
ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДІВ ТА ЗАСОБІВ МОДЕЛЮВАННЯ

УДК 621.791:(621.311.25:621.039.577)

О.В. Махненко, д-р техн. наук, **Г.Ю. Саприкіна**, канд. техн. наук
Ін-т електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
(Україна, 03680, Київ, вул. К. Малевича, 11,
тел.: +380442005289, e-mail: g_saprykina@paton.kiev.ua)

Моделювання залишкових технологічних напружень в зоні зварних з'єднань обичайок корпусу реактора типу ВВЕР-1000

Проаналізовано конструктивні особливості та технологію зварювання корпусу реактора. Викладено методику розрахункового визначення зварювальних залишкових напружень. Побудовано моделі деформаційних процесів та розподілу температури при зварювальному нагріві. Виконано моделювання напруженого стану при зварюванні, наплавленні і термообробці кільцевого з'єднання корпусу реактора ВВЕР-1000. Наведено результати простежування розвитку напружень в процесі виконання зварювання, наплавлення і термообробки зварного з'єднання корпусу реактора ВВЕР-1000. Виконано порівняння розрахункових значень залишкових напружень в зоні зварного з'єднання з експериментальними даними.

Ключові слова: корпус реактора, метод скінчених елементів, зварювальні залишкові напруження, моделі деформаційних процесів, розподіл температури.

Застосування сучасних математичних методів та комп'ютерної техніки дозволяє проводити дослідження зварювальних напружень та їх взаємодії з температурним і силовим навантаженнями в корпусах атомних реакторів. Корпус реактора (КР) є основним незамінним елементом, який визначає ресурс ядерної енергетичної установки типу ВВЕР. При оцінці ресурсу КР та устаткування атомної електростанції (АЕС) необхідно отримати дані про залишкові напруження, близькі до реальних, оскільки крихка міцність відповідальних зварних елементів істотно залежить від величини та розподілу залишкових напружень у відповідних «гарячих точках». У прогностичні оцінки стосовно продовження ресурсу корпусів реакторів і устаткування АЕС на даний час закладають наближені рекомендації, основані на різних методиках і процедурах, наприклад SINTAP, МРКР-СХР-2004, VRLIFE [1—3] тощо. Це пов'язано зі складністю виміру залишкових напружень у діючих реакторах.

© О.В. Махненко, Г.Ю. Саприкіна, 2018

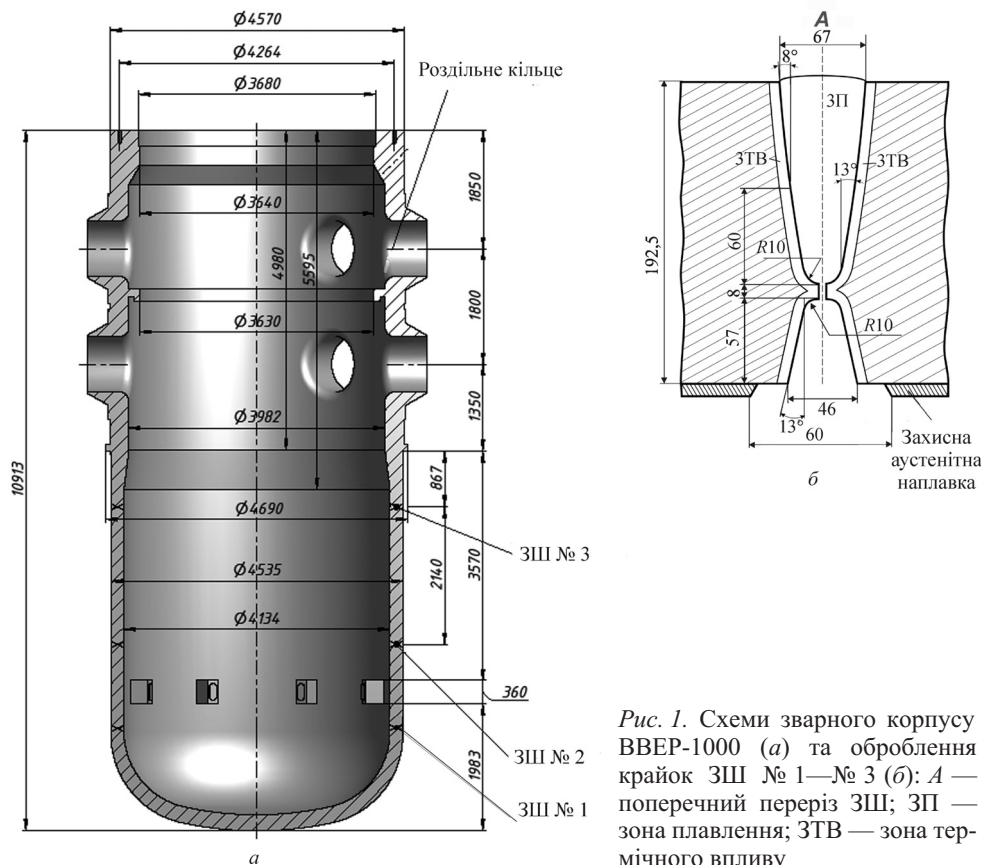


Рис. 1. Схеми зварного корпусу ВВЕР-1000 (а) та оброблення крайок ЗШ № 1—№ 3 (б): А — поперечний переріз ЗШ; ЗП — зона плавлення; ЗТВ — зона термічного впливу

Сучасні дослідження зварювальних напружень та їх взаємодії з температурним і силовим навантаженнями на базі сучасних математичних методів створюють реальні передумови для уточнення даних про нерелаксовані залишкові напруження в корпусах атомних реакторів. Для розрахункового визначення залишкових напружень в зоні зварних з'єднань обичайок КР типу ВВЕР використовувалися сучасні досягнення механіки деформування, зокрема пружно-в'язко-пластичного деформування конструкційних матеріалів в неізотермічних умовах з урахуванням складного навантаження в просторі та часі, чисельні методи для реалізації відповідних крайових задач.

Корпус реактора — товстостінна зварна конструкція (рис. 1, а) з кільцевими багатопрохідними двосторонніми стиковими швами, виконаними дуговим зварюванням під флюсом. Зварні шви (ЗШ) № 1—№ 3 розташовані в зоні радіаційного опромінення, що сприяє крихкості металу. Хімічний склад і міцність основного металу (ОМ) КР ВВЕР-1000 (сталь 15Х2НМФА) відповідають технічним умовам [4]. Фактичний хімічний

склад і властивості міцності нижньої і верхньої обичайок КР блоку № 2 Южно-Української АЕС відповідає паспорту [5]. Нижня і верхня обичайки товщиною 192,5 мм (рис. 1, б) з'єднуються ЗШ № 2, а обичайки з днищем і з опорною обичайкою — ЗШ № 1 і № 3. Зварні шви відрізняються від ОМ вмістом нікелю, марганцю, міді та фосфору і тому мають інші хімічний склад і міцність.

Для багатопрхідного дугового зварювання під флюсом стикових зварних з'єднань № 1—№ 3 обичайки КР було обрано форму підготовки кромки, показано на рис. 1, б. Така форма кромки дозволяє вести зварювання окремими проходами невеликого перерізу, що покращує структуру зварного з'єднання і зменшує виникнення зварювальних напружень і деформацій. Шви заповнювалися одночасно із зовнішньої та внутрішньої сторін, починаючи з кореневої частини. Попередній і супутній підігрів становили 300—350 °С. Після заповнення кромки було застосовано загальну термообробку КР за режимом високого відпуску [5]. Товщина наплавлення антикорозійного захисного шару на внутрішній поверхні корпусу в зоні ЗШ складає $\delta = 7 \pm 2$ мм (див. рис. 1, б).

Індивідуальні технологічні особливості КР блоку № 2 Южно-Української АЕС, що впливають на рівень залишкових технологічних напружень, обумовлені в основному фактичними параметрами термічної обробки (табл. 1), хімічним складом і механічними властивостями металу ЗШ за даними заводу виробника. Методика розрахункового визначення залишкових напружень у тривимірній постановці в циліндричній системі координат r, z, β (рис. 2) у зоні кільцевих зварних з'єднань основана на фізичних моделях і розрахункових алгоритмах, які в даний час є загальноприйнятими для задач термопластичності, пов'язаних із зварювальним нагрівом та нагрівом при термообробці. Для сталей феритно-перлітного класу розрахункова методика включає розрахунок нестационарних температурних полів, кінетики мікроструктурних фазових перетворень при на-

Таблиця 1. Параметри термічної обробки за даними заводу виробника [5]
КР енергоблоку № 2 Южно-Української АЕС

Матеріал КР	Температура відпуску, °С	Швидкість нагріву, °С/хв	Час витримки при температурі відпуску, хв	Охолодження з пічкою до температури, °С	Швидкість охолодження не більше, °С/год
Після зварювання (шов № 2)	610—625	30	288	400	50
Після наплавлення	640—655	15	575	300	50

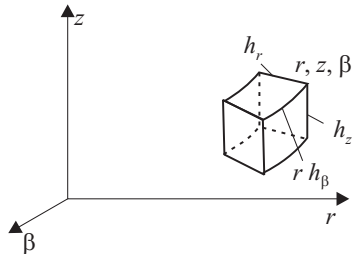


Рис. 2. Схема об'ємного елемента в циліндричній системі координат r, z, β (h_r, h_z, h_β)

гріванні й охолодженні та пов'язаних з цими перетвореннями змін об'ємних ефектів і опору деформації матеріалу досліджуваних зварних вузлів.

Використання нормального закону розподілу теплової потужності при нагріванні конструкції [6] для математичного опису температурних полів під час зварювання або наплавлення, загально визнано [7, 8]. У загальному вигляді у випадку зварювання в системі координат r, z, β при переміщенні в часі центру джерела нагріву $z^*(t), r^*(t), \beta^*(t)$ виділення тепла в точці r, z, β у момент часу t описується залежністю

$$W(r, \beta, z, t) = W_0(t) \exp[-K_r(r-r^*)^2 - K_\beta(\beta-\beta^*)^2 - K_z(z-z^*)^2], \quad (1)$$

де $W_0(t)$ — теплова потужність в точці $r = r^*, \beta = \beta^*, z = z^*$; K_r, K_β, K_z — коефіцієнти концентрації нагріву відповідно в напрямках r, z, β . Між K_r, K_β, K_z та відповідними розмірами d_r, d_β, d_z ефективною «плями» нагріву існує зв'язок $K_j \frac{d_j^2}{4} = 3,0$, тобто $d_j = \frac{3,46}{\sqrt{K_j}}$ [9]. Функцію $W_0(t)$ можна

виразити через ефективну потужність нагріву $q_{\text{ef}}(t)$, інтегруючи (1) по r, z, β у межах виробу, що нагрівається. Наприклад, якщо джерело рухається по поверхні масивного циліндра, то

$$W_0(t) = \frac{2q_{\text{ef}}(t)0}{\sqrt{K_z} \sqrt{K_r} \sqrt{K_\beta}}.$$

За допомогою достатньо адекватних значень K_r, K_β, K_z можна отримувати досить точні результати по температурах близько до зони плавлення зварюваного матеріалу, що є важливим з позицій мікроструктурних змін, механічних властивостей тощо [9].

Математичне формулювання задачі розповсюдження тепла в теплопровідному тілі із заданими джерелами нагрівання $W(r, z, \beta, t)$ включає відповідні умови теплообміну з навколишнім середовищем з температурою T_c за законом Ньютона:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = \alpha_T (T - T_c), \quad (2)$$

де λ — коефіцієнт теплопровідності матеріалу при температурі T ; α_T — коефіцієнт поверхневого теплообміну [9]. До умови (2) згідно [10] слід додати початкову умову при $t = 0$ і диференціальне рівняння теплопровідності, яке в системі r, z, β має вигляд

$$\frac{\partial}{\partial r} \left(r\lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial \beta} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(r\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + W(r, \beta, z, t) = c\gamma \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (3)$$

$$T(r, \beta, z, t=0) = T_0, \quad (4)$$

де $c\gamma$ — об'ємна теплоємність матеріалу при температурі T . У температурних інтервалах фазових перетворень, що відбуваються з виділенням (поглинанням) відповідної прихованої теплоти $q_{\text{пр}}^{(j)}$ на одиницю об'єму матеріалу, величина $c\gamma$ в (3) визначається у вигляді

$$c\gamma = c\gamma(T_{st}^{(j)}) + \frac{q_{\text{пр}}^{(j)} \gamma}{|T_{st}^{(j)} - T_e^{(j)}|}, \quad (5)$$

де $T_{st}^{(j)}$ і $T_e^{(j)}$ — початок і кінець j -го фазового перетворення. Для металів врахування фазових перетворень у вигляді (5) є найбільш істотним при кристалізації (плавленні) матеріалу.

Чисельне рішення зазначеної крайової задачі найчастіше здійснюють методом кінцевих різниць або методом скінченних елементів (МСЕ). Розглядається метод послідовного розвитку за часом t в об'ємі V із границею Γ температурного поля $T(r, \beta, z, t)$, пов'язаного з дією джерел тепла $W(r, \beta, z, t)$, при граничних умовах (2) на поверхні Γ , починаючи з початкових умов (4), тобто при допущенні, що відомо температурне поле $T(r, \beta, z, t - \Delta t)$, де Δt — крок простежування за часом. Для отримання системи алгебраїчних рівнянь за допомогою МСЕ зручніше замість диференціального формулювання (2)–(4) використовувати варіаційне. Відповідно до [11] температурне поле $T(r, \beta, z, t)$ визначається для об'єму V з границею Γ за умовою (2), коли задано $T(r, \beta, z, t - \Delta t) = T^*$, $W(r, \beta, z, t)$ і величини $\lambda(T^*)$ і $c\gamma(T^*)$ є мінімізацією функціоналу

$$E_T = +\frac{1}{2} \int_V \left[\lambda (\text{grad } T)^2 + \frac{c\lambda}{\Delta t} (T^2 - 2TT^*) - 2TW \right] dV - \frac{1}{2} \int_{\Gamma} \alpha_T (T - 2T_c) T d\Gamma.$$

При визначенні зварювальних напружень і деформацій в задачах термопластичності використовуються відповідні моделі деформаційних процесів. Особливості зварювального нагрівання проявляються через кінетику температурного поля при зварюванні і пов'язаних з ним об'ємних змін у зварюваних елементах, змін теплофізичних і механічних власти-

востей. Об'ємні ефекти, які виникли через зміну температурного поля при зварюванні, прийнято умовно розділяти [11] на температурні і об'ємні, зумовлені мікроструктурними перетвореннями. Для температурних ефектів справедливо таке узагальнення:

$$\frac{d\phi}{dT} = \alpha_{\text{л}}(T),$$

де ϕ — функція температурних видовжень; $\alpha_{\text{л}}$ — локальний коефіцієнт відносного температурного подовження, який залежить тільки від температури.

При зварюванні структурно стабільних матеріалів (алюмінієві сплави, аустенітні сталі та ін.) немає необхідності враховувати об'ємні ефекти мікроструктурних перетворень. Однак при зварюванні сталей, чутливих до термічного циклу зварювання в ЗП і ЗТВ, можуть проходити структурні перетворення з помітними об'ємними змінами, врахування яких істотно впливає на кінетику зміни розподілу зварювальних напружень і деформацій.

Існують різні підходи до такого врахування, пов'язані з визначенням кінетики мікроструктурних змін в ЗП і ЗТВ в процесі нагрівання й охолодження [11, 12]. В основі таких підходів лежить знання відповідних закономірностей розпаду старих і утворення нових фаз. Природно, при цьому використовується певна схематизація істинної картини мікроструктурних перетворень. Так, відповідно до [11] при зварюванні сталей, схильних до загартування, мікроструктурний стан в будь-якій точці ЗП і ЗТВ визначається в момент часу t величинами $V_j(t)$, де $j = a$ відповідають аустеніту, $j = m$ — мартенситу, $j = f$ — фериту, $j = b$ — бейніту, $j = f_p$ — феритно-перлітній суміші. При цьому $\sum_j V_j(t) \equiv 1$. Приймається, що вихід-

на мікроструктура $V_j(0)$ зберігається в ЗП і ЗТВ при нагріванні $\left(\frac{\partial T}{\partial t} > 0\right)$ до температури нижче $A_c \approx 800$ °С, а потім «миттєво» відбувається аустенітне перетворення, тобто $V_a = 1,0$, $V_f = 0$ при $f \neq a$.

При температурах вище A_c як при нагріванні, так і при охолодженні [11] приймається в ЗП і ЗТВ умова $T > A_c$, $V_a = 1,0$, $V_f = 0$ при $f \neq a$, при $T < A_c$ і $\left(\frac{\partial T}{\partial t} < 0\right)$ $V_f = V_f(T, t)$, де $V_f(T, t)$ — визначається за відповідними діа-

грамами анізотермічного розпаду аустеніту (АРА) сталі даного хімічного складу при відповідному вихідному балі зерна аустеніту або максимальній температурі нагріву T_{max} [13], або часі витримки вище 1000 °С [14] тощо. Незважаючи на велику кількість накопичених діаграм АРА для різних

умов, практичне застосування у розрахункових алгоритмах отримали в основному параметричні рівняння, побудовані після опрацювання серії таких діаграм, що дозволяють враховувати, в першу чергу, зміну хімічного складу сталі і, в окремих випадках, бал зерна аустеніту в конкретних точках ЗП і ЗТВ. Якщо відома кінетика мікроструктурних перетворень в будь-якій точці r, z, β в довільний момент часу t , тобто $V_j(r, \beta, z, t)$, то сумарний ефект об'ємних змін від температури T_0 до $T(t)$ визначиться у вигляді [11]:

$$\Delta \varphi = \frac{\sum V_j(T, t) \gamma_j(T) - \sum V_j(T_0, t) \gamma_j(T_0)}{\sum V_j(T_0, t) \gamma_j(T_0)},$$

де $\gamma_j(T)$ — об'єм одиниці маси j -ї фази при температурі T . Величина $\gamma_j(T)$ для багатьох матеріалів достатньо вивчена, оскільки ця величина зворотна щільності матеріалу. Для низьколегованих сталей дані стосовно величини $\gamma_j(T)$ подано у [15]:

$$\gamma_a = 0,12282 + 8,56 \cdot 10^{-6} (T + 273) + 2,15 \cdot 10^{-3} \text{ C, см}^3/\text{г},$$

$$\gamma_m = 0,12708 + 4,448 \cdot 10^{-6} (T + 273) + 2,79 \cdot 10^{-3} \text{ C, см}^3/\text{г},$$

$$\gamma_b = \gamma_{fp} = 0,12708 + 5,528 \cdot 10^{-6} (T + 273), \text{ см}^3/\text{г}.$$

Границя текучості матеріалу кінцевого об'єму при температурі T з урахуванням мікроструктурних змін розраховується у вигляді

$$\sigma_T(T) = \sum \sigma_j(T) V_j(T), \quad j = m, f, b, p,$$

де $\sigma_j(T)$ — границя текучості відповідної j -ї фази мікроструктури при температурі T .

Високі температури при зварювальному нагріванні і суттєва нерівномірність у розподілі функції $\varphi(r, \beta, z, t)$ обумовлює появу як пружних деформацій, так і непружних. Відповідно до [10] прийнято загальний тензор деформацій $\varepsilon_{ij}(r, \beta, z, t)$ представляти у вигляді суми трьох тензорів:

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

де e — пружна деформація; p — деформація миттєвої пластичності; c — деформація дифузійної пластичності або повзучості.

Умови появи деформацій ε_{ij}^p та ε_{ij}^c для різних матеріалів відносно нескладно отримати при простих напружених станах (одноосьовий розтяг, стиск, зсув). Для складного напруженого стану експериментальне визначення таких умов пов'язане з великими труднощами, тому зазвичай використовують теоретичні побудови, узагальнюючі результати випробувань на простий напружений стан. В основі таких побудов використовують

наступні положення [16—18 та ін.]: середній тиск $\sigma = 1/3(\sigma_{rr} + \sigma_{\beta\beta} + \sigma_{zz})$ — інваріантна характеристика тензора напружень $\sigma_{ij}(i, j = r, \beta, z)$ — створює тільки пружні об'ємні зміни, що характеризуються середньою деформацією $\varepsilon = 1/3(\varepsilon_{rr} + \varepsilon_{\beta\beta} + \varepsilon_{zz})$ — інваріанта тензора деформацій $\varepsilon_{ij}(i, j = r, \beta, z)$; тензор пружних деформацій ε_{ij}^e пов'язаний з тензором σ_{ij} законом Гука,

$$\varepsilon_{ij}^e = \delta_{ij}\varepsilon + (\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) \frac{1}{2G}, \quad (7)$$

де G — модуль зсуву; δ_{ij} — одиничний тензор,

$$\delta_{ij} = \begin{vmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{vmatrix}; \quad \varepsilon = K\sigma + \varphi; \quad (8)$$

K — модуль об'ємного стиску, $K = \frac{1-2\nu}{E}$; $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$, де E — модуль Юнга,

ν — коефіцієнт Пуассона. Умова появи або розвитку пластичних деформацій ε_{ij}^p формулюється за допомогою інваріантних характеристик тензорів напружень і деформацій. Серед можливих формулювань заслуговує уваги досить простий і популярний підхід, оснований на теорії пластичної течії в поєднанні з критерієм Мізеса:

$$\begin{aligned} d\varepsilon_{ij}^p &= 0, \text{ якщо } f < 0 \text{ або } f = 0, \text{ але } df < 0; \\ d\varepsilon_{ij}^p &= d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma), \text{ якщо } f = 0 \text{ і } df > 0; \end{aligned} \quad (9)$$

стан $f > 0$ є неприпустимим, де $f = \sigma_{eq}^2 - \sigma_T^2(T, \omega^p)$; σ_{eq} — еквівалентні напруження (інтенсивність напружень),

$$\sigma_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{2} [(\sigma_{rr} - \sigma_{\beta\beta})^2 + (\sigma_{\beta\beta} - \sigma_{rr})^2 + (\sigma_{rr} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma_{r\beta}^2 + \sigma_{rz}^2 + \sigma_{\beta r}^2)]^{0,5};$$

$\sigma_T(T, \omega^p)$ — деформуєчі напруження на поверхні навантаження $f = 0$; $d\lambda$ — скалярна функція; ω^p — параметр деформаційного зміцнення, в якості якого зазвичай в ізотермічних умовах використовується параметр Одквіста,

$$\omega = \int d\varepsilon_{eq}^p, \quad d\varepsilon_{eq}^p = \frac{3}{2} d\lambda \sigma_{eq}. \quad (10)$$

В умовах сильної неізотермічності при зварюванні, коли пластичні деформації, накопичені при різних температурах в даній точці r, β, z , не однаково впливають на деформаційне зміцнення, залежність (10) вимагає певного

уточнення. Для деформацій повзучості ε_{ij}^c може застосовуватися теорія течії короткочасної повзучості [17], відповідно до якої

$$\frac{d\varepsilon_{ij}^c}{dt} = \Omega(T, \sigma_{eq})(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma), \quad (11)$$

де $\Omega(T, \sigma_{eq})$ — експериментальна функція повзучості матеріалу при температурі T . Вклад деформацій повзучості при короткочасних процесах зварювання звичайно невеликий. Виняток, можливо, становлять процеси електрошлакового зварювання або зварювання з високим супутнім підігрівом. Моделювання процесів загальної або локальної термообробки зварних з'єднань з метою зниження залишкових напружень також вимагає знання функції повзучості [19].

Розрахункові проблеми, пов'язані з реалізацією математичних моделей термопластичності стосовно зварювального нагріву [10, 11, 20] можна розділити умовно на три групи:

1) проблеми, пов'язані з нестационарністю процесу і необхідністю враховувати історію навантажування;

2) проблеми, пов'язані з фізичною нелінійністю в умовах текучості (9) і повзучості (11);

3) проблеми, пов'язані з просторовою багатомірністю деформаційних процесів при локальному зварювальному нагріві елементів (вузлів).

Для подолання труднощів, пов'язаних з урахуванням історії навантаження, зазвичай використовується метод послідовного простежування розвитку пружнопластичних деформацій, коли на кожному наступному кроці простежування рішення відбувається з урахуванням результату, отриманого на попередньому кроці, починаючи з заданого початкового стану. Дотримуючись умов [11], розглянемо довільний момент часу t процесу зварювального нагріву. Рівняння (6) в диференціальній формі має вигляд

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + d\varepsilon_{ij}^c. \quad (12)$$

З урахуванням (7)—(9), (11) замість (12) одержимо

$$d\varepsilon_{ij} = d \left[\frac{(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi) \right] + d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)T + dt\Omega(\sigma_{eq}, T)(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma). \quad (13)$$

Інтегруючи (13) за часом в межах від $(t - \Delta t)$ до t , де Δt досить мала величина кроку простежування, для кінцевого приросту тензора деформацій $\Delta\varepsilon_{ij}$ отримаємо

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi) - b_{ij}, \quad i, j = r, \beta, z, \quad (14)$$

де

$$\Psi = \frac{1}{2G} + \Delta\lambda + \Delta t \Omega(T, \sigma_{eq}); b_{ij} = \left[\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}{2G} + \delta_{ij} (K\sigma) \right]_{t-\Delta t} - \delta_{ij} \Delta\varphi.$$

Рівняння зв'язку (14) містить функцію Ψ , яка визначається умовою пластичної течії (9) і розвитком деформацій повзучості (11). Ця функція істотно залежить від вихідного рішення для моменту t та її визначення вимагає певних підходів. Найпростіші підходи основані на використанні розв'язку для моменту $(t - \Delta t)$. За рахунок зменшення кроку Δt можна значно знизити похибки, пов'язані з ризиком отримання неприпустимих станів по (9), тим не менше, при зварювальному нагріванні такий ризик дуже істотний, тому більш поширеними є підходи, основані на побудові відповідних ітераційних процесів розкриття фізичної нелінійності, пов'язаної з величинами $\Delta\lambda$ і $\Omega(T, \sigma_{eq})$ [11].

При такій лінеаризації на кожному кроці простежування (момент t) розв'язок фізично нелінійної задачі термопластичності замінюється розв'язком сукупності послідовно розв'язуваних лінеаризованих задач типу задач теорії пружності зі змінними параметрами пружності (змінним модулем зсуву $G = 1/2\Psi$ і додатковими деформаціями b_{ij} за формулою (14)). Ця частина розв'язку у багатьох випадках є найскладнішою, оскільки локальність зварювального нагріву, високі градієнти температур і, відповідно, суттєва зміна в просторі функцій Ψ і b_{ij} зумовлює просторову багатомірність розв'язку крайової задачі. Однак тут значною мірою можуть бути використані сучасні розробки у вирішенні задач теорії пружності та будівельної механіки, основані на широкому застосуванні МСЕ. В цьому випадку зручніше виходити не з формулювання диференціальної задачі, а використовувати варіаційні принципи Лагранжа.

В багатьох випадках для моделювання кільцевого зварного з'єднання раціональніше використовувати розрахунковий алгоритм, побудований на припущенні щодо осьової симетрії при заповненні оброблення крайок. Таке припущення пов'язано з досить високою швидкістю руху зварювального джерела по колу стикового шву, коли за джерелом в зоні охолодження градієнти температур $\partial T / \partial \beta$, напружень $\partial \sigma_{ij} / \partial \beta$, деформацій $\partial \varepsilon_{ij} / \partial \beta$ та переміщень $\partial u_i / \partial \beta$ значно менше таких у напрямках z і r . Численні експериментальні дослідження показали придатність такого спрощення для оцінки залишкових станів.

Метод послідовного простежування дозволяє врахувати кінетику розвитку напруженого стану не тільки від послідовно виконаних (наплавлених) проходів, а й від операції термообробки по режиму високого відпуску. Достовірність одержуваних за описаною методикою кінцевих результатів значною мірою залежить від вихідних даних за теплофізичними і

механічними властивостями матеріалу досліджуваного об'єкту і параметрів теплового і силового впливу (табл. 2) [21—23].

Розташування і послідовність зварювальних проходів по площі оброблення крайок зварного з'єднання визначаються на попередній стадії розрахунку. Площа поперечного перерізу і товщина зварювального проходу визначається залежно від режимів зварювання. При виконанні розрахунку для першого кореневого проходу геометрична модель зварного з'єднання містить в обробленні крайок повітря окрім матеріалу першого проходу. При виконанні розрахунку для кожного наступного зварювального про-

Таблиця 2. Механічні і теплофізичні властивості основного матеріалу сталі 15Х2НМФА [21— 23]

$T, ^\circ\text{C}$	Модуль Юнга $E \cdot 10^{-3}, \text{МПа}$	Границя текучості $\sigma_T(T),$ МПа	Тепло- провідність $\lambda,$ Дж/(см · с · $^\circ\text{C}$)	Об'ємна теплоємність $c_T,$ Дж/(см ³ · $^\circ\text{C}$)	Коефіцієнт лінійного розширення $\alpha \cdot 10^5, (1/^\circ\text{C})$
<i>Сталь 15Х2НМФА (основний метал)</i>					
20	2,04	590	0,38	3,76	1,1
100	2,01	576	0,375	3,8	1,15
200	1,96	550	0,37	3,88	1,2
300	1,9	522	0,36	4,01	1,25
400	1,84	489	0,35	4,15	1,29
500	1,77	450	0,335	4,33	1,34
600	1,7	390	0,32	4,55	1,38
700	1,61	195	0,305	4,96	1,43
800	1,5	64	0,29	5,48	1,47
900	1,35	37	0,285	5,48	1,51
1 000	1,15	23	0,277	5,42	1,54
1 100	0,72	16	0,272	5,38	1,58
<i>Матеріал антикорозійного наплавлення</i>					
20	1,88	390	0,14	3,6	1,57
100	1,84	381	0,162	3,9	1,61
200	1,78	368	0,183	4,21	1,66
300	1,71	350	0,203	4,29	1,71
400	1,64	330	0,223	4,42	1,75
500	1,57	308	0,238	4,42	1,79
600	1,5	280	0,252	4,5	1,83
700	1,42	246	0,265	4,58	1,87
800	1,32	200	0,278	4,79	1,91
900	1,21	130	0,289	4,92	1,94
1 000	1,1	27	0,3	5	1,98
1 100	0,95	15	0,308	5	2,01

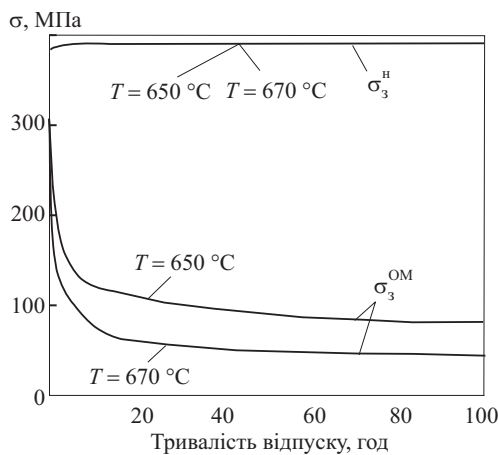


Рис. 3. Залежність залишкових напружень в матеріалі наплавлення σ_3^H і ОМ КР σ_3^{OM} від тривалості витримки при температурах відпуску $T = 650^\circ\text{C}$ і $T = 670^\circ\text{C}$ [24]

ходу в процесі послідовного заповнення оброблення крайок змінюється геометрична модель, а саме площа і товщина наплавленого металу збільшуються. Таким чином, кожному зварювальному (наплавочному) проходу відповідає дискретна задача термопластичності і кінцево-елементна модель. При цьому поля

залишкових напружень, пластичних деформацій і мікроструктура в зоні зварного з'єднання, отримані для попереднього проходу, враховуються і потім є початковими даними для моделювання наступного проходу.

Початкові поля залишкових напружень і деформацій, зумовлені попереднім наплавленням антикорозійного захисного шару на внутрішню поверхню обичайок КР, за винятком ненаплавлених ділянок в зоні ЗШ, не враховувались у розрахунках залишкових напружень в зоні зварних з'єднань. Оскільки залишкові напруження від наплавлення є досить локальною характеристикою конструкції, при напавленні шару завтовшки 7—9 мм зона залишкових напружень буде відповідно невеликою. Максимальні значення залишкових окружних і осьових напружень формуються з центру зварного з'єднання, тому вплив напружень від попереднього наплавлення на відстані мінімум 60—70 мм від центру зварного з'єднання на максимальні залишкові напруження буде мінімальним.

Для отримання необхідних результатів щодо характеристик релаксації напружень в основному металі при високому відпуску використано наведені на рис. 3 залежності [24] щодо зміни залишкових напружень в наплавленому матеріалі і ОМ корпусу ВВЕР-1000. З рис. 3 видно, що в металі наплавлення релаксації не відбувається, а в ОМ цей процес йде досить активно. В основу опрацювання кривих для ОМ на рис. 3 покладено прийом, використаний в [25] при опрацюванні експериментальних даних [26] для сталі 10ГН2МФА. Тому вважаємо, що при релаксації напружень пружні деформації переходять в деформації повзучості (тобто в ізотермічних умовах).

Як бачимо на рис. 3, експерименти на релаксацію залишкових напружень проводилися згідно з роботою [26] і незалежно на зразках ОМ та наплавлення і одновимірному напруженому стані, що дозволяє використан-

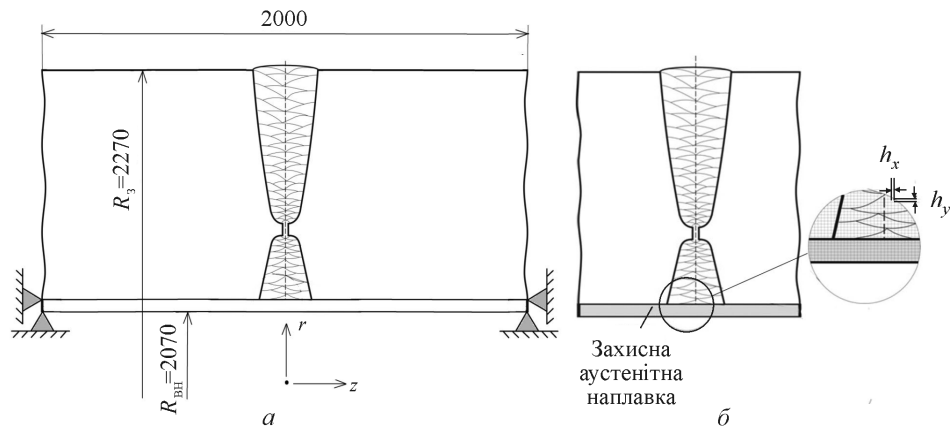


Рис. 4. Схема моделі (а) і скінчено-елементної сітки (б) в зоні зварного з'єднання обичайки КР: R_3 і $R_{вн}$ — зовнішній і внутрішній радіуси обичайки

ня для функції повзучості наступних розрахункових залежностей: $\Omega(\sigma_i, T) = \Omega_1(\sigma_i) \Omega_2(T)$, де $\Omega_1(\sigma_i) = \sigma_i^n$; $\Omega_2(T) = A \exp\left(\frac{G}{T+273}\right)$, МПа⁻⁽ⁿ⁺¹⁾/год; A , G — коефіцієнти. З виконаних розрахунків випливає, що при $\Omega_1 = \sigma_i^n$ і $n = 5$, $G = -101069$ °С, $A = \exp(69,42)$, $550 < T < 700$ °С величину функції повзучості $\Omega_2(T)$ можна прийняти наступною:

$$\text{при } T = 650 \text{ °С } \Omega_2(T) = 0,60 \cdot 10^{-17}, \text{ МПа}^{-(n+1)}/\text{год},$$

$$\text{при } T = 670 \text{ °С } \Omega_2(T) = 0,60 \cdot 10^{-16}, \text{ МПа}^{-(n+1)}/\text{год}.$$

У розробленій моделі враховано ефект деформаційного зміцнення матеріалу. Використано діаграми зміцнення при різних температурах для ОМ КР сталі 15Х2НМФА і матеріалу антикорозійного наплавлення. Кінцево-елементна модель зварного з'єднання (рис. 4, а) має загальну ширину 2000 мм. З країв модель закріплено в радіальному і осьовому напрямках. Зона зварного з'єднання і зона наплавлення мають рівномірне дрібне розбиття $h_x = h_y$ на ширину 140 мм (рис. 4, б), далі розмір сітки поступово збільшується. У разі моделювання термосилового впливу при експлуатаційному навантаженні у всіх елементах задається робоча температура $T = 320$ °С і на внутрішній поверхні моделі прикладається тиск $P = 16$ МПа.

Під час виконання розрахунків полів залишкових напружень і деформацій в зонах зварних з'єднань і наплавлення КР закладено початкову температуру $T = 20$ °С. Тобто при моделюванні всіх послідовних технологічних операцій зварювання, наплавлення антикорозійного шару і термообробки $T = 20$ °С було прийнято як природний, ненапружений і недефор-

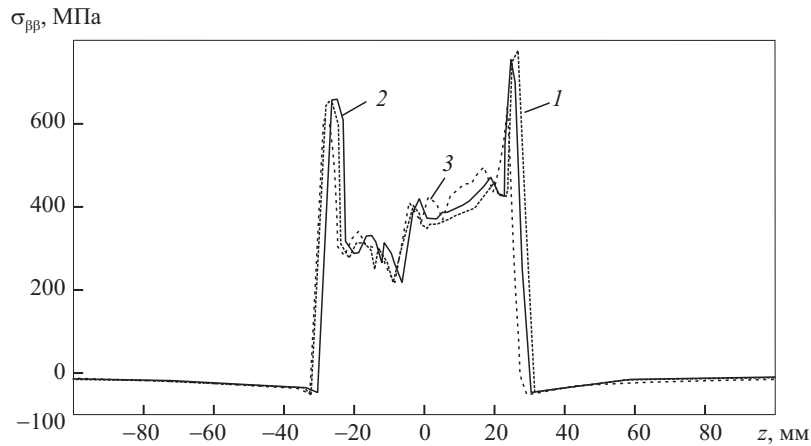


Рис. 5. Розподіл окружних напружень уздовж осьової координати в перерізі ($r - R_{\text{вн}} = 86$ мм по товщині зварного з'єднання після виконання перших десяти зварних проходів для трьох розмірів скінчено-елементної сітки: 1 — $h_r = h_z = 0,75$ мм; 2 — $h_r = h_z = 1$ мм; 3 — $h_r = h_z = 2$ мм

мований стан при вільному температурному розширенні тіла. При моделюванні зварювального нагріву крок простежування за часом визначався за таких умов:

по-перше, використано відому залежність для температурних задач кроку за часом від параметрів скінченного елемента $\Delta t = \Delta h^2 / 4a$, де $a = \lambda / c\gamma$; λ — коефіцієнт теплопровідності; $c\gamma$ — об'ємна теплоємність; для $\Delta h = 2$ мм крок за часом становить $\Delta t \approx 0,1$ с;

по-друге, під час нагрівання й охолодження за один крок за часом зміна температури навіть в одному вузлі не повинна перевищувати 50 °С;

по-третє, під час охолодження в діапазоні температур мікроструктурних перетворень 850 — 200 °С за один крок за часом зміна температури хоча б в одному вузлі моделі окрім матеріалу наплавлення не повинна перевищувати 10 °С.

З метою забезпечення точності розрахунків було проведено процедуру підбору оптимального кроку сітки прямокутних скінчених елементів. Вибір розмірів h_r , h_z , h_β кінцевого елемента виконувався за правилом Панова, тобто порівнянням рішень при послідовному їх зменшенні.

На рис. 5 представлено розподіл окружних напружень в перерізі ($r - R_{\text{вн}} = 86$ мм для різних розмірів кінцево-елементної сітки. Порівняння результатів показує, що зменшення розміру сітки більш ніж в два рази несуттєво вплинуло на максимальні значення напружень (не більше 10 — 18 %), при цьому загальний характер розподілу і рівень залишкових напружень не змінилися. Зменшення розміру сітки нижче $h_r = h_z = 2,0$ мм ви-

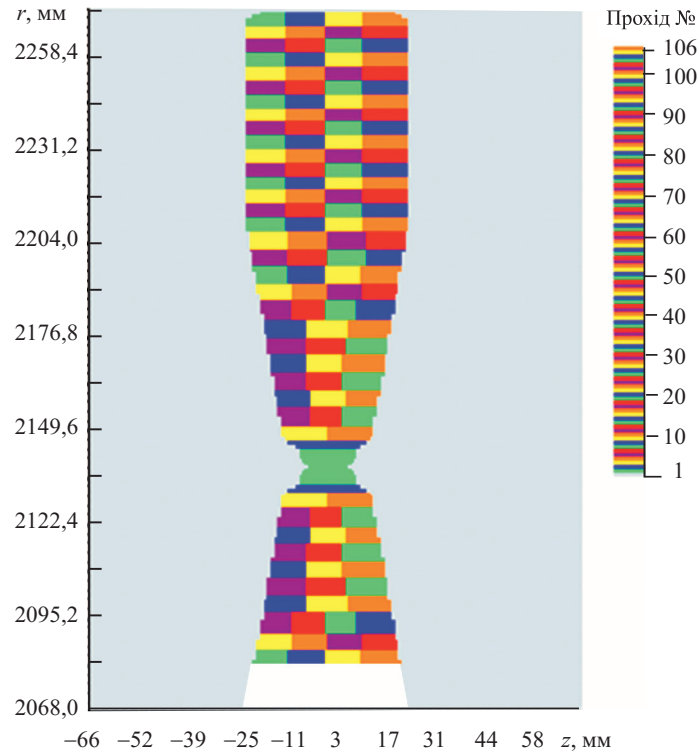


Рис. 6. Схема заповнення оброблення крайок стикового шву зварними проходами: для кореневого шву $I = 500$ А, $U = 39$ В, $v_{зв} = 37$ м/ч; для заповнюючих проходів $I = 650$ А, $U = 41$ В, $v_{зв} = 27$ м/ч

магає значних часових і обчислювальних ресурсів для виконання повного розрахунку на сучасному персональному комп'ютері і тому є недоцільним на даний час.

Схему заповнення оброблення стикового шву зварними проходами з урахуванням прийнятих у розрахунку режимів зварювання показано на рис. 6. Отримані результати можна поширити на найбільш радіаційно-навантажені кільцеві зварні з'єднання № 1—№ 3 обичайки КР, які виконувалися за однаковою технологією.

Оскільки приводити повну інформацію про простежування для кожного проходу було б зайвим, наведемо тільки результати виконання всіх проходів, пов'язаних із заповненням оброблення, після високого відпуску, після наплавлення антикорозійного шару на внутрішній поверхні в районі стику і після заключного високого відпуску.

Розрахункові дані щодо мікроструктурного стану зони зварного з'єднання після повного заповнення оброблення крайок перед високим відпус-

ком показали, що зона ЗШ має в основному феритно-перлітну мікроструктуру при вмісті бейніту до 46 % в зоні оброблення крайок, прилеглої до внутрішньої поверхні, і до 41 % в зоні оброблення крайок, прилеглої до зовнішньої поверхні корпусу. Якщо враховувати, що в ОМ корпусу мікроструктура має приблизно 40 % бейніту і 60 % фериту, то можна вважати, що розглянутий режим зварювання при початковому підігріві до 350 °С забезпечує мікроструктуру, близьку до ОМ. Тільки на краю ЗТВ спостерігається зменшення вмісту бейніту нижче 10 %.

Вказаною обставиною можна пояснити особливість результатів розрахункового визначення залишкових напружень після заповнення оброблення крайок ЗШ. В металі ЗП і ЗТВ рівень залишкових напружень місцями нижче у порівнянні з пришовною зоною (рис. 7, а), що нагрівається нижче 800 °С і де зберігається початкова мікроструктура, яка має 40 % бейніту і залишкові окружні напруження $\sigma_{\beta\beta}$ на глибині $r = 2080$ мм сягають 750—800 МПа, а в сусідніх точках металу ЗШ їх рівень не перевищує 530 МПа.

Осьова компонента тензора залишкових напружень σ_{zz} нижче окружних напружень $\sigma_{\beta\beta}$. Максимальні значення σ_{zz} (див. рис. 7, а) в зоні, що нагрівається нижче 800 °С, досягають 400 МПа тільки в зоні геометричного концентратора поблизу кінців аустенітного наплавлення. В інших частинах їх рівень не перевищує 450 МПа. При цьому в металі шву залишкові напруження σ_{zz} не перевищують 400 МПа. Максимальні залишкові радіальні напруження σ_{rr} нижче від напружень $\sigma_{\beta\beta}$ і σ_{zz} і не перевищують 250 МПа, а в металі ЗШ вони нижче 200 МПа. Те ж саме можна відзначити і відносно дотичних напружень σ_{rz} . Їх рівень в ОМ шва нижче 250 МПа, а в металі ЗШ нижче 200 МПа.

Високий відпуск після заповнення оброблення зварного з'єднання помітно змінює величини залишкових напружень. З рис. 7, б, випливає, що режим відпуску забезпечив різке зниження максимальних окружних напружень $\sigma_{\beta\beta}$ як в металі шву (приблизно вдвічі), так і в пришовній зоні (приблизно у 3,5 рази). Значно знизилися і осьові напруження σ_{zz} (приблизно у 1,5—2,0 рази). Радіальні σ_{rr} і дотичні σ_{rz} напруження змінилися менше, але їх максимальні значення невеликі. Як бачимо, своєчасно проведений високий відпуск дозволяє суттєво знизити ризик утворення холодних тріщин в навколошовній зоні при наявності додаткових факторів (низькотемпературного бейніту і дифузійного водню).

Операції наплавлення антикорозійного шару на внутрішній поверхні в зоні стикового з'єднання (рис. 7, в) і кінцевого високого відпуску (рис. 7, г) деякою мірою змінюють залишкові напруження, зберігаючи тенденції зварювання і після зварювального високого відпуску. Аналіз цих даних свідчить про те, що поблизу внутрішньої поверхні формується напружений стан, досить різний за величиною і розподілом для нормальних

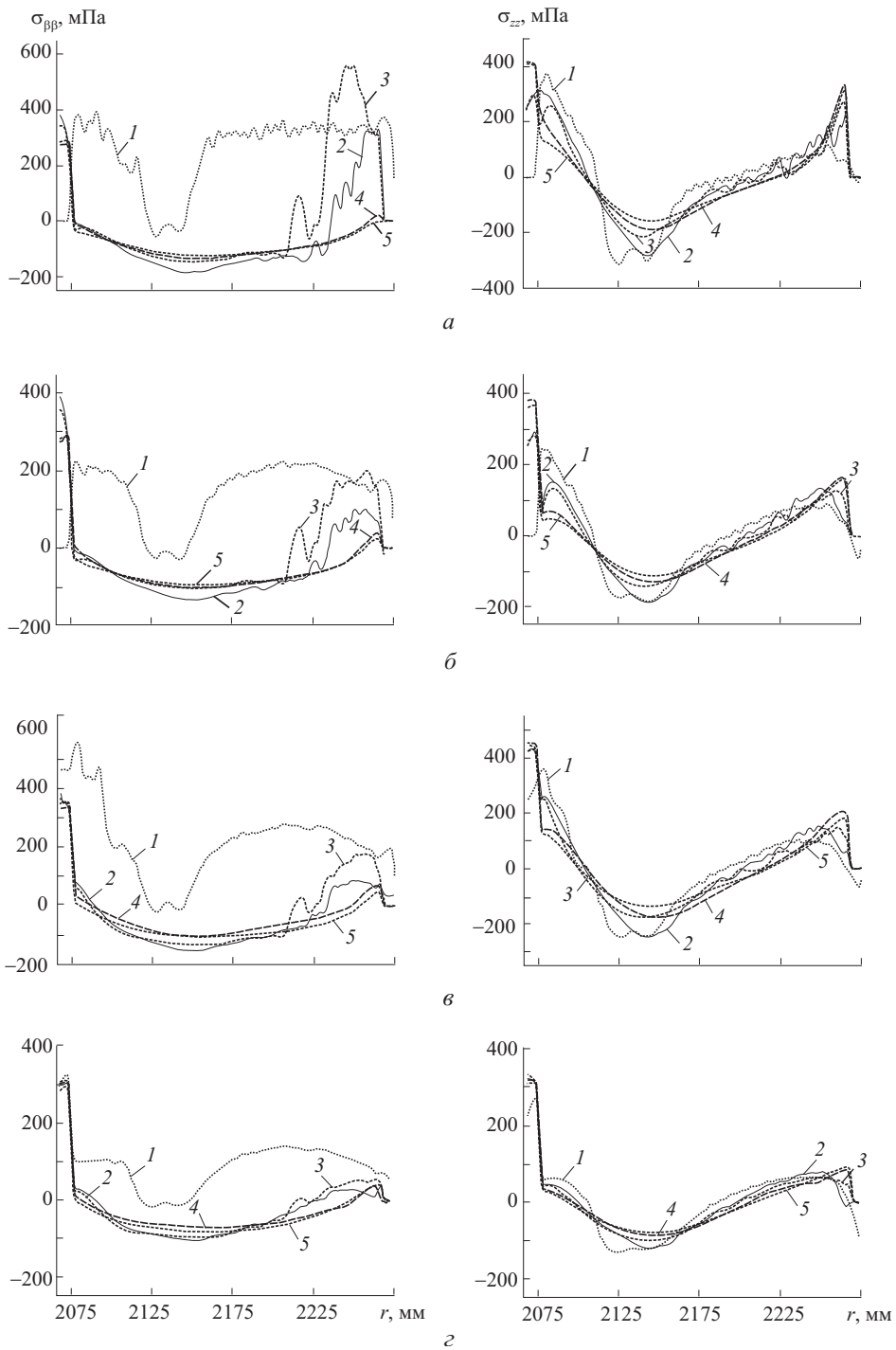


Рис. 7. Розподіл залишкових окружних $\sigma_{\beta\beta}$ та осьових σ_{zz} напружень по товщині r після заповнення оброблення (а), після високого відпуску (б), після наплавлення антикорозійного шару (в) та після високого відпуску (г): 1 — $z=0$; 2 — $z=41$ мм; 3 — $z=-41$ мм; 4 — $z=61$ мм; 5 — $z=-61$ мм

напружень. Відносно крихкого руйнування найбільш небезпечним є розподіл залишкових технологічних окружних напружень $\sigma_{\beta\beta}$ (див. рис. 7, з). При цьому найбільш критичними є перерізи із нормаллю β , що розташовані в межах $-30 \text{ мм} < z < 30 \text{ мм}$.

Тепер порівняємо результати розрахункового визначення залишкових напружень в зоні зварного з'єднання КР з відомими даними. Відповідно до рекомендацій МАГАТЕ (VERLIFE) [27] залишкові напруження в ЗШ КР визначаються на основі співвідношення $\sigma = 60 \cos\left(\frac{2\pi x}{s}\right)$, де σ — залишкове напруження в ЗШ (однакове для осьової і окружної складової); x — координата по товщині ЗШ (від точки переходу від наплавлення до кореня ЗШ); s — товщина ЗШ. За методикою, описаною в [24], розподіл осьових залишкових напружень по перерізу ЗШ № 3 обичайки КР ВВЕР-1000 розраховують за формулою

$$\begin{aligned} \sigma_{zz}^3(x) &= \sigma_3^{\text{II}}, \quad x \leq S_{\text{II}}, \\ \sigma_{zz}^3(x) &= \sigma_3^{\text{OM}}, \quad S_{\text{II}} \leq x \leq x_0, \\ \sigma_{zz}^3(x) &= \sigma_3^{\text{OM}} \cos\left(2p \frac{x - S_{\text{II}}}{S}\right), \quad x > x_0, \end{aligned} \quad (15)$$

де x_0 — корінь рівняння

$$\cos\left(2p \frac{x - S_{\text{II}}}{S}\right) = 1 - \frac{2(x - 2,5S_{\text{II}})}{S_{\text{II}}};$$

x — координата по товщині стінки КР; S_{II} — початок координат на внутрішній поверхні КР. Розподілення окружних залишкових напружень по перерізу шву наступне:

$$\sigma_{\theta\theta}^3(x) = \sigma_3^{\text{II}}, \quad x \leq S_{\text{II}}, \quad \sigma_{\theta\theta}^3(x) = \sigma_3^{\text{OM}}, \quad x > S_{\text{II}}. \quad (16)$$

В формулах (15) та (16) напруження σ_3^{OM} та σ_3^{II} визначають згідно з рис. 3. При температурі відпуску $650 \text{ }^\circ\text{C}$ з витримкою приблизно 10 год максимальні значення залишкових напружень в наплавленому шарі досягають 395 МПа і в ОМ — 125 МПа .

В [27] наведено дані стосовно розподілу залишкових напружень по товщині КР після зварювання шва № 3, наплавлення і відпуску (10 год при $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$). Процедура розрахунку основана на розв'язку температурної і неізотермічної пружно-пластичної (для зварювання, наплавлення, післязварювального відпуску) задач МСЕ. Особливість використаної розрахункової методики — врахування об'ємних ефектів і зміни механічних

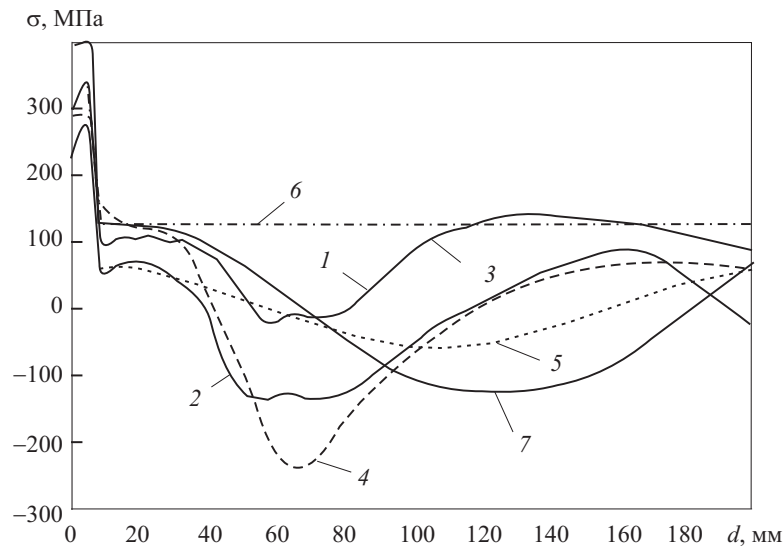


Рис. 8. Розподіл отриманих розрахункових даних у порівнянні з відомими [3, 23, 27] про залишкові напруження по товщині у зварному з'єднанні КР ВВЕР-1000: 1 — $\sigma_{\beta\beta}$; 2 — σ_{zz} (дані авторів); 3 — $\sigma_{\beta\beta}$; 4 — σ_{zz} (дані ЦНДІ КМ «Прометей»); 5 — $\sigma_{\beta\beta}$, σ_{zz} (VERLIFE); 6 — $\sigma_{\beta\beta}$; 7 — σ_{zz} (МПК-СХР-2000)

властивостей матеріалу при мікроструктурних перетвореннях на основі експериментальних залежностей відносно температурної деформації $\varepsilon_T(T)$ і границі текучості $\sigma_T(T)$ при зварювальному нагріві і охолодженні. Незважаючи на те що в кожній точці зварного з'єднання температурний цикл при зварюванні відрізняється, в розрахунках прийнято допущення про використання однакових залежностей $\varepsilon_T(T)$ і $\sigma_T(T)$.

Результати розрахунків мають гарний збіг, особливо після процесу зварювання або наплавлення, проте певне заперечення викликає використана в [27] модель, в якій релаксацію напружень за час t визначено залежністю

$$\sigma(t) = \sigma(0) \exp(-Kt^p), \quad (17)$$

де K, p — константи матеріалу. Така залежність справедлива при однорідному напруженому стані. Для більш загальних випадків використання її пов'язане з порушенням рівнянь статки. Крім того, добре відомо, що при релаксації напружень швидкість деформацій дифузійної пластичності суттєво залежить від інтенсивності напружень (еквівалентних) приблизно в n -му ступені, де $n = 4 \div 5$, тобто структура рівнянь (17) не відповідає сучасним уявленням щодо деформацій дифузійної пластичності [18].

На рис. 8 показано розподіл одержаних залишкових напружень в ЗШ по товщині КР ВВЕР-1000 у порівнянні з даними [27], з рекомендаціями

МАГАТЕ [3] і даними [24]. Незважаючи на загальний характер розподілу по товщині корпусу, за величиною ці дані істотно відрізняються. Дані МАГАТЕ є найменш консервативними, рекомендації [24] — найбільш консервативні, дані авторів і дані роботи [27] свідчать про найбільш реальний розподіл залишкових напружень, при якому високі значення $\sigma_{\beta\beta} = 100 \div 125$ МПа існують в зоні ЗШ, що примикає до наплавлення. Але за результатами, отриманими авторами, осьові залишкові напруження $\sigma_{zz} = 60 \div 70$ МПа в цій зоні істотно нижчі за дані роботи [27] (до 125 МПа). Отримані результати менш консервативні порівняно з аналогічними даними роботи [3]. Це пов'язано з уточненням параметрів оброблення крайок під зварювання і послідовності заповнення оброблення зварювальними проходами, а також удосконаленням розрахункового алгоритму функції повзучості для моделювання термічної обробки по режиму високого відпуску.

Висновки

1. Залишкові напруження після багатопрохідного зварювання кільцевих швів, не зважаючи на високий попередній нагрів, мають локальні піки окружних напружень $\sigma_{\beta\beta}$ (до 800 МПа). Своєчасний високий відпуск дозволяє суттєво знизити піки залишкових напружень.

2. Наплавлення антикорозійного шару на внутрішній поверхні в зоні стикового кільцевого шву створює локальні залишкові напруження, рівень яких значно нижчий за рівень залишкових напружень від зварювання (заповнення оброблення) стикового шву. Незважаючи на більш низький попередній нагрів, кінцевий високий відпуск суттєво знижує піки залишкових напружень в ОМ, залишаючи в наплавленні високі (близькі до границі текучості) залишкові напруження.

3. Залишкові напруження, пов'язані із зварюванням і наплавленням та термічною обробкою зони ЗШ № 1—№ 3 КР ВВЕР-1000, з урахуванням початкових даних згідно паспорту заводу-виготівника, при 20 °С є наступні: $\sigma_{\beta\beta} = 340$ МПа, $\sigma_{zz} = 270$ МПа в металі захисного наплавлення; $\sigma_{\beta\beta} = 100$ —105 МПа, $\sigma_{zz} = 60$ —70 МПа в металі ЗШ на ділянці глибиною менше ніж 40 мм від внутрішньої поверхні корпусу.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. *The SINTAP fracture toughness estimation procedure 2000*. Режим доступу: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/the-sintap-fracture-toughness-estimation-procedure-2000/>
2. *Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению корпусов реакторов АЭС с ВВЭР при эксплуатации (МРКР-СХР-2004), РД ЭО 0606-2005*. С.-Пб-М, 2004, 65 с.

3. *Unified Procedure for Lifetime Assessment of Components and Piping in VVER NPPs «VERLIFE», Version 8, 2003, 275 p.*
4. *ТУ 108-765-78. Заготовки из стали марок 15х2НМФА и 15х2НМФА-А для корпусов и крышек и других узлов реакторных установок. Введен в действие 01.08.1978. 126 с.*
5. *Паспорт корпуса реактора 2УС00, блок №2 Южно-Украинская АЭС. Киев: 1980 г., 68 с.*
6. *Николов Д.Г., Трифонов М.Ц., Букев А.И. О моделировании тепловых источников при дуговой сварке // Сварочное производство. 1987, № 6, с. 34—36.*
7. *Tsai C. Using computers for the design of welded joints // Welding Journal, 1991, V. 70, № 1, p. 47—56.*
8. *Boitout F., Bergheau J.-M. The numerical simulation of welding in Europe/ Present capabilities and future trends // Trans. of JWRI, 2003, V. 32, № 1, p. 197—206.*
9. *Рыкалин Н.Н. Тепловые основы сварки. Ч.1. Процессы распространения тепла при дуговой сварке. М.: Изд. АН СССР, 1947, 271 с.*
10. *Махненко В.И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. Киев: Наук. думка, 1976, 320 с.*
11. *Makhnenko V.I., Velikoivanenko E.A., Pochinok V.E. et al. Numerical Methods for the Prediction of Welding Stress and Distortions // Welding and Surfacing Reviews. 1999, V. 13, Part 1, 146 p.*
12. *Fujita J., Nomoto T. Welding Stress and Deformation Analysis Based on Inherent Strain Method. Proc. Colloquium on Application of Numerical Techniques in Welding. Dublin: IWW, 1978.*
13. *Evaluation of the Elevated Temperature Tensile and Creep-Rupture Properties of 1/2 Cr — 1/2 Mo, 1 Cr — 1/2 Mo, and 1 1/4 Cr — 1/2 Mo-Si Steels // ASTM Data Series DS 50. Philadelphia, Pa.: American Society for Testing Materials, 1973.*
14. *Evaluation of the Elevated-Temperature Tensile and Creep Rupture Properties of 3 to 9 Percent Chromium-Molybdenum Steels // ASTM Data Series DS 58. Philadelphia, Pa.: American Society for Testing Materials, 1971.*
15. *Юрьев С.Ф. Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита. М.: Металлургиздат, 1950.*
16. *Болли В., Вайнер Д. Теория температурных напряжений. М.: Мир, 1964.*
17. *Работнов Ю.М. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука, 1966.*
18. *Биргер И.А., Демянушко И.В. Теория пластичности при неизотермическом нагружении // Инж. Журнал МТТ. 1968, № 6, с. 75—80.*
19. *Махненко В.И., Махненко О.В., Сапрыкина Г.Ю. Выбор рациональных параметров локального высокого отпуска сварных соединений // Тяжелое машиностроение. 2006, № 7, с. 8—11.*
20. *Ueda Y., Wang J., Murakawa H., Yuan M. Three dimensional numerical simulation of various thermo-mechanical processes by FEM (Report IV) // Trans. of JWRI. 1993, V. 22, № 2, p. 289—294.*
21. *Неймарк В. Физические свойства сталей и сплавов, используемых в теплоэнергетике. Справочник. М.-Л.: Энергия. 1967.*
22. *Марочник сталей и сплавов. Под общ. ред. А.С. Зубченко. М.: Машиностроение, 2014, 1216 с.*
23. *ПНАЭ Г-7-002-87. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Режим доступа: <http://gostrf.com/normadata/1/4293842/4293842075.htm>*
24. *РД ЭО 0353-20. Методика определения ресурса корпусов атомных реакторов ВВЭР в процессе эксплуатации (МРК-СХР-2000). М., 2002, 25 с.*

25. Махненко В.И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. Киев: Наук. думка, 2006, 618 с.
26. Гривняк И. Свариваемость сталей. Пер. со словац. Л.С. Гончаренко. Под ред. Э.Л. Макарова. М.: Машиностроение, 1984, 216 с.
27. Марголин Б.З., Варовин А.В., Костылев В.И. Определение остаточных сварочных напряжений в корпусах реакторов ВВЭР после многопроходной сварки, наплавки и высокотемпературного отпуска // Сб. тр. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». Киев, 2004, с. 167 — 173.

Отримано 14.03.18

REFERENCES

1. The SINTAP fracture toughness estimation procedure 2000, available at: <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/the-sintap-fracture-toughness-estimation-procedure-2000/>
2. РД ЭО 0606-2005 (2004), “The technique for calculating the resistance to brittle fracture of NPP reactor shells with VVER during operation (MRKR-SHR-2004)”, St. Petersburg-Moscow, Russia.
3. Unified procedure for lifetime assessment of components and piping in VVER NPPs «VERLIFE», (2003), Version 8, *5th Framework Programme of EU*, Contract N° FIKS-CT-2001- 20198.
4. ТУ 108-765-78 (1978), Billets of steel 15KH2NMFA and 15KH2NMFA-A for housings and covers and other units of reactor installations dated 01.08.1978.
5. “Passport of the reactor vessel 2YC00, block number 2, South-Ukrainian NPP”, (1980).
6. Nikolov, D.G., Trifonov, M.Ts. and Bukey, A.I. (1987), “On modeling of thermal sources in arc welding”, *Svarochnoe proizvodstvo*, no. 6, pp. 34-36.
7. Tsai, C. (1991), Using computers for the design of welded joints, *Welding Journal*, Vol. 70, no. 1, pp. 47-56.
8. Boitout, F. and Bergheau, J.-M. (2003), The numerical simulation of welding in Europe. Present capabilities and future trends, *Transactions of JWRI*, Vol. 32, no. 1, pp. 197-206.
9. Rykalin, N.N. (1947), *Teplovye osnovy svarki. Chast 1. Protsessy rasprostraneniya tepla pri dugovoy svarkе* [Thermal basis of welding. Part 1. Processes of heat propagation during arc welding], Izd. AN SSSR, Moscow, USSR.
10. Makhnenko, V.I. (1976), *Raschotnye metody issledovaniya kinetiki svarochnykh napryazheniy i deformatsiy* [Calculation methods for studying the kinetics of welding stresses and deformations], Naukova Dumka, Kiev, USSR.
11. Makhnenko, V.I., Velikoivanenko, E.A., Pochinok, V.E., Makhnenko, V.O., Rozyinka, G.Ph. and Pivtorak, V.I. (1999), Numerical methods for the prediction of welding stress and distortions, *Welding and Surfacing Reviews*, Vol. 13, Part 1.
12. Fujita, J. and Nomoto, T. (1978), Welding stress and deformation analysis based on inherent strain method, *Proceedings of the Colloquium on Application of Numerical Techniques in Welding*, Dublin: IIW.
13. Evaluation of the elevated temperature tensile and creep-rupture properties of 1/2 Cr – 1/2 Mo, 1 Cr – 1/2 Mo, and 1 1/4 Cr – 1/2 Mo-Si Steels, (1973), *ASTM Data Series DS 50*, American Society for Testing Materials, Philadelphia, USA.
14. Evaluation of the elevated-temperature tensile and creep rupture properties of 3 to 9 percent chromium-molybdenum steels, (1971), *ASTM Data Series DS 58*, American Society for Testing Materials, Philadelphia, USA.

15. Yurev, S.F. (1950), *Udelnye obyomy faz v martensitnom prevrashchenii austenita* [Specific volumes of phases in the martensitic transformation of austenite], Metallurgizdat, Moscow, USSR.
16. Bolli, B. and Wainer, J. (1964), *Teoriya temperaturnykh napryazheniy* [Theory of temperature stresses], Mir, Moscow, USSR.
17. Rabotnov, Yu.M. (1966), *Polzuchest elementov konstruksiy* [Creep of structural elements], Nauka, Moscow, USSR.
18. Birger, I.A. and Demianushko, I.V. (1968), "Theory of plasticity under nonisothermal loading", *Inzhenernyi zhurnal MTT*, no. 6, pp. 75-80.
19. Makhnenko, V.I., Makhnenko, O.V. and Saprykina, G.Yu. (2006), "Selection of rational parameters of local high tempering welds", *Tyazheloe mashinostroenie*, no. 7, pp. 8-11.
20. Ueda, Y., Wang, J., Murakawa, H. and Yuan, M. (1993), Three dimensional numerical simulation of various thermo-mechanical processes by FEM (Report IV), *Transactions of JWRI*, Vol. 22, no. 2, pp. 289-294.
21. Neimark, B.E., editor, (1967), *Fizicheskie svoystva staley i splavov ispolzuyemykh v teploenergetike. Spravochnik* [Physical properties of steels and alloys used in power engineering. Handbook], Energy, Moscow, USSR.
22. Zubchenko, A.S., editor, (2014), *Marochnik staley i splavov* [Reference book of and alloy grades], Mashinostroenie, Moscow, Russia.
23. PNAE G-7-002-87. Rules and regulations in nuclear energy. Norms for calculating the strength of equipment and pipelines of nuclear power plants, available at: <http://gostrf.com/normadata/1/4293842/4293842075.htm>.
24. РД ЭО 0353-20. (2000), Methodology for determining the life of VVER nuclear reactors in operation. MRK-SHR- 2000. St. Petersburg-Moscow, Russia.
25. Makhnenko, V.I. (2006), *Resurs bezopasnoy ekspluatatsii svarnykh soedineniy i uzlov sovremennykh konstruksiy* [Resource of safe operation of welded joints and units of modern structures], Naukova Dumka, Kyiv, Ukraine.
26. Grivnyak, I. (1984), *Svarivayemost staley* [Weldability of steels], Ed. by E.L. Makarov, Mashinostroenie, Moscow, USSR.
27. Margolin, B.Z., Varovin, A.V. and Kostylev, V.I. (2004), "Determination of residual welding voltages in PWR reactor shells after multipass welding, surfacing and high temperature tempering", *Sbornik trudov Matematicheskoe modelirovanie i informatsionnye tekhnologii v svarke i rodstvennykh protsessakh*, pp. 167-173.

Received 14.03.18

О.В. Махненко, Г.Ю. Сапрыкина

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ
НАПРЯЖЕНИЙ В ЗОНЕ СВАРОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ОБЫЧАЕК КОРПУСА РЕАКТОРА ТИПА ВВЭР-1000

Проанализированы конструктивные особенности и технология сварки корпуса реактора. Изложена методика расчетного определения сварочных остаточных напряжений. Построены модели деформационных процессов и распределение температуры при сварочном нагреве. Выполнено моделирование напряженного состояния при сварке, наплавке и термообработке кольцевого соединения корпуса реактора ВВЭР-1000. Приведены результаты отслеживания развития напряжений в процессе выполнения сварки, наплавки и термообработки сварного соединения корпуса реактора ВВЭР-1000. Выполнено сравнение расчетных значений остаточных напряжений в зоне сварного соединения с экспериментальными данными.

Ключевые слова: корпус реактора, метод конечных элементов, сварочные остаточные напряжения, модели деформационных процессов, распределение температуры.

O.V. Makhnenko, G.Yu. Saprykina

MODELING OF RESIDUAL STRESSES IN THE AREA OF TECHNOLOGICAL WELDS OF PWR-1000 REACTOR SHELLS

The design features and welding techniques and procedures of the reactor shell have been analyzed. The technique of design determination of welding residual stresses is stated. The models of deformation processes and temperature distribution during welding heating have been constructed. Modeling of the stressed state during welding, surfacing and heat treatment of the ring joint of the PWR-1000 reactor vessel was performed. The results of tracking the development of stresses in the process of welding, surfacing, heat treatment of the welded joint of the reactor PWR-1000 shell are shown; the computed values of residual stresses in the welded joint zone have been compared with experimental data.

Keywords: reactor, finite element method, welding residual stresses, models of deformation processes, temperature distribution.

МАХНЕНКО Олег Володимирович, д-р техн. наук, зав. відділу Ін-ту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. У 1989 р. закінчив Московський фізико-технічний ін-т. Область наукових досліджень — математичне моделювання фізико-хімічних процесів при зварюванні, зварні напруження і деформації, міцність зварних з'єднань і конструкцій, розробка алгоритмів визначення ресурсу зварних конструкцій, визначення їх міцності; розрахунки напруженого стану елементів конструкцій; розробка математичних моделей і програмних засобів чисельного прогнозування фізико-механічних процесів при виготовленні конструктивних елементів; розробка рекомендацій та засобів подовження ресурсу відповідальних конструкцій.

САПРИКІНА Галина Юріївна, канд. техн. наук, ст. наук. співроб. Ін-ту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. У 1985 р. закінчила Київський політехнічний ін-т. Область наукових досліджень — математичне моделювання та сучасні інформаційні технології для розрахунку міцності, надійності та довговічності зварних з'єднань, математичне моделювання процесів при зварюванні, розробка комп'ютерних систем для проектування технології зварювання.