения также являются стационарными типа начальных (остаточных), рассмотренных на рис. 2–4. Их взаимодействие с распуханием при развитии пластическом течении (высокой дозой облучения) приводит к соответствующей релаксации.

При охлаждении реактора (выравнивания температуры) возникают новые поля остаточных напряжений, которые в значительной степени компенсируются при последующих нагревах реактора. Для постулируемого поля облучения (рис. 5, а) по зависимости (1) рассчитывали поля объемной деформации распухания. При этом учитывали их связь с напряженным состоянием и накопленной пластической деформацией (поправки $f_2(\sigma)$ и $f_3(w_p)$). Для этого использовали подход, основанный на последовательном прослеживании (в зависимости от поля дозы облучения $D(x, y, z)$) развития поля распухания $S(x, y, z)$ (рис. 5, б) перемещений $U_j(x, y, z)$, деформаций $\varepsilon_{ij}(x, y, z)$ и напряжения $\sigma_{ij}(x, y, z)$.

Использовали неявную схему учета распухания от среднего нормального напряжения σ . Для этого зависимость (6) представили в виде

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \frac{S_0}{3}(1 + p\sigma)\delta_{ij} = \bar{\varepsilon}_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij}\frac{S_0}{3}p, \quad (15)$$

где

$$\begin{aligned} \bar{\varepsilon}_{ij}^e &= \varepsilon_{ij}^e + \frac{S_0}{3}p\sigma\delta_{ij} = \\ &= \frac{\delta_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2g} + \delta_{ij} \left[\left(K + \frac{S_0}{3}p \right) \sigma + \alpha(T - T_0) \right] \quad (i, j = x, y, z), \end{aligned}$$

которое эквивалентно выражению (15), если вместо K использовать $\left(K + \frac{S_0}{3}p \right) \bar{K}$, что исключает необходимость в итерациях по S .

Соответствующие упругопластические задачи на каждом шаге прослеживания решали в рамках идеологии разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ пакета «Weldperdictions», т. е. с привлечением теории упругопластического течения Прандтля–Рейса, ассоциированной с условием текучести Мизеса, т. е. с привлечением соотношений (5)–(8), (14) и метода конечных элементов. На рис. 6 приведены фрагменты указанного прослеживания развития напряженно-деформированного состояния в стенке шахты по ее толщине с учетом осевой симметрии и в рамках оболочечных гипотез Кирхгофа–Лява в средней части по высоте активной зоны.

Из данных на рис. 5, 6 видно, что зона наиболее интенсивного облучения (рис. 5, б), прилегающая к внутренней поверхности шахты, находится в сжа-

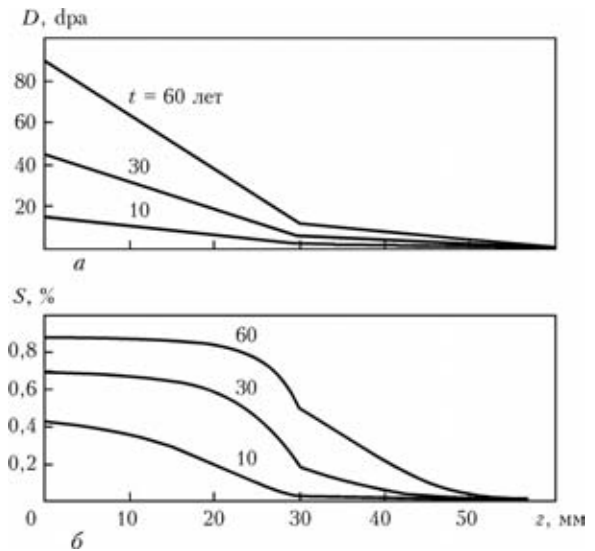


Рис. 5. Распределение радиационной дозы D (а) и распухания S (б) по толщине стенки в различные моменты времени t

том состоянии по x и β , что, однако, приводит к довольно значительному распуханию (на уровне 0,3 %). Значение σ невелико. Зона $30 < z < 60$ мм имеет относительно невысокую дозу облучения и соответственно небольшое распухание, что определяет соответствующее распределение напряжений σ_{xx} и $\sigma_{\beta\beta}$. Характер развития пластических деформаций по толщине стенки, связанных с кинетикой распухания, достаточно специфический. Фактически на протяжении 60 лет в основном имеет место упругое деформирование. Пластическое те-

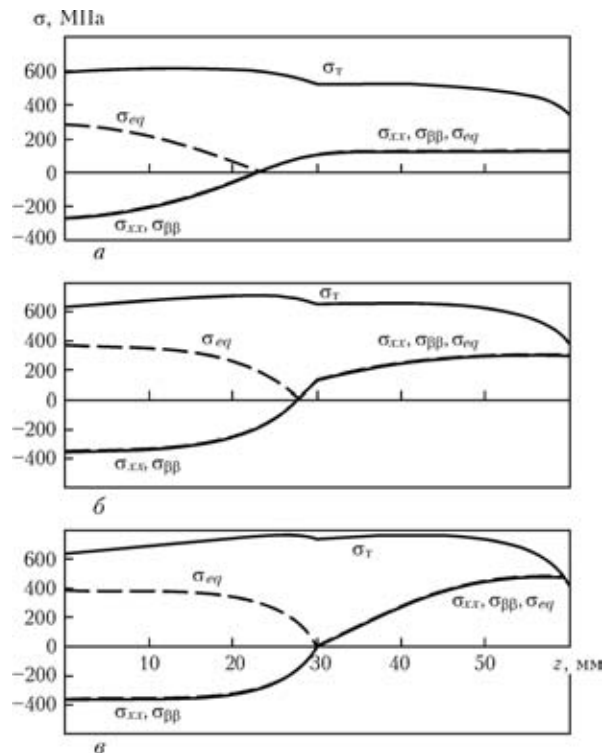


Рис. 6. Распределение напряжений σ_{xx} (осевых), $\sigma_{\beta\beta}$ (окружных), σ_{eq} (эквивалентных), предела текучести σ_T по толщине стенки при $t = 10$ (а), 30 (б) и 60 (в) лет



чение после 60 лет возникает в зоне $x \approx 60$ мм из-за низкого уровня σ_T (малая доза облучения).

Выводы

1. Расчетные методы, основанные на современных моделях неізотермического упругопластического деформирования материала, позволяют прогнозировать напряженно-деформированные состояния сварных элементов ВКУ энергетических ядерных реакторов типа ВВЭР-1000 в условиях интенсивного радиационного облучения с учетом процесса распухания материала.

2. На конкретных примерах показана возможность прогнозной оценки ресурса безопасной эксплуатации для конкретных элементов ВКУ по условиям локального критического распухания материала.

1. Риск образования карбидов и σ -фазы при сварке высоколегированных хромоникелевых сталей / В. И. Махненко, С. С. Козлитина, Л. И. Дзюбак, В. П. Кравец // Автомат. сварка. — 2010. — № 12. — С. 7–10.
2. Механические свойства аустенитных сталей при нейтронном облучении, влияние различных факторов / И. П. Курсевич, Б. З. Марголин, О. Ю. Прокошев, В. И. Кононов // Вопр. материаловедения. — 2006. — № 4. — С. 55–68.
3. ПНАЭ Г-7002–86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических устано-

Mathematical modelling of deformation processes in different structural elements of steel 10Kh18N10T under radiation-induced swelling conditions showed peculiarities of their behaviour, allowing for residual welding stresses depending on the radiation dose, temperature and external load.

- вок / Госатомэнергоиздат СССР. — М.: Энергоатомиздат, 1989. — 525 с.
4. К вопросу о радиационном распухании и радиационном охрупчивании аустенитных сталей. Ч. I. Экспериментальные результаты / Б. З. Марголин, И. П. Курсевич, А. А. Сорокин и др. // Вопр. материаловедения. — 2009. — № 2. — С. 89–98.
 5. Vilmaz G., Harsan V. A., Porter D. Y. Dependence of mechanical properties on swelling in austenite steels // Proc. II conf. on nuclear engineering (Tokyo, Apr., 2003). — Tokyo, 2003. — P. 109–122.
 6. Applady W. K. Swelling in neutron-irradiated 300-series stainless steels // Proc. of Intern. conf. rad. effects in breeder structural materials (Scottsdale Arizona, May, 1977). — Scottsdale Arizona, 1977. — P. 509.
 7. Garner F. A. Recent insights on the swelling and creep of irradiated of austenite alloys // Nuclear Mater. — 1984. — 122/123, № 1/3. — P. 459–471.
 8. Garner F. A., Porter D. L., Hadman G. L. Irradiation creep and swelling of annealed type 3041 stainless steel at 390 °C and high neutron fluence // Proc. of Intern. conf. of rad. materials science (Krarov, Sept., 1990). — Krarov, 1990. — Vol. 1. — P. 68–74.
 9. К вопросу о радиационном распухании и радиационном охрупчивании аустенитных сталей. Ч. II. Физические и механические закономерности охрупчивания / Б. З. Марголин, И. П. Курсевич, А. А. Сорокин и др. // Вопр. материаловедения. — 2009. — № 2. — С. 99–111.
 10. Махненко В. И. Расчетные методы исследований кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 317 с.
 11. Ядерный реактор ВВЭР-1000: Учеб. пособие УТЦ ЗАЭС. — Запорожье, 2000. — Раздел 6. — С. 51–80.

Поступила в редакцию 21.09.2011

ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПРИМЕНЕНИЕ ЛАЗЕРОВ VII международная конференция

18–21 сентября 2012 г.

Санкт-Петербург



Тематика конференции

- Физические основы лучевых технологий: взаимодействие высококонцентрированных потоков энергии с веществом.
- Нанопотоника: модификация свойств поверхности; нанесение тонких пленок и пленочных структур; технологии обработки и получения наноструктурированных материалов.
- Математическое моделирование лучевых технологий: разработка математических моделей процессов, протекающих при лучевой обработке; создание САЕ-систем; разработка программного обеспечения лучевых технологий.
- Технологии резки, прошивки отверстий, маркировки: прецизионная резка, прошивка отверстий и перфорация перспективных материалов.
- Технологии сварки, наплавки и прототипирования: новейшие технологии сварки — дистанционная лазерная сварка, гибридные лазерно-дуговые технологии, электронно-лучевая сварка; лазерная наплавка; лазерная стереолитография.
- Оборудование для лучевых технологий: создание и внедрение новейшего оборудования для лазерных и гибридных технологий; технологические лазеры, физика лазеров.
- Контроль качества и безопасность лучевых технологий: стандартизация оборудования и сертификация технологий; подготовка и аттестация персонала.
- Фотонные технологии живых систем и медицинское применение лазеров.

www.ilwt-stu.ru