

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ В КОМПОЗИТНИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАННЯХ КРИШКИ КОРПУСУ РЕАКТОРА ВВЕР-1000 З ПАТРУБКАМИ СУЗ

А.А. Макаренко, О.В. Махненко

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Композитні зварні з'єднання (КЗЗ) кришки корпусу реактора ВВЕР-1000 з патрубками системи управління захисту (СУЗ) є об'єктом розрахунку міцності при обґрунтуванні подовження ресурсу енергоблоків АЕС. Проведено математичне моделювання методом скінченних елементів кінетики формування залишкових напружень при зварюванні КЗЗ кришки корпусу реактора ВВЕР-1000 з патрубками СУЗ, а також їх перерозподілу в результаті післязварювальної термообробки. Досліджувався вплив попереднього підігріву на мікроструктурні фазові перетворення в ЗТВ основного матеріалу кришки і патрубка. Визначені основні особливості розподілу залишкових напружень в КЗЗ після зварювання і після термообробки. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 12.

Ключові слова: композитне зварне з'єднання, кришка корпусу реактора, ВВЕР-1000, зона термічного впливу, мікроструктурні фазові перетворення, залишкові напруження, термообробка, математичне моделювання

Вступ. Одним з найважливіших питань безпечної експлуатації та продовження ресурсу обладнання атомних електростанцій (АЕС) України є питання оцінки міцності, цілісності та працездатності вузлів зварних з'єднань, що потребує даних щодо залишкових напружень.

В елементах обладнання та трубопроводів діючих АЕС досить широко використовувались так звані композитні зварні з'єднання (КЗЗ) з різномірних матеріалів, як правило, сталей феритно-перлітного (або бейнітного) і аустенітного класів. Особливість КЗЗ полягає в тому, що через різницю в хімічному складі основного і зварювальних матеріалів під час зварювального нагріву може відбуватися значна дифузія хімічних елементів в зоні з'єднання, що викликає хімічну і структурну неоднорідність металу КЗЗ [1, 2], а також за рахунок значної різниці в коефіцієнтах температурного розширення матеріалів складових компонентів у процесі зварювання та післязварювальної термообробки виникають значні нерелаксовані залишкові напруження [3, 4]. Структурна неоднорідність металу КЗЗ та нерелаксовані залишкові напруження помітно впливають на міцність, довговічність та корозійну стійкість елементів обладнання [5]. Значні труднощі з експериментального виміру нерелаксованих залишкових напружень ускладнюють їх облік при визначенні ресурсу елементів обладнання АЕС.

Корпус реактора є одним із головних елементів, від технічного стану якого залежить ресурс безпечної експлуатації ядерної енергетичної уста-

Махненко О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8583-0163>
© А.А. Макаренко, О.В. Махненко, 2022

новки і який неможливо замінити. Зварні з'єднання корпусу реактора є проблемними місцями, де ризик утворення дефектів має підвищену вірогідність. Якщо зварним з'єднанням і наплавленням корпусу реактора ВВЕР-1000 приділялась велика увага, то КЗЗ кришки корпусу реактора з патрубками системи управління захисту (СУЗ) практично не досліджувались. Крім проведення оцінок структурної цілісності кришки корпусу в зонах КЗЗ при довготривалій експлуатації, також в перспективі представляє інтерес аналіз можливості ремонтної заміни патрубків за технологією зварювання у випадку її зношування.

Конструкція і технологія КЗЗ кришки корпусу з патрубками СУЗ. На рис. 1 представлена схема зварного з'єднання кришки корпусу реактора ВВЕР-1000, яке утворюється при з'єднанні патрубка СУЗ зі сталі 20 (перлітного класу) та кришки корпусу реактора зі сталі 15Х2НМФА (бейнітного класу) зварювальним матеріалом 10Х16Н25АМ6 (аустенітного класу), з попереднім наплавленням ЗІО-8 (аустенітного класу). Внутрішня поверхня патрубків СУЗ ізольована від контакту з теплоносієм привареними сорочками зі сталі 08Х18Н10Т. Приварювання сорочки до патрубків проводилося при нагріванні сорочки і патрубка до температури 100 °С. На нижній частині (торцях) патрубків наплавлений аустенітний шар. У таблиці наведені матеріали, використані при виготовленні кришки і патрубків верхнього блоку реактора енергоблоку ВВЕР-1000 [6–8].

Розробка математичної моделі НДС при зварюванні КЗЗ. Для розрахунку залишкових напружень була побудована 2D скінченно-елементна мо-

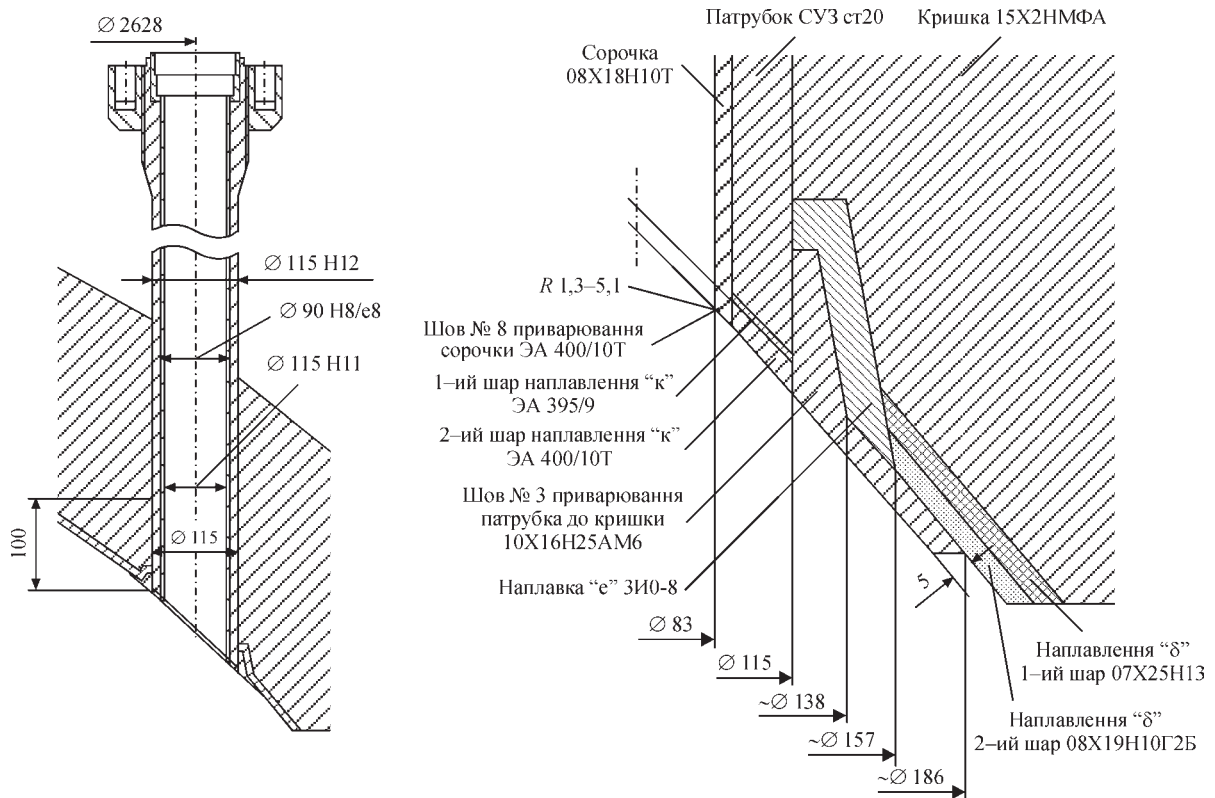


Рис. 1. Елемент кришки реактора з приєднаним патрубком СУЗ і схема КЗЗ

діль з'єднання кришки корпусу реактора з патрубком СУЗ при допущенні осьової симетрії (рис. 1). Схема моделі зварного з'єднання, граничні умови і скінченно-елементна сітка зображені на рис. 2, 3.

Температурна задача вирішувалася при допущенні швидкорухомого джерела нагріву, що дозволило використовувати двомірну скінченно-елементну модель в поперечному перерізі зварного з'єднання (рис. 2). Для моделювання температурних розподілів при виконанні зварювальних проходів застосовувалося рівняння нестационарної

Матеріали, використані для зварного з'єднання кришки реактора з патрубками СУЗ реактора енергоблоку ВВЕР-1000 [6-8]

Деталі кришки з патрубками	Марка матеріалу
Основні матеріали	
Кришка реактора	15X2НМФА
Патрубки СУЗ	20
Сорочка патрубків СУЗ	08X18Н10Т
Зварювальні (наплавні) матеріали	
Шов приварки патрубків СУЗ до кришки (№ 3)	Св-10X16Н25АМ6 и ЗИО-8
Нижній шов приварки сорочки до патрубка з наплавленням (№ 8)	ЭА-400/10Т
1-ий шар наплавлення «к» до патрубка	ЭА-395/9
2-ий шар наплавлення «к» до патрубка	ЭА-400/10Т
Наплавлення «е» на кришку	ЗИО-8
1-ий шар наплавлення «д» на кришку	07X25Н13
2-ий шар наплавлення «д» на кришку	08X19Н10Г2Б

теплопроводності, яке включає врахування об'ємного зварювального джерела нагріву $W(x,y,t)$ [9]

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + W(x,y,t) = c\rho \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (1)$$

де ρ – щільність матеріалу; c – питома теплоємність; λ – коефіцієнт теплопроводності; T – температура матеріалу,

$$W(x,y,t) = \frac{6Q}{ab\sqrt{\pi}} \exp \left(\frac{-3(x-x_0)^2}{a^2} - \frac{-3(y-y_0)^2}{b^2} \right), \quad (2)$$

де Q – ефективна потужність зварювального джерела нагріву; x_0, y_0 – координати центру джерела нагріву; a, b – відповідні розміри (ширина і глибина) зони ефективного нагріву в напрямках x, y .

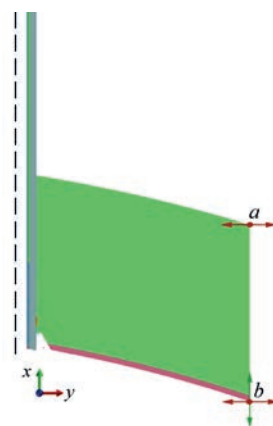


Рис. 2. Граничні умови і схема 2D моделі КЗЗ: (a) – обмежує переміщення в горизонтальній площині; (b) – обмежує переміщення в горизонтальній і вертикальній площині

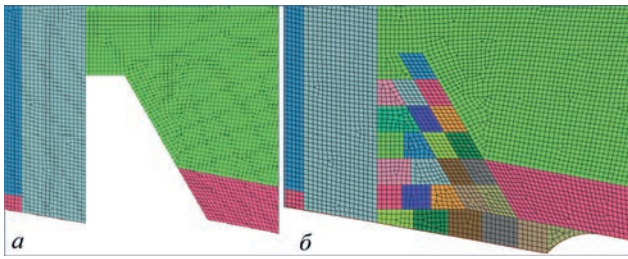


Рис. 3. Скінченно-елементна сітка в зоні К33: а – до зварювання; б – після зварювання

Час нагріву металу кожного зварного або наплавного проходу в поперечному перерізі зварного з'єднання залежить від швидкості зварювання v_w і розміру зони ефективного нагріву a , тобто, в першому наближенні може дорівнювати $t_w = a/v_w$.

Параметри зварювального джерела нагріву обирались таким чином, щоб температура металу в зварному шві перевищувала температуру плавлення, а проміжку часу між проходами було достатньо для охолодження металу до температури супутнього підігріву.

Граничні умови на поверхнях елементів зварного з'єднання з урахуванням конвекційного теплообміну з навколишнім середовищем задавалися у вигляді:

$$q = -h(T_{out} - T), \quad (3)$$

де T_{out} – температура довколишнього середовища; q – тепловий потік; h – коефіцієнт теплопередачі з поверхні при конвекційному теплообміні з навколишнім середовищем.

Початкові умови при $t = 0$:

$$W(x,y,0) = 0, T_{підігрів} = 20 \dots 200 \text{ }^\circ\text{C}, T_{out} = 20 \text{ }^\circ\text{C}, \quad (4)$$

де $T_{підігрів}$ – температура попереднього та супутнього підігріву.

З урахуванням гіпотези «плоскої деформації» розв'язок задачі з визначення розподілів просторових компонент напружень і деформацій отримано за допомогою двовірної моделі поперечного перерізу зварного з'єднання в пружнопластичній постановці, тобто тензор деформацій може бути представлений у вигляді суми тензорів:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p \quad (i, j = x, y, z), \quad (5)$$

де ε_{ij}^e – тензор пружних деформацій; ε_{ij}^p – тензор пластичних деформацій.

Компоненти тензорів напружень σ_{ij} та пружних деформацій ε_{ij}^e пов'язані один з одним законом Гука:

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi), \quad (6)$$

де δ_{ij} – одиничний тензор ($\delta_{ij} = 0$, якщо $i \neq j$, $\delta_{ij} = 1$,

якщо $i=j$); $\sigma = \frac{1}{3}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$; $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$ –

модуль зсуву; $K = \frac{1-2\nu}{E}$ – податливість об'ємного

стиснення; E – модуль Юнга; ν – коефіцієнт Пуассона; φ – функція вільних відносних подовжень (об'ємних змін), викликаних зміною температури і мікроструктурними фазовими змінами.

В простому випадку, коли структурних перетворень не відбувається:

$$\varphi = \alpha(T - T_0), \quad (7)$$

де α – коефіцієнт відносного температурного видовження матеріалу.

При зварюванні сталей, чутливих до термічного циклу зварювання, в ЗТВ можуть відбуватися структурні перетворення з помітними об'ємними змінами, врахування яких головним чином впливає на кінетику розподілу зварювальних напружень і деформацій. Сумарний ефект об'ємних змін від температури T_0 до $T(t)$ визначається у вигляді [9]:

$$\Delta\varphi = \frac{\sum V_j(T,t)\gamma_j(T) - \sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}{\sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}, \quad (8)$$

($j = a, \text{ фп, б, м}$)

де j – фази: аустеніт, ферито-перліт, бейніт, мартенсит; $\gamma_j(T)$ – об'єм одиниці маси j -ої фази при температурі T ; $V_j(T)$ – частка (в долях від одиниці) j -ої фази при температурі T .

Величини $\gamma_j(T)$, ($\text{см}^3/\text{г}$) для низьколегованих сталей приведені в залежності від вмісту вуглецю C , % [10]:

$$\begin{aligned} \gamma_a(T) &= 0,12282 + 8,56 \cdot 10^{-6}(T - 20) + 2,15 \cdot 10^{-3} C, \\ \gamma_m(T) &= 0,12708 + 4,448 \cdot 10^{-6}(T - 20) + 2,79 \cdot 10^{-3} C, \\ \gamma_{\text{б,фп}}(T) &= 0,12708 + 5,528 \cdot 10^{-6}(T - 20), \quad (\text{см}^3/\text{г}). \end{aligned} \quad (9)$$

Результати розрахунку масової частки кожної фази $V_j(T)$ в кінцевій мікроструктурі після охолодження залежать від швидкості охолодження в характерному інтервалі температур (швидкість охолодження від температури 800 до 500 $^\circ\text{C}$).

Кінетика зміни величини $V_j(T)$ в інтервалі температур від T_s^j – початок появи j -ої фази до T_e^j – кінець появи j -ої фази при розпаді аустеніту визначається на основі співвідношень:

$$V_j(T) = V_j^{\max} \left[1 - \exp \left(a_j \frac{T_{sj} - T}{T_{sj} - T_{ej}} \right) \right] \quad (10)$$

$$a_j = -2,7 \quad (j = \text{м, фп, б});$$

$$V_a(T) = 1 - \sum_{\text{м,фп,б}} V_j(T); \quad (11)$$

де $V_a(T)$ – вміст залишкового аустеніту при температурі T .

Значення температур початку T_{sj} та кінця T_{ej} перетворень j -ої фази визначались згідно існуючих термкінетичних діаграм або діаграм анізотермічного розпаду аустеніту (АРА) відповідних сталей.

Пластичні деформації пов'язані з напруженим станом рівнянням теорії пластичної неізо-

термічної течії, асоційованої з умовою плинності Мізеса:

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda \cdot (\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) \quad (i, j = x, y, z), \quad (12)$$

де $d\varepsilon_{ij}^p$ – прирощення тензора ε_{ij}^p в даний момент часу t , обумовлений історією деформування, напруженнями σ_{ij} та температурою T ; $d\lambda$ – скалярна функція, яка визначається умовами течії в наступному вигляді:

$$\begin{aligned} d\lambda = 0, \text{ якщо } f = \sigma_i^2 - \sigma_T^2(T) < 0 \text{ або } f = 0, \\ \text{при } df < 0; \\ d\lambda > 0, \text{ якщо } f = 0 \text{ і } df > 0; \\ \text{стан } f > 0 \text{ неприпустимий,} \end{aligned} \quad (13)$$

де σ_i – інтенсивність напружень

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2)},$$

$\sigma_T = (T)$ – межа плинності матеріалу при температурі T .

Рівняння (8) показує, що для отримання результатів щодо компонент залишкових напружень σ_{ij} і деформацій ε_{ij} необхідно розглядати процес розвитку пружнопластичних деформацій за часом, починаючи з деякого початкового стану. Для цього традиційно використовують метод послідовного простежування, коли для моменту t розв’язок шукається, якщо відомий повний розв’язок для моменту $(t - \Delta t)$, де Δt – крок простеження розвитку пружнопластичних деформацій, в межах якого можна приблизно вважати, що розвиток відбувається за досить простою траєкторією навантаження. У цьому випадку зв’язок між кінцевими прирощеннями тензора деформацій $\Delta\varepsilon_{ij}$ і тензором напружень σ_{ij} відповідно до [9] можна записати у вигляді:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) + \delta_{ij}(K\sigma) - b_{ij}, \quad (14)$$

де ψ – функція стану матеріалу в точці (x, y, z) в момент t .

$$\begin{aligned} \psi = \frac{1}{2G}, \text{ якщо } f < 0, \\ \psi > \frac{1}{2G}, \text{ якщо } f = 0, \end{aligned} \quad (15)$$

стан $f > 0$ є неприпустимим,

b_{ij} – тензорна функція додаткових деформацій, яка визначається збільшенням $\Delta\varphi$ і відомими результатами попереднього етапу простеження:

$$b_{ij} = \left[\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma) \right]_{t-\Delta t} + \delta_{ij}\Delta\varphi \quad (i, j = x, y, z). \quad (16)$$

Умови течії у вигляді (11) включають значну фізичну нелінійність в функції стану матеріалу ψ . Для реалізації такого типу фізичної нелінійності зазвичай використовують ітераційні процеси. В результаті на кожній ітерації фізично нелінійна задача переходить в лінійну задачу типу задачі теорії пружності зі змінним модулем зсуву, який дорівнює $1/2\psi$, і до-

датковими деформаціями b_{ij} . Для розв’язку такої лінійної задачі застосовують чисельні методи.

Розробка математичної моделі релаксації і перерозподілу залишкових напружень в КЗЗ під час термообробки. Зварні з’єднання відповідальних конструкцій піддаються післязварювальній термообробці. Згідно з вимогами нормативної документації [11] композитні зварні з’єднання конструкційних елементів обладнання АЕС після зварювання піддаються термообробці за режимом високого відпускання.

Згідно з п.13.18 [8] (на заміну [11]) виконання аустенітними присадними матеріалами зварних з’єднань деталей із сталлями перлітного класу або з високохромистими сталлями з деталями зі сталей аустенітного класу термічній обробці не підлягають за винятком випадків, обумовлених кресленнями і/або ПТД. Крім того, згідно п. 13.14 [12] температура відпуску зварних з’єднань деталей із сталей різних марок, для яких передбачена різна температура відпусток, встановлюється ПТД. Виходячи з вказаного вище, режими термообробки задавалися згідно вимог [6].

При проведенні математичного моделювання процесу післязварювальної термообробки КЗЗ (кришки КР) особливістю розробленої моделі визначення нестационарного температурного поля був конвекційний теплообмін на поверхнях за рахунок поступового нагрівання навколишнього середовища (повітря) в печі, витримки і подальшого досить повільного охолодження в печі, а потім на повітрі. Нестационарні граничні умови відповідали рівномірному підвищенню температури навколишнього середовища в процесі нагрівання і зниження температури до 20 °С при охолодженні.

Графік режиму термообробки, а саме, зміни температури навколишнього середовища T_{out} в процесі високого відпускання КР в печі при нагріванні зі швидкістю 30 °С/год, витримці протягом 9 год і охолодженні зі швидкістю 30 °С/год представлений на рис. 4.

$T, ^\circ\text{C}$

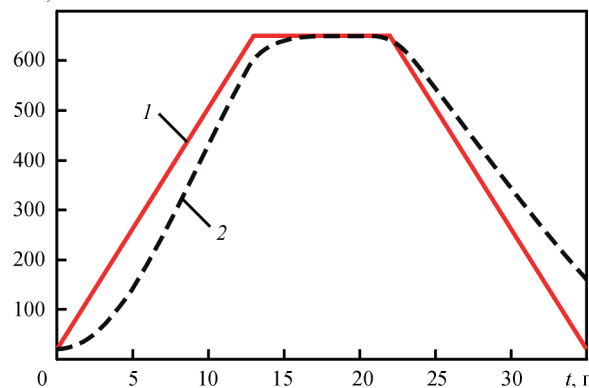


Рис. 4. Графік зміни температури матеріалу КЗЗ в процесі термообробки за режимом високого відпуску при $T = 650$ °С: 1 – режим термообробки; 2 – розрахункова температура

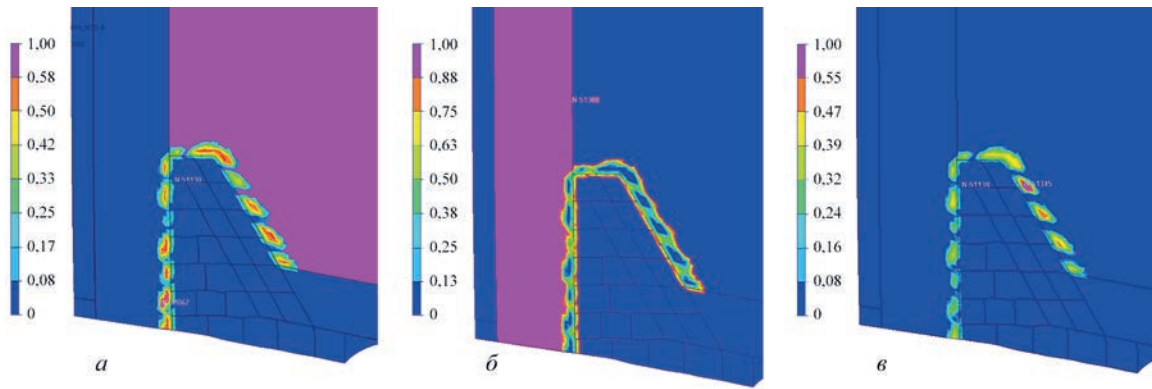


Рис. 5. Результати моделювання залишкового мікроструктурного складу в зоні К33 при $T_{\text{підігріву}} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$: а – бейніт; б – ферито-перліт; в – мартенсит

Початкові і граничні умови крайової задачі визначення температурних розподілів в К33 при термообробці за часом t :

$$\text{при } T_{\text{out}}(0) = 20 \text{ }^\circ\text{C}, T(0) = 20 \text{ }^\circ\text{C}$$

$$q = -h(T_{\text{out}}(t) - T), T_{\text{out}}(t) = 30 \text{ }^\circ\text{C/год} \cdot t, T_{\text{out}}^{\text{max}} = 650 \text{ }^\circ\text{C}.$$

Коефіцієнт тепловіддачі з поверхонь елементів К33 при конвекційному теплообміні з навколишнім середовищем в печі і на повітрі приймався рівним значенню $h = 30 \text{ Вт/м}^2 \text{ }^\circ\text{C}$ в умовах природної конвекції і постійним у всьому діапазоні температури нагріву і охолодження. Променистий теплообмін в розробленій моделі окремо не моделювався, його вклад враховувався в деякому підвищенні значення коефіцієнта тепловіддачі.

Тривалий процес нагріву зварних конструкційних елементів до температури витримки $650 \text{ }^\circ\text{C}$ викликає процеси високотемпературної повзучості в матеріалі, що призводить до релаксації залишкових напружень в зоні зварних з'єднань.

У розробленій моделі задача визначення НДС при термообробці вирішувалася у в'язкопружно-пластичній постановці [9]:

$$\epsilon_{ij} = \epsilon_{ij}^e + \epsilon_{ij}^p + \epsilon_{ij}^{cr} \quad (i, j = x, y, z), \quad (17)$$

де швидкість деформацій повзучості визначалася за допомогою закону Бейлі-Нортонна [13]:

$$\dot{\epsilon}_{eq}^{cr} = A \cdot \sigma_{eq}^n. \quad (18)$$

Для аустенітної сталі 08X18N10T при температурі $700 \text{ }^\circ\text{C}$ (973K) при визначенні швидкості деформацій температурної повзучості можуть бути прийняті наступні коефіцієнти: $A = 6,948 \cdot 10^{-14} \text{ (МПа} \cdot \text{год}^{-1})$, $n = 6,22$ [14].

Результати математичного моделювання температурних розподілів і мікроструктурних фазових перетворень. Результати моделювання мікроструктурних перетворень в металі К33 під час зварювального нагріву ($T_{\text{підігріву}} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$) і подальшого охолодження показали (рис. 5) наявність локального утворення загартованих структур в ЗТВ металу патрубка (сталь 20) і в основному матеріалі кришки (сталь 15X2НМФ). На рис. 6 представлені графіки зміни мікроструктурного фазового

стану в характерній точці ЗТВ основного матеріалу кришки, де отримано максимальний залишковий вміст мартенситу, в залежності від температури підігріву. Застосування при зварюванні К33 попереднього підігріву на рівні $T_{\text{підігріву}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ дозволяє знизити відносний вміст мартенситу в ЗТВ з 65 до 30 % у порівнянні зі зварюванням без підігріву.

Результати математичного моделювання залишкових напружень після зварювання і після термообробки. На рис. 7 представлені розподіли залишкових напружень після зварювання К33

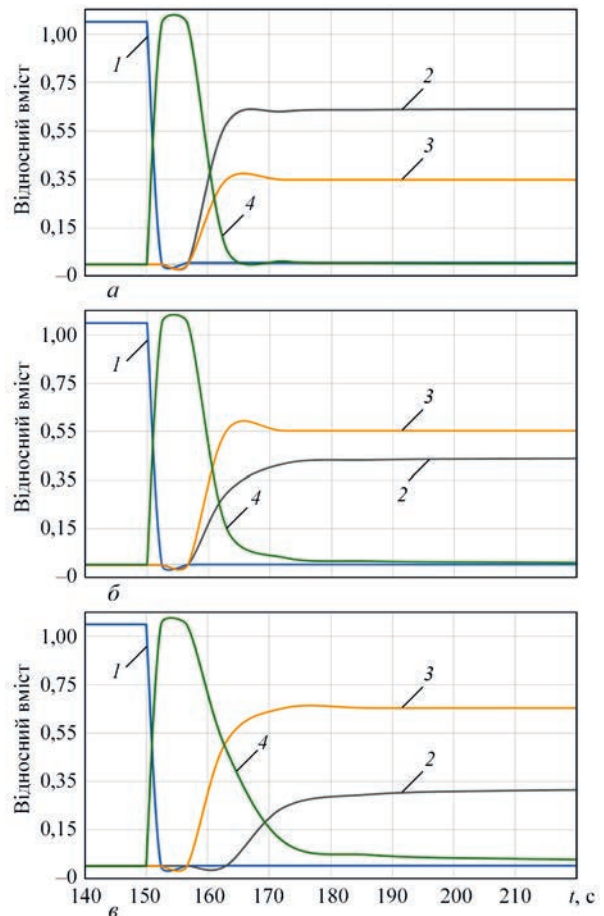


Рис. 6. Кінетика мікроструктурних фазових перетворень в характерній точці ЗТВ основного матеріалу кришки (сталь 15X2НМФА) для різних температур попереднього підігріву: а – без підігріву; б – $T_{\text{підігріву}} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$, в – $T_{\text{підігріву}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$; 1 – ферит; 2 – мартенсит; 3 – бейніт; 4 – аустеніт

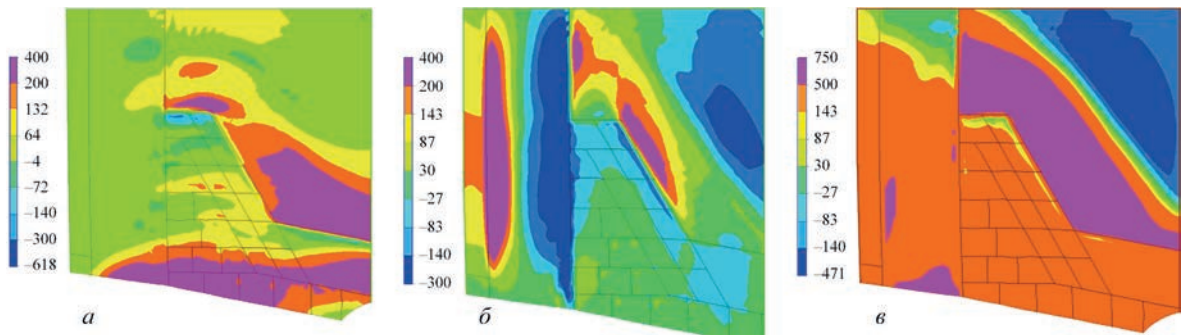


Рис. 7. Залишкові напруження в КЗЗ після зварювання при $T_{\text{підігріву}} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$: а – радіальні; б – осьові; в – колові

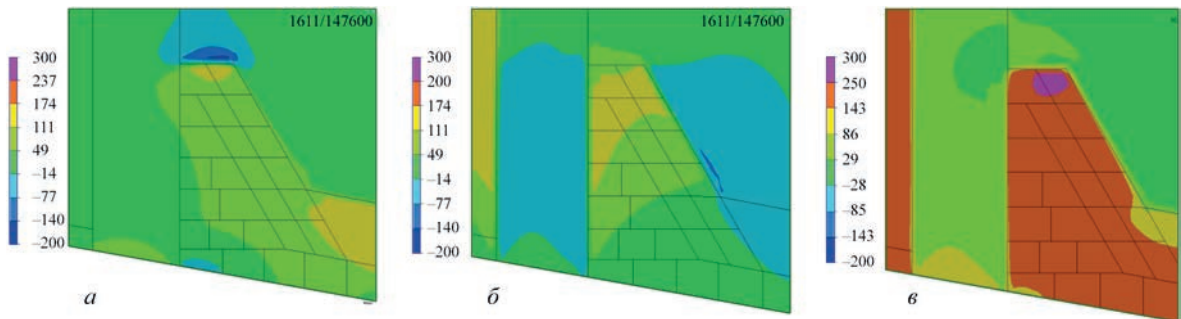


Рис. 8. Залишкові напруження в КЗЗ після зварювання ($T_{\text{підігріву}} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$) і термообробки ($T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$, $t_{\text{витримки}} = 15$ год): а – радіальні; б – осьові; в – колові

при температурі попереднього і супутнього підігріву $T_{\text{підігріву}} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$ і наступного охолодження до $T = 20 \text{ }^\circ\text{C}$. Радіальна (відносно осі патрубку) компонента в зоні зварного з'єднання (рис. 7, а) характеризується в основному розтягувальними залишковими напруженнями до 200 МПа і локальними зонами максимальних напружень розтягу до 400 МПа в основному матеріалі кришки, який примикає до аустенітного металу шва, і в матеріалі патрубка, у верхній частині примикання до металу шву. Осьові (в напрямку осі патрубка) залишкові напруження (рис. 7, б) мають низький рівень в аустенітному матеріалі наплавки і зварного шва, а в основному матеріалі кришки і патрубка утворилися зони напружень стиску і розтягу до 400 МПа. Найбільш високі розтягувальні напруження (до 700 МПа) визначені для колової компоненти залишкових напружень (рис. 7, в) в зоні основного матеріалу кришки, який примикає до аустенітного металу зварного шва.

Таким чином, після зварювання КЗЗ отримані досить високі залишкові напруження розтягу, які можуть негативно впливати на міцність кришки реактора при подальшій експлуатації. Тому застосування технологічної операції післязварювальної термообробки є цілком обґрунтованим. Після моделювання зварювання проводилось моделювання загальної термообробки за режимом високого відпуску при температурі $650 \text{ }^\circ\text{C}$ з часом витримки 15 год (див. рис. 4). Результати розрахунку приведені на рис. 8.

Аналіз впливу температури підігріву та режиму термообробки на залишкові напруження. З метою визначення впливу температури підігріву при зварюванні та режиму термообробки на залишкові

напруження композитного (різнорідного) зварного з'єднання кришки корпусу реактора ВВЕР-1000 в представницьких перерізах (рис. 9) були побудовані графіки розподілу напружень по товщині зварного з'єднання (рис. 10–12).

Вплив температури підігріву при зварюванні на розподіл залишкових напружень незначний, у вибраному перерізі зварного з'єднання по глибині шва (рис. 10) максимальні залишкові напруження розтягу в радіальному напрямку при підвищенні температури підігріву помітно знижуються (з 220 до 120 МПа), інші компоненти (в осьовому та коловому напрямках) майже не змінюються.

Вплив термообробки ($T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$) на розподіл залишкових напружень досить значний. Радіальні напруження помітно знижуються, особливо в зоні основного матеріалу кришки, з 300 до 30 МПа (рис. 11, а). Осьова компонента залишкових напружень в зоні матеріалу трубки і кришки знижується, а в аустенітному матеріалі зварного шва підвищується до 100 МПа (рис. 11, б), що пов'язано з різницею в коефіцієнтах температурного розширення різних матеріалів КЗЗ.

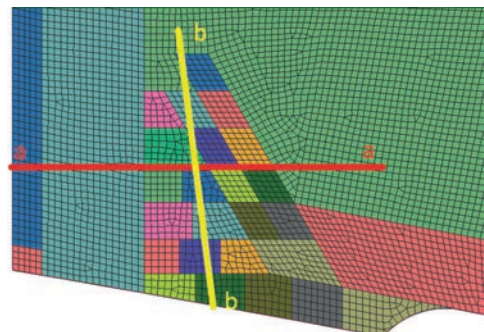


Рис. 9. Перерізи для визначення напружень

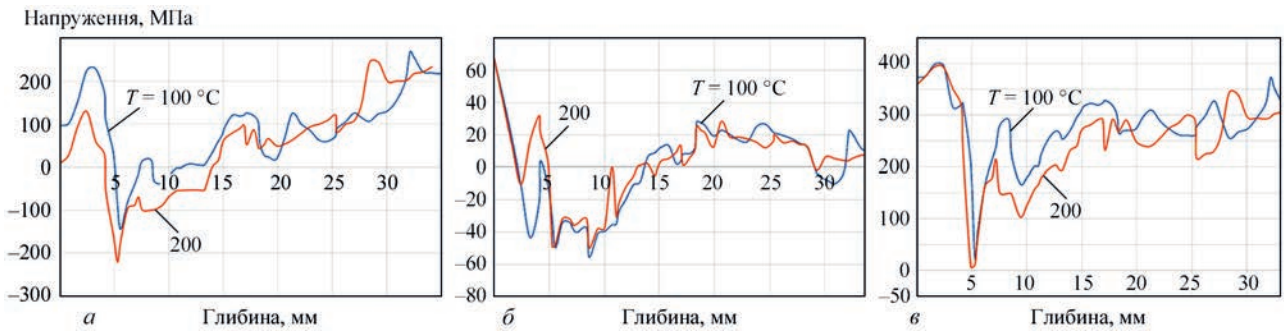


Рис. 10. Вплив температури підігріву при зварюванні на розподіл залишкових напружень по глибині шва (переріз *b-b* рис. 9): *a* – радіальні; *б* – осьові; *в* – колові

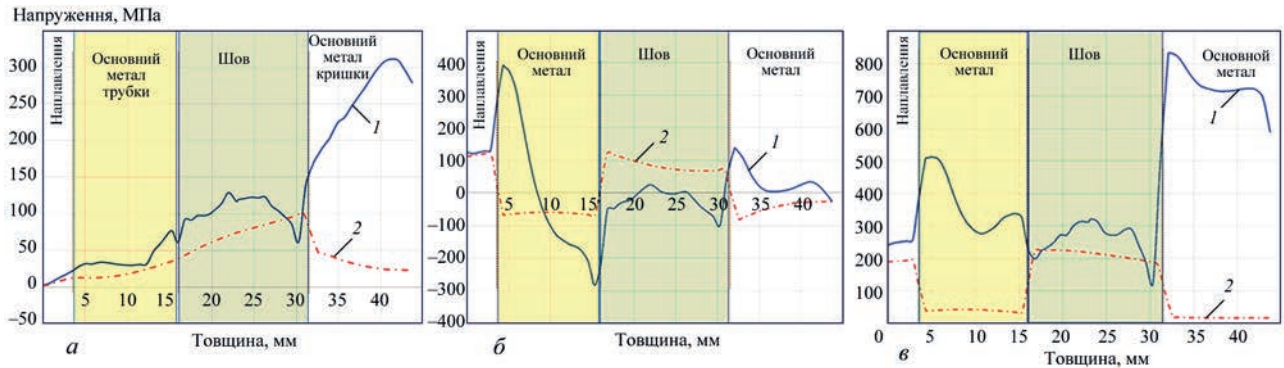


Рис. 11. Вплив термообробки ($T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$) на розподіл залишкових напружень по ширині шва (переріз *a-a* рис. 9): *a* – радіальні; *б* – осьові; *в* – колові; 1 – до термообробки; 2 – після термообробки

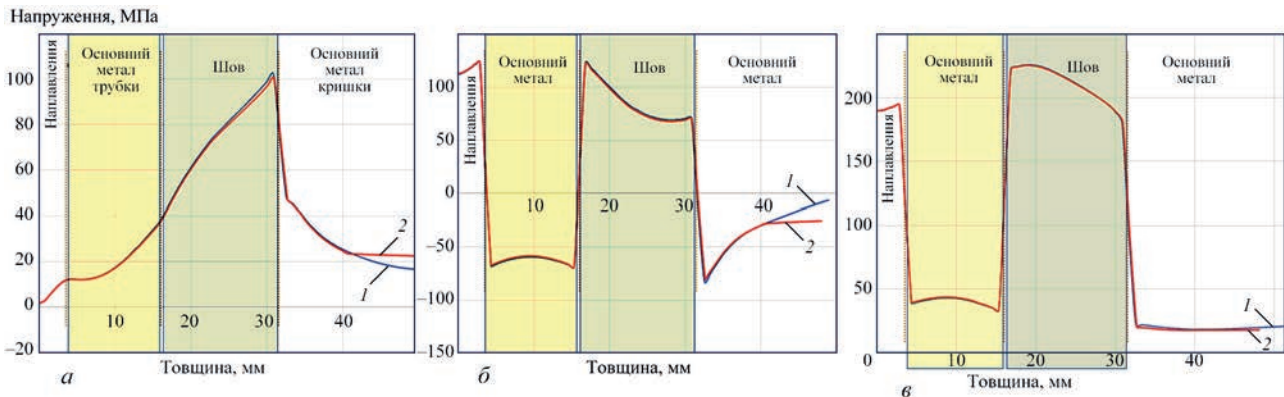


Рис. 12. Вплив часу витримки при термообробці ($T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$) на розподіл залишкових напружень по ширині шва (переріз *a-a* рис. 9): *a* – радіальні; *б* – осьові; *в* – колові; 1 – 15 год; 2 – 9

Вплив часу витримки ($t_{\text{витримки}} = 15\text{ год}$) при термообробці ($T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$) на розподіл залишкових напружень також незначний (рис. 12). Релаксація залишкових зварювальних напружень в значній мірі відбувається за першу годину витримки при максимальній температурі, а розподіл залишкових напружень після термообробки визначається в основному різницею теплофізичних властивостей різних матеріалів з'єднання.

Висновки

1. Аналіз результатів математичного моделювання НДС в композитному зварному з'єднанні кришки корпусу реактора ВВЕР-1000 з патрубком СУЗ показав, що розподіл залишкових напружень після зварювання має складний характер з властивими для з'єднань із різнорідних матеріалів високими напруженнями розтягу в зонах фе-

ритно-перлітних матеріалів (основного матеріалу кришки сталі 15X2НМФА і патрубка сталь 20).

2. Визначено, що при зварюванні КЗЗ без підігріву залишковий вміст загартованих структур в ЗТВ металу патрубка (сталь 20) і в основному матеріалі кришки (сталь 15X2НМФ) може досягати 65 %. Застосування попереднього (супутнього) підігріву дозволяє суттєво знизити відносний вміст мартенситу в основному матеріалі кришки і патрубка на границі сплавлення з аустенітним матеріалом шва.

3. Післязварювальна термообробка за режимом високого відпуску ($T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$) знижує рівень залишкових напружень, але за рахунок значної різниці в коефіцієнтах температурного розширення різнорідних матеріалів з'єднання утворюються нові досить високі залишкові напруження розтягу в зонах аустенітних наплавних матеріалів.

Список літератури

1. Махненко О.В., Сапрыкина Г.Ю. (2002) Роль математического моделирования в решении проблем сварки разнородных сталей (обзор). *Автоматическая сварка*, **3**, 18–28.
2. Махненко О.В., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И., Кравец В.П. (2010) Риск образования карбидов и σ -фазы при сварке высоколегированных хромоникелевых сталей. *Там же*, **12**, 9–12.
3. Wenchun Jiang, Wanchuck Woo, Yun Luo, J.H. Li. (2017) Residual Stress Distribution in a Dissimilar Weld Joint by Experimental and Simulation study. *Journal of Pressure Vessel Technology*, **2**, 139, 011422-1-011422-10.
4. Dean, Deng, Kazuo, Ogawa, Shoichi, Kiyoshima et al. (2009) of residual stresses in a dissimilar metal welded pipe with considering cladding, buttering and post weld heat treatment. *Computational Material Science*, **47**, 398–408.
5. Касаткин О.Г., Царюк А.К., Скульский В.Ю. и др. (2007) Способ повышения сопротивляемости локальным повреждениям сварных соединений трубопроводов АЭС. *Автоматическая сварка*, **3**, 32–35.
6. 1160.02.02.000 ПС. Паспорт сосуда. Блок верхний УС00В01. Зав. № 2.1
7. 1160.02.18.000ТБ1 Крышка. Таблица контроля качества.
8. 1160.02.18.000ТБ2 Крышка. Таблица контроля качества.
9. Махненко В.И. (1976) *Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций*. Киев, Наукова думка.
10. Юрьев С.Ф. (1950) *Удельные объемы фаз в мартенситном превращении аустенита*. Москва, Металлургиздат.
11. (1989) ПНАЭ Г-7-009-89. *Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварка и наплавка. Основные положения*. Москва, ЭНЕРГАТОМИЗДАТ.
12. СОУ НАЕК 159 *Обеспечение технической безопасности. Сварка и наплавка оборудования и трубопроводов атомных электрических станций с реакторами ВВЭР. Технические требования*.
13. Работнов Ю.Н. (1966) *Ползучесть элементов конструкций*. Москва, ГИФМЛ.
14. Margolin, B. Z., Gulenko, A. G., Kursevich, I. P., Buchatskii, A. A. (2006) Modeling for fracture in materials under long-term static creep loading and neutron irradiation. Part 2. Prediction of creep rupture strength for austenitic materials. *Strength of Materials*, **38(5)**, 449–457.

References

1. Makhnenko, O.V., Saprykina, G.Yu. (2002) Role of mathematical modeling in solving problems of welding dissimilar steels (Review). *The Paton Welding J.*, **3**, 14-25.
2. Makhnenko, O.V., Kozlitina, S.S., Dzyubak, L.L., Kravets, V.P. (2010) Risk of formation of carbides and α -phase in welding of high-alloy chrome-nickel steels. *Ibid.*, **12**, 5-8.
3. Wenchun Jiang, Wanchuck Woo, Yun Luo, J.H. Li. (2017) Residual stress distribution in a dissimilar weld joint by experimental and simulation study. *J. of Pressure Vessel Technology*, **2(139)**, 011422-1-011422-10.
4. Dean, Deng, Kazuo, Ogawa, Shoichi, Kiyoshima et al. (2009) Simplified methodology to compute the residual stresses in a dissimilar metal welded pipe with considering cladding, buttering and post weld heat treatment. *Computat. Mater. Sci.*, **47**, 398–408.
5. Kasatkin, O.G., Tsaryuk, A.K., Skulsky, V.Yu. et al. (2007) Method for improving local damage resistance of welded joints in NPP pipelines. *The Paton Welding J.*, **3**, 27-30.
6. 1160.02.02.000 PS: Certificate of vessel. Upper block УС00В01. 2.1 [in Russian].
7. 1160.02.18.000ТБ1: Cover. Table of quality control [in Russian].
8. 1160.02.18.000ТБ2: Cover. Table of quality control [in Russian].
9. Makhnenko, V.I. (1976) *Calculated methods of investigation of welding stresses and strains*. Kiev: Naukova Dumka [in Russian].
10. Yurjev, S.F. (1950) *Specific volumes of phase in martensitic transformation of austenite*. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
11. (1989) ПНАЭ Г-7-009-89: *Equipment and pipings of nuclear power plants. Welding and surfacing. Fundamentals*. Moscow, Energoatomizdat [in Russian].
12. SOU NAEK 159: *Assurance of technical safety. Welding and surfacing of equipment and pipings of nuclear power plants with WWER reactors*. Technical requirements.
13. Rabotnov, Yu.N. (1966) *Creep of structural elements*. Moscow, GIFML [in Russian].
14. Margolin, B. Z., Gulenko, A. G., Kursevich, I. P., Buchatskii, A. A. (2006) Modeling for fracture in materials under long-term static creep loading and neutron irradiation. Pt 2. Prediction of creep rupture strength for austenitic materials. *Strength of Materials*, **38(5)**, 449–457.

MATHEMATICAL MODELING OF RESIDUAL STRESSES IN COMPOSITE WELDED JOINTS OF WWER-1000 REACTOR VESSEL COVER WITH CPS NOZZLES

A.A. Makarenko, O.V. Makhnenko

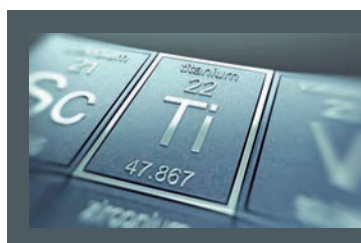
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

The composite welded joints of the WWER-1000 reactor vessel cover with the nozzles of the control and protection system (CPS) are the object of the strength calculation when justifying the extension of the service life of NPP units. Mathematical modeling by the finite element method of the kinetics of residual stress formation during welding of the WWER-1000 reactor vessel cover with CPS nozzles and their redistribution as a result of post-welding heat treatment was performed. The effect of preheating on the microstructural phase transformations in HAZ of the main material of the cover and the nozzle was studied. The main features of the distribution of residual stresses in the composite welded joints after welding and heat treatment are determined. 14 Ref., 1 Tabl., 12 Fig.

Keywords: composite welded joint, reactor vessel cover, WWER-1000, HAZ, microstructural phase transformations, residual stresses, heat treatment, mathematical modeling

Надійшла до редакції
20.10.2021



VI МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

Титан 2022: Виробництво та застосування

Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України

30 травня – 1 червня 2022

www.pwi-scientists.com/ukr/titan2022