

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ В КОМПОЗИТНОМУ ЗВАРНОМУ З'ЄДНАННІ ПЕРЕХІДНОЇ ВТУЛКИ КОЛЕКТОРА ДО ПАТРУБКА ПАРОГЕНЕРАТОРА ПГВ-440

А.А. Макаренко¹, О.В. Махненко²

¹НТК ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: makhnenko@paton.kiev.ua

В елементах обладнання та трубопроводів діючих атомних електростанцій (АЕС) використовувались композитні зварні з'єднання різнорідних матеріалів, як правило, сталей феритно-перлітного (бейнітного) і аустенітного класів. Значна різниця в хімічному складі основного і зварювальних матеріалів призводить до хімічної і структурної неоднорідності металу в зоні з'єднання, а за рахунок різниці в коефіцієнтах температурного розширення матеріалів в процесі зварювання та післязварювальної термообробки утворюються високі нерелаксовані залишкові напруження, які суттєво впливають на міцність, довговічність та корозійну стійкість елементів обладнання. Значні труднощі з експериментального виміру залишкових напружень ускладнюють їх врахування при визначенні ресурсу елементів обладнання атомних електростанцій. Пошкодження зварного з'єднання Ду-1100 вузла приварки перехідної втулки колектору теплоносія з нержавіючої сталі 08X18N10T до патрубка корпусу парогенератора зі сталі 22К є однією з проблем безпечної експлуатації атомних енергоблоків ВВЕР-440. При цьому відсутні систематизовані відомості про характер та причини виникнення цих пошкоджень. У зв'язку з цим методами математичного моделювання проведений аналіз мікроструктурного фазового складу і залишкових напружень, що виникають в даному з'єднанні при зварюванні, та їх вплив на ресурс зварного вузла. Аналіз результатів математичного моделювання теплових процесів, мікроструктурних фазових перетворень і напружено-деформованого стану (НДС) в композитному зварному з'єднанні показав, що при порушеннях технології наплавлення і зварювання при виготовленні парогенератора, а саме недотримання умов попереднього і супутнього підігріву ($T \geq 200$ °C), можлива наявність загартованих структур в ЗТВ металу патрубка (Ст22К) і зниження характеристик тріщиностійкості матеріалу. Визначені досить високі залишкові напруження розтягу на внутрішній поверхні композитного з'єднання, яка під час експлуатації контактує з корозійною середою теплоносія, а також в зоні примикання (сплавлення) матеріалу перлітної сталі патрубка до аустенітного металу зварного шву, в якій існує висока вірогідність утворення дефектів несущільності при зварюванні, що може негативно впливати на міцність і структурну цілісність зварного вузла патрубка парогенератора (ПГ) при подальшій довгостроковій експлуатації. Бібліогр. 17, рис. 15.

Ключові слова: композитне зварне з'єднання, парогенератор ПГВ-440, зона термічного впливу, мікроструктурні фазові перетворення, залишкові напруження, 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 часто використовувались так звані композитні зварні з'єднання (КЗЗ) різнорідних матеріалів, як правило, сталей феритно-перлітного (бейнітного) і аустенітного класів. Особливість композитних зварних з'єднань 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 матеріа-

лів 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 атомних електростанцій.

Починаючи з 2007 р. однією з проблем для діючих атомних енергоблоків водо-водяного енергетичного реактора 440 (ВВЭР-440) є пошкодження КЗЗ Ду-1100 вузла приварки колекторів теплоносія з нержавіючої сталі 08X18N10T до патрубка корпусу парогенераторів (ПГ) із сталі 22К. Кільцеві несущільності (тріщини) були виявлені в зоні сплавлення перлітного і аустенітного металів на

А.А. Макаренко — <https://orcid.org/0000-0002-4713-9726>, О.В. Махненко — <https://orcid.org/0000-0002-8583-0163>

© А.А. Макаренко, О.В. Махненко, 2023

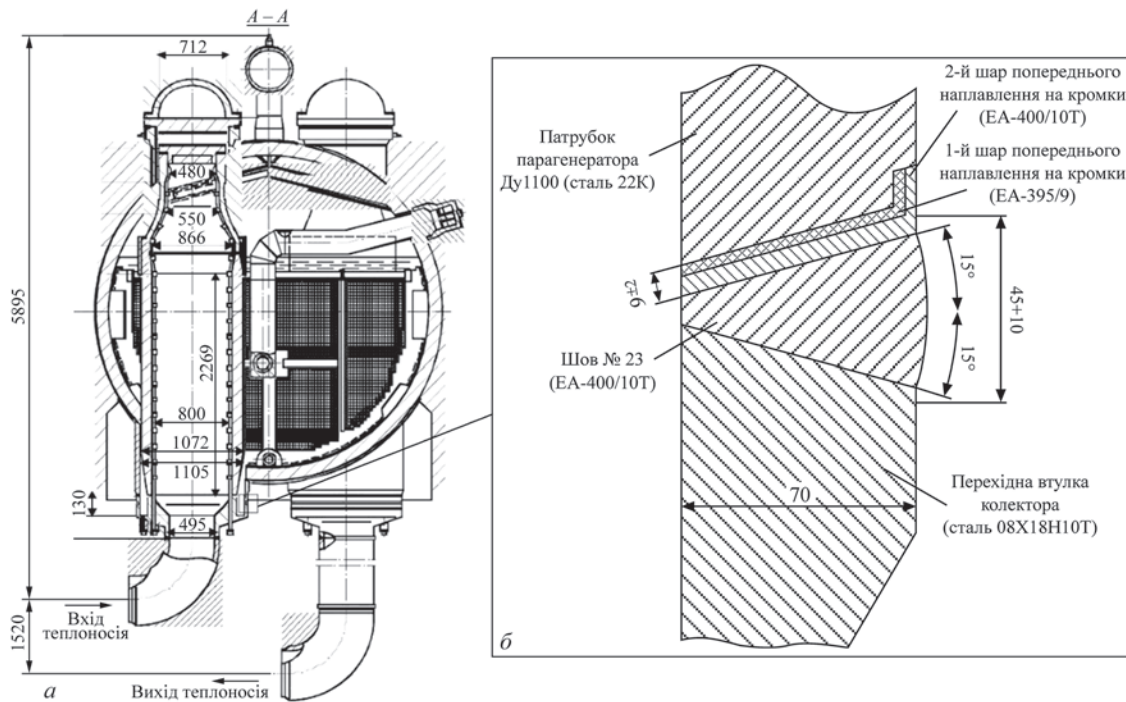


Рис. 1. Конструкція ПГВ-440 з приєднаними колекторами (а) та і схема зварного з'єднання перехідної втулки колектору до патрубку парогенератора (б)

енергоблоках Вірменської АЕС, АЕС Дуковани (Чехія) та деяких інших. Проведені дослідження стосовно характеру та причини виникнення високого рівня пошкоджень [6, 7]. При цьому відсутні систематизовані відомості щодо аналізу залишкових напружень, які утворюються в даному з'єднанні, та їх впливу на ресурс зварного вузла.

Конструкція і технологія КЗЗ корпусу ПГ з колектором. На рис. 1 представлена конструкція зварного з'єднання вузла приварки колектора до патрубку Ду-1100 парогенератора ПГВ-440, яка включає [7–10]:

1. Патрубок парогенератора Ду-1100 зі сталі 22К з попереднім наплавленням на крайку в два шари: перший шар EA-395/9 (Св-10X16H25AM6), другий шар EA-400/10Т (Св-04X19H11M3). Наплавлення проводиться з підігрівом до 100 °С з наступною термообробкою по режиму остаточного відпуску 640 + 20 °С з витримкою 9 год.

2. Перехідну втулку зі сталі 08X18H10Т, яка має конусний перехід по зовнішньому діаметру, зі зміною товщини стінки втулки від 70 мм (для приварювання до патрубка корпусу парогенератора) до 35 мм (для приварювання перехідної втулки до циркуляційного трубопроводу).

3. Зварний шов приварки перехідної втулки до патрубку парогенератора зі сталі 22К з попередньо наплавленою крайкою, що виконується ручним електродувим зварюванням електродами EA-400/10Т. Зварювання здійснюється без підігріву. Відпуск для зняття залишкових напружень не проводиться.

Пошкоджуваність композитних зварних з'єднань парогенераторів ВВЕР-440. Перше пошкодження в композитних зварних з'єднаннях парогенераторів ВВЕР-440 було виявлено на АЕС [6] у 2007 р. енергоблоку № 3 при експлуатаційному контролі металу парогенератора ЗПГ-1 у зварному з'єднанні № 23х (на виготовлених пізніше ПГ, у тому числі на Рівненській АЕС, зварні з'єднання № 23х і № 23г позначені відповідно № 76 та № 77) методом УЗК виявлено неприпустимі відбивачі. Проведено механічну вирізку темплетів із зварного з'єднання № 23х. При візуальному огляді темплету було виявлено тріщиноподібну несучільність, заповнену продуктами корозії, що проходить по зоні сплавлення перлітної сталі 22 К з наплавленням на крайці шва № 23х. Поверхня темплету з боку сталі 22 К, що стикається з середовищем 2-го контуру, уражена множинною загальною та виразковою корозією глибиною до ~3 мм.

Макроструктури зразків зварних з'єднань наведено на рис. 2. На шліфах виявлені магістральні тріщини, які мають однакове розташування та напрямок — від кореня шва вгору по зоні сплавлення. У зразку перехідне наплавлення, виконане електродом EA 395, нерівномірне за товщиною, а значна частина зварного з'єднання відсутня (рис. 2, а).

Аналіз результатів фрактографічного дослідження на зразках зварного з'єднання дозволив відзначити [7]:

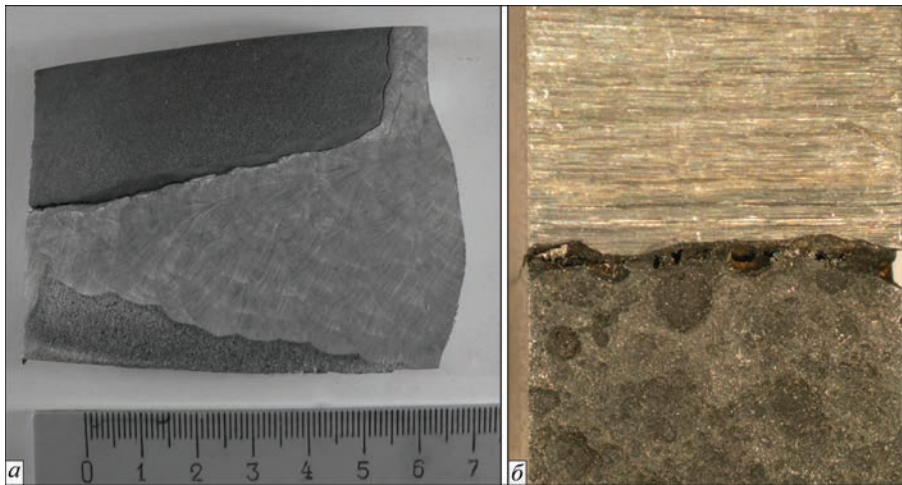


Рис. 2. Макроструктура зразка зварного з'єднання: *a* — вид в поперечному перерізі; *б* — вид на внутрішню поверхню, яка контактує з робочим середовищем 2-го контуру [7]

– зростання магістральної тріщини носить стадійний характер і супроводжується інтенсивним окисленням її поверхні;

– ініціювання тріщини відбувається в зоні лінії сплавлення різнорідних матеріалів композитного зварного з'єднання, що супроводжується інтенсивним розчиненням основного металу з розвитком осередка локальної корозії.

Таким чином, руйнування має переважно корозійно-механічну природу і може бути ідентифіковано як корозійне розтріскування під напруженням, обумовлене певним характером і рівнем напружено-деформованого стану та одночасним впливом корозійного середовища в «кишені» колектора.

Крім того, в окремих мікрозонах зразка металографічним аналізом чітко визначено наявність зміненого шару, що примикає до основного металу [7]. Цей шар металу є наслідком сильного переміщення металу аустенітного шва та вуглецевої сталі; його хімічний склад має знижений вміст Cr і Ni, що відповідає мартенситній області фазової діаграми Шеффлера. Результати виміру мікротвердості металу зміненого шару і аустенітного металу шва свідчать про більш високу твердість цього шару, що характерно для мартенситу. У структурі шару з підвищеною твердістю виявлено прошарки голчастої мартенситної структури, які могли ініціювати утворення тріщин як відразу після виготовлення, так і в процесі експлуатації.

Мета роботи. В рамках вирішення проблем безпечної експлуатації атомних енергоблоків ВВЕР-440 проведено математичне моделювання теплових процесів, мікроструктурних фазових перетворень і залишкових напружень при зварюванні композитного зварного з'єднання Ду-1100 перехідної втулки колектору теплоносія до патрубку корпусу парогенератора ПГВ-440 для подальшого

аналізу характеру та причини виникнення пошкоджень, що виникають в даному з'єднанні, та їх вплив на ресурс зварного вузла.

Розробка математичної моделі НДС при зварюванні КЗЗ. Для розрахункового прогнозування залишкових напружень в зоні КЗЗ перехідної втулки колектору до патрубка Ду-1100 парогенератора використовувалися методи пружно-в'язко-пластичного аналізу термодформаційних процесів під час виконання наплавлення крайки патрубка парогенератора, проміжної термообробки і заповнення розділки зварного з'єднання багатопрхідним зварюванням. Хоча вважається, що маловуглецева перлітна сталь 22 К не є схильною до утворення загартованих структур під дією зварювальних термічних циклів, тим не менш моделювання мікроструктурних фазових перетворень проводилось для більш детального аналізу цього питання. Для визначення релаксації залишкових напружень після наплавлення крайки проводилось моделювання процесів повзучості під час проміжної термообробки.

Враховуючи частково симетричну конструкцію зварного вузла і можливість ефективного використання допущення швидкорухомого джерела зварювального нагріву для моделювання температурних розподілів та НДС кільцевих зварних з'єднань [11] була побудована 2D скінченно-елементна модель вузла з'єднання перехідної втулки до патрубка Ду-1100 парогенератора при допущенні осьової симетрії останнього (рис. 1). Схема моделі і граничні умови зварного вузла, скінченно-елементна сітка в зоні зварного з'єднання представлені на рис. 3–4.

Температурна задача вирішувалася при допущенні швидкорухомого джерела нагріву, що дозволило використовувати двомірну скінченно-елементну модель в поперечному перерізі зварного

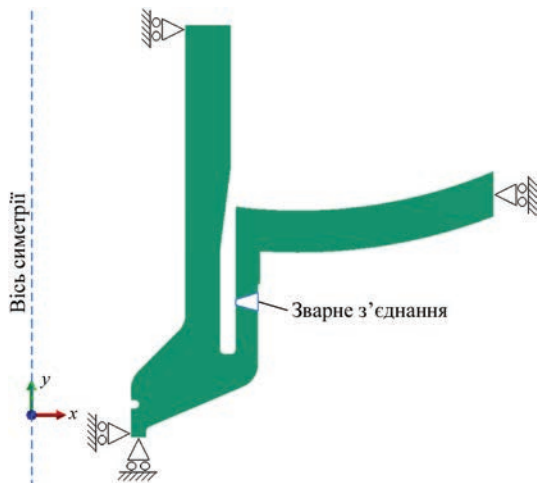


Рис. 3 Схема 2D моделі (обертально-симетрична відносно осі Y) вузла зварного з'єднання і граничні умови

з'єднання (рис. 2). Для моделювання температурних розподілів при виконанні зварювальних проходів застосовувалося рівняння нестационарної теплопровідності, яке включає врахування об'ємного зварювального джерела нагріву $W(x, y, t)$ [11]

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

де ρ — щільність матеріалу; c — питома теплоємність; λ — коефіцієнт теплопровідності; T — температура матеріалу,

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

де Q — ефективна потужність зварювального джерела нагріву; x_0, y_0 — координати центру дже-

рела нагріву і a, b — відповідні розміри (ширина і глибина) зони ефективного нагріву в напрямках x, y . Час нагріву металу кожного зварного 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 проходками 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.

Нестационарний концентрований нагрів викликає появу високих температурних напружень, а також утворення пластичних деформацій в матеріалах зварного з'єднання. З урахуванням гіпотези «плоскої деформації» рішення задачі по визначенню розподілів просторових компонент напружень і деформацій отримано за допомогою двомірної моделі поперечного перерізу зварного з'єднання в пружнопластичній постановці, тобто тензор деформацій може бути представлений у вигляді суми тензорів:

$$\epsilon_{ij} = \epsilon_{ij}^e + \epsilon_{ij}^p, \quad (i, j = x, y, z), \quad (4)$$

де ϵ_{ij}^e — тензор пружних деформацій; ϵ_{ij}^p — тензор пластичних деформацій. Компоненти тензорів

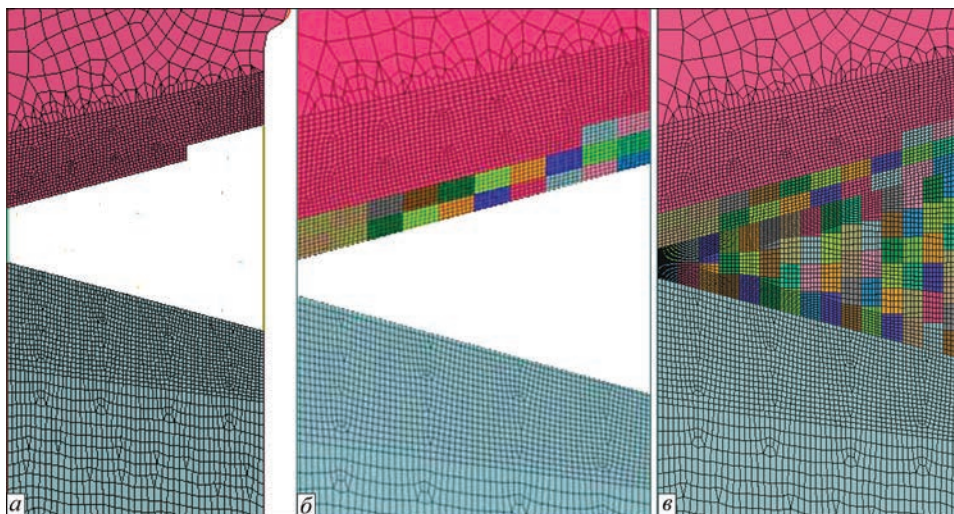


Рис. 4 Скінченно-елементна сітка в зоні зварного з'єднання: a — до наплавлення і зварювання; b — після наплавлення крайки; v — після зварювання

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

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi), \quad (5)$$

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; $K = \frac{1-2\nu}{E}$ — модуль 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:

$$\varphi = \alpha(T - T_0), \quad (6)$$

де α — коефіцієнт відносного температурного видовження матеріалу.

При зварюванні сталей, чутливих до термічного циклу зварювання, для даного зварного з'єднання — в перлітній сталі К22 в ЗТВ можуть відбуватися мікроструктурні перетворення з помітними об'ємними змінами, врахування яких впливає на кінетику розподілу зварювальних напружень і деформацій. Сумарний ефект об'ємних змін від температури T_0 до $T(t)$ визначається за [11]:

$$3\varphi = \frac{\sum V_j(T,t)\gamma_j(T) - \sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}{\sum V_j(T_0)\gamma_j(T_0)}, \quad (7)$$

$(j = m, b, fp, a),$

де $\gamma_j(T)$ — об'єм одиниці маси j -ої фази при температурі T , $V_j(T)$ — частка (в долях від одиниці) j -ої фази при температурі T , індекси m, b, fp, a — відповідно мартенсит, бейніт, ферито-перліт, аустеніт.

Величини $V_j(T)$ для низьколегованих сталей можуть визначатись в залежності від вмісту вуглецю $C, \%$ [12]:

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

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 °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:

$$\begin{aligned} V_j(T) &= V_j^{\max} \left[1 - \exp \left(a_j \frac{T_{sj} - T}{T_{sj} - T_{ej}} \right) \right] \\ a_j &= -2,7 (j = m, fp, b); \\ V_a(T) &= 1 - \sum_{m,fp,b} V_j(T), \end{aligned} \quad (9)$$

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

Значення температур початку $T_s^{(j)}$ та кінця $T_e^{(j)}$ перетворень j -ої фази, а також її масової частки в кінцевій мікроструктурі після охолодження V_j^{\max} для сталі 22К визначались на основі використання параметричних (регресійних) рівнянь для низьколегованих сталей в залежності від їх хімічного складу та характерного часу охолодження $\Delta t_{8/5}$, с (час охолодження від температури 800 до 500 °C) [12, 13]:

$$\begin{aligned} V_m^{\max} &= 0,5 \left[1 - \operatorname{erf} \frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_m^{50}}{\ln S_m} \right]; \\ V_{fp}^{\max} &= 0,5 \left[1 + \operatorname{erf} \frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_{fp}^{50}}{\ln S_{fp}} \right]; \\ V_b^{\max} &= 1 - V_m^{\max} - V_{fp}^{\max}. \end{aligned} \quad (10)$$

В аустенітній сталі 08X18H10T і зварювальних матеріалах EA-395/9 (Св-10X16H25AM6), EA-400/10T (Св-04X19H11M3) мікроструктурні фазові перетворення не моделюються.

Для аналізу можливого мікроструктурного фазового складу в зоні наплавлення крайок і зварювання патрубку зі сталі 22К була розглянута термокінетична діаграма розпаду аустеніту (рис. 5) для виплавки сталі [14], близької за хімічним складом (C 019 %, Si 0,294 %, Mn 0,67 %, S 0,011 %, P 0,074 %). Видно, що при високих швидкостях охолодження (30 °C/с і вище) металу патрубка під час наплавлення крайок аустенітним матеріалом, або при наступному багатопрхідному зварюванні кільцевого стикового з'єднання утворюється перлітно-бейнітно-мартенситна структура з можливим максимальним вмістом мартенситу приблизно до 30 %.

Пластичні деформації пов'язані з напруженим станом рівнянням теорії пластичної неізотермічної течії, асоційованої з умовою плинності Мізеса:

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma), \quad (i, j = x, y, z), \quad (11)$$

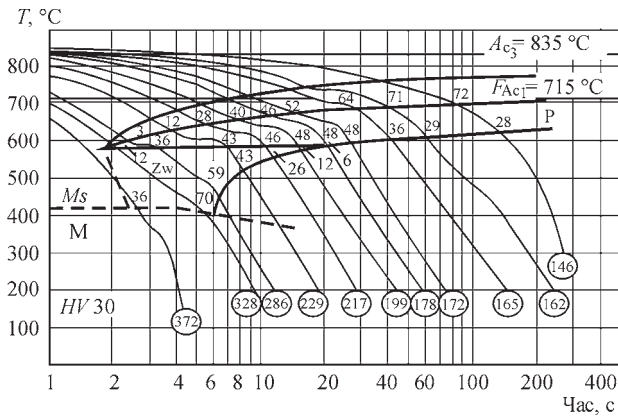


Рис. 5. Термокінетична діаграма розпаду аустеніту для вилиття сталі, близької до сталі 22 К за хімічним складом (C 019 %, Si 0,294 %, Mn 0,67 %, S 0,011 %, P 0,074 %) [14]

де $\partial \varepsilon_{ij}^p$ — приріст 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:

$$\begin{aligned} d\lambda &= 0, \text{ якщо } f = \sigma_i^2 - \sigma_y^2(T) < 0, \\ &\text{або } f = 0 \text{ при } df < 0; \\ d\lambda &> 0, \text{ якщо } f = 0 \text{ і } df > 0; \\ &\text{стан } f > 0 \text{ неприпустимий,} \end{aligned} \quad (12)$$

де σ_i — інтенсивність напружень

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

$\sigma_y(T)$ — межа плинності матеріалу при температурі T .

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 рішення шукається, якщо відомо повне рішення 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 приростами тензора деформацій $\Delta \varepsilon_{ij}$ і тензором напружень σ_{ij} відповідно до [11] можна записати у вигляді:

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) + \delta_{ij}(K\sigma) - b_{ij}, \quad (13)$$

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

$$\psi = \frac{1}{2G}, \text{ якщо } f < 0, \psi > \frac{1}{2G}, \text{ якщо } f > 0, \text{ стан } f > 0 \text{ є неприпустимим,} \quad (14)$$

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

$$b_{ij} = \left[\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma) \right]_{t-\Delta t} + \delta_{ij}\Delta\varphi \quad (15)$$

$(i, j = x, y, z).$

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 з перемінним модулем зсуву, який дорівнює $1/2\psi$, і додатковими деформаціями b_{ij} . Для реалізації такої лінеаризованої задачі застосовують чисельні методи.

Фізико-механічні властивості матеріалів.

Для розрахунків температурних полів при зварювальному нагріві використовувалися значення коефіцієнту теплопровідності λ і об'ємної теплоємності (c_p) матеріалів зварного з'єднання в залежності від температури (рис. 6, а, б). Для розрахунку деформаційних процесів використовувалися значення температурного коефіцієнта лінійного розширення α , межі плинності σ_y , модуля пружності E і коефіцієнта Пуассона ν матеріалів також в залежності від температури (рис. 6, в-е). Залежності теплофізичних і механічних властивостей матеріалів від температури отримані згідно довідників [13, 15], а також розрахунком за хімічним складом [16].

Більшість властивостей перлітної сталі 22К (рис. 6, а-г) суттєво відрізняються від властивостей аустенітної жаростійкої сталі 08X18H10T і зварювальних матеріалів EA-395/9 (Св-10X-16H25AM6), EA-400/10T (Св-04X19H11M3). Тільки модуль Юнга і коефіцієнт Пуассона є близькими за значеннями у всьому температурному діапазоні нагріву (рис. 6 д, е).

Розробка математичної моделі релаксації і перерозподілу залишкових напружень під час термообробки. Згідно з даними паспортів (ПТД) [9, 10] при виконанні композитних зварних з'єднань патрубка парогенератора Ду-1100 з перехідною втулкою колектору після попереднього наплавлення на крайку патрубка зі сталі 22 К в два шари аустенітного матеріалу проводилась термообробка за режимом високого відпуску $640 + 20$ °C протягом 9 год. Після виконання зварювальних проходів з'єднання перехідної втулки до патрубка парогенератора з попередньо наплавленою крайкою відпуск для зняття залишкових напружень не проводився.

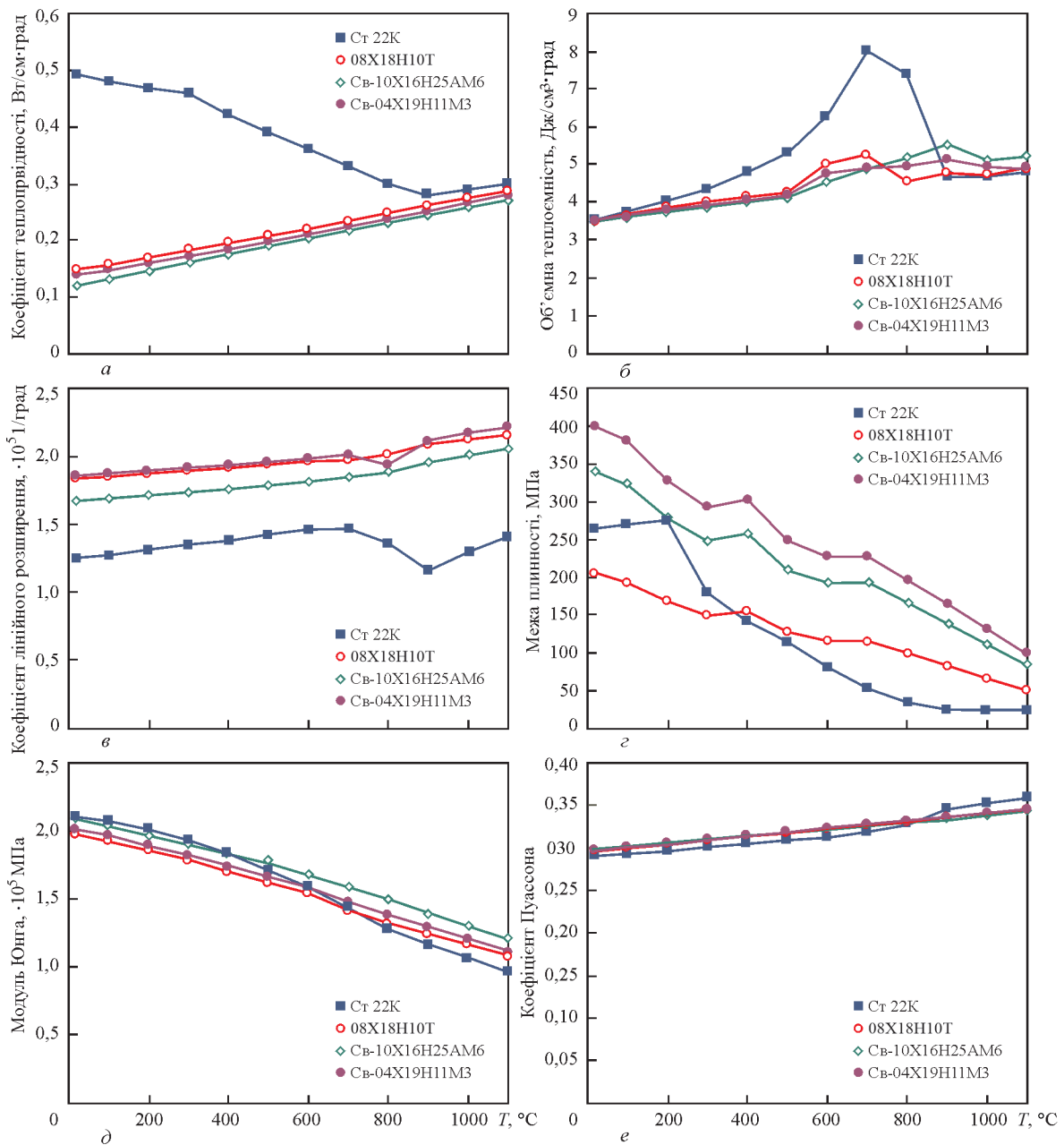


Рис. 6. Механічні та теплофізичні властивості основних матеріалів сталі 22К, сталі 08X18H10T і зварювальних матеріалів EA-395/9 (Св-10X16H25AM6), EA-400/10T (Св-04X19H11M3) в залежності від температури [13–15]: а — коефіцієнт теплопровідності; б — об’ємна теплоємність; в — коефіцієнт лінійного температурного розширення; г — межа плинності; д — модуль Юнга; е — коефіцієнт Пуассона

При проведенні математичного моделювання процесу термообробки після попереднього наплавлення на крайку патрубку визначення нестационарного температурного поля реалізувалося за рахунок конвекційного теплообміну на поверхнях при поступовому нагріванні навколишнього середовища, витримки і подальшого досить повільного охолодження. Нестационарні граничні умови відповідали рівномірному підвищенню температури T_{out} навколишнього середовища зі швидкістю 30 °C/год в процесі нагрівання до 650 °C, витримці протягом 9 год і зниженню до 20 °C зі швидкістю 30 °C/год при охолодженні (рис. 7).

Початкові і граничні умови крайової задачі визначення температурних розподілів в патрубці з наплавленими крайками при термообробці:

$$\begin{aligned} \text{при } t = 0, T_{out}(0) = 20 \text{ }^\circ\text{C}, T(0) = 20 \text{ }^\circ\text{C}, \\ q = -h(T_{out}(t) - T), \\ (T_{out}(t) = 30 \text{ }^\circ\text{C/год} \cdot t, T_{out}^{\max} = 650 \text{ }^\circ\text{C}. \end{aligned}$$

Коефіцієнт тепловіддачі з поверхні патрубка 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

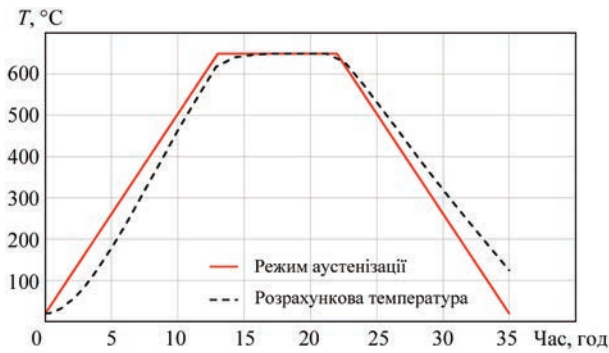


Рис. 7. Графік зміни температури матеріалу патрубку з наплавленими крайками в процесі термообробки

розробленій моделі окремо не моделювався, його вклад враховувався в деякому підвищенні значення коефіцієнту теплопровідності.

Тривалий процес нагріву до температури витримки 650 °С викликає процеси високотемпературної повзучості в матеріалі патрубку і аустенітної наплавки, що призводить до релаксації і перерозподілу залишкових напружень в зоні наплавлення.

У розробленій моделі задача визначення НДС при термообробці вирішувалася у в'язкопружно-пластичній постановці [11]:

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p + \varepsilon_{ij}^{cr} \quad (i, j = x, y, z), \quad (16)$$

де швидкість деформацій повзучості визначалася за допомогою закону Бейлі–Нортон [11]:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{cr} = A \sigma_{eq}^n. \quad (17)$$

Для сталі перлітного класу 22К при температурі 650°C при визначенні швидкості деформацій температурної повзучості можуть бути прийняті наступні коефіцієнти $A = 1,73 \cdot 10^{-14}$, $n = 5$ [11], а для аустенітних матеріалів наплавлення крайок патрубку ПГ $A = 6,948 \cdot 10^{-14}$, $n = 6,22$ [17].

Результати математичного моделювання температурних розподілів і мікроструктурних фазових перетворень. Результати моделювання мікроструктурних перетворень в металі КЗЗ під час зварювального нагріву ($T_{\text{підігріву}} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$) і подальшого охолодження показали (рис. 8) наяв-

ність локального утворення загартованих структур в ЗТВ металу патрубку ПГ (сталь 22К). На рис. 9 представлені графіки зміни в процесі зварювання і подальшого охолодження мікроструктурного фазового стану в характерній точці ЗТВ основного матеріалу ПГ, де отримано максимальний залишковий вміст мартенситу, для різних значень температури підігріву. Застосування при зварюванні КЗЗ попереднього підігріву на рівні $T_{\text{підігріву}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$ дозволяє знизити максимальний відносний вміст мартенситу в ЗТВ з 50 до 20 % у порівнянні зі зварюванням без підігріву.

Результати математичного моделювання залишкових напружень після зварювання і після термообробки. На рис. 10 представлені розподіли залишкових напружень після наплавлення крайки патрубку ПГ КЗЗ 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 компонента (рис. 10, а) характеризується низьким рівнем напружень і локальними зонами максимальних розтягуючих напружень до 250 МПа в аустенітному матеріалі наплавлення. Осьова (відносно осі патрубку) компонента (рис. 10, б) також характеризується загальним низьким рівнем напружень і локальними зонами максимальних розтягуючих напружень до 300 МПа в основному матеріалі патрубку ПГ, який примикає до аустенітного металу шва на внутрішній і зовнішній поверхнях патрубку. Для кругової компоненти залишкових напружень (рис. 10, в) визначені розтягуючі напруження (до 400 МПа) в зоні основного матеріалу патрубку ПГ, який примикає до аустенітного металу зварного шва.

Після проведення термообробки ($T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{\text{витримки}} = 9 \text{ год}$) рівень залишкових напружень від наплавлення крайок патрубку ПГ значно знижується: максимальні радіальні напруження розтягу до 120 МПа (рис. 11, а), осьові — до 130 МПа (рис. 11, б), кругові — до 190 МПа (рис. 11, в).

Після виконання багатопрохідного зварювання отримані дуже нерівномірні розподіли залиш-

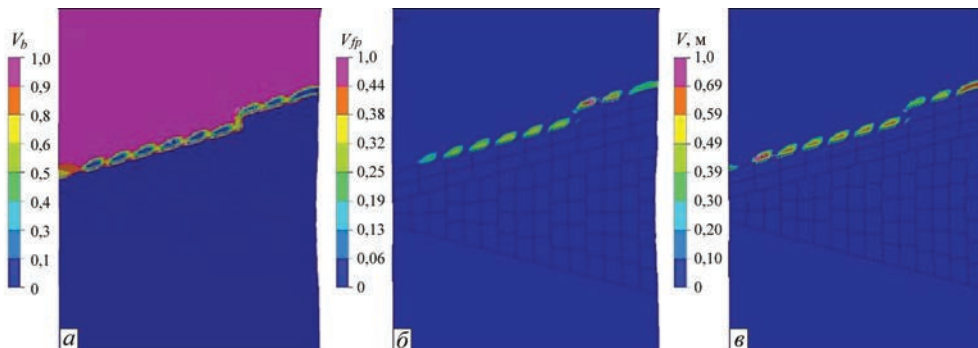


Рис. 8. Результати моделювання залишкового мікроструктурного складу в зоні КЗЗ при $T_{\text{підігріву}} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$: а — бейніт; б — фєрито-перлит; в — мартенсит

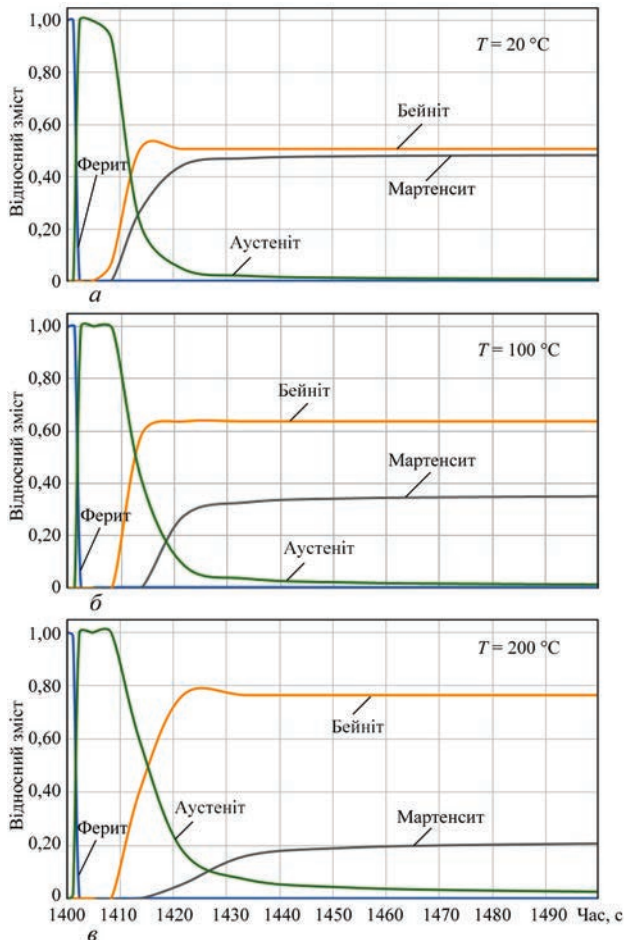


Рис. 9. Кінетика мікроструктурних фазових перетворень в характерній точці ЗТВ основного матеріалу патрубку ПГ (сталь 22К) для різних температур попереднього підігріву: *a* — без підігріву; *b* — $T_{\text{підігріву}} = 100 \text{ }^\circ\text{C}$; *v* — $T_{\text{підігріву}} = 200 \text{ }^\circ\text{C}$

кових напружень. Радіальна компонента в зоні зварного з'єднання (рис. 12, *a*) характеризується низьким рівнем напружень і локальними зонами максимальних розтягуючих напружень до 140 МПа в основному матеріалі патрубку ПГ, який примикає до аустенітного металу шва. Осьові залишкові напруження (рис. 12, *b*) мають на внутрішній поверхні з'єднання локальну зону максимальних розтягуючих напружень до 200 МПа на внутрішній поверхні в основному матеріалі патрубку ПГ, який примикає до аустенітного металу шва, і розтягуючі напруження до 400 МПа зовнішній поверхні з'єднання. Найбільш високі розтягуючі напруження (до 450 МПа) визначені для кругової компоненти залишкових напружень (рис. 12, *v*) в зоні основного матеріалу патрубку ПГ, який примикає до аустенітного металу зварного шва, а також в матеріалі зварного шва ближче до зовнішньої поверхні з'єднання.

Таким чином, після моделювання зварювання КЗЗ отримані досить високі залишкові напруження розтягу. Особливо це небезпечно на внутрішній поверхні з'єднання, яка під час експлуатації кон-

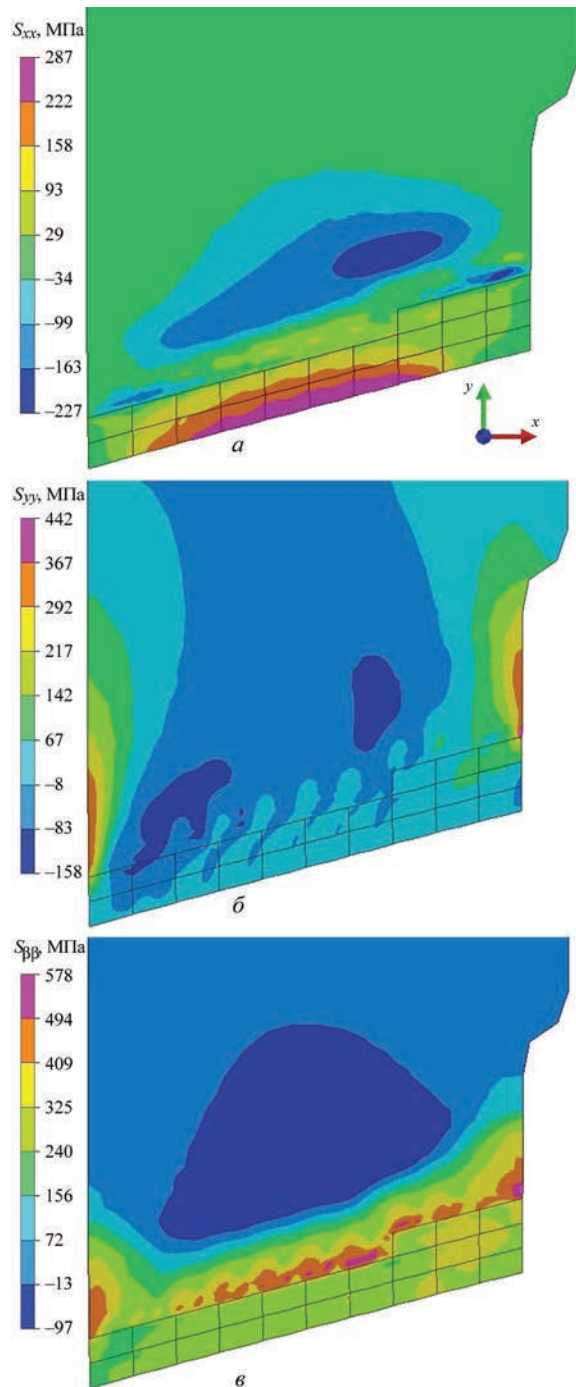


Рис. 10. Залишкові напруження після наплавлення крайки патрубку ПГ: *a* — радіальні σ_{xx} ; *b* — осьові σ_{yy} ; *v* — кругові $\sigma_{\phi\phi}$ тактує з корозійною середою теплоносія, а також в зоні примикання (сплавлення) матеріалу патрубку, а саме, сталі перлітного класу до аустенітного металу наплавлення (зварного шва). В цій зоні існує висока вірогідність утворення дефектів несучільності при зварюванні, що може негативно впливати на міцність ПГ при подальшій довгостроковій експлуатації.

Побудовані графіки розподілу залишкових напружень (рис. 14) і експлуатаційних напружень (при нормальних умовах експлуатації (НУЕ), а також сумарних експлуатаційних і залишкових) (рис. 15) в

середньому перерізі (а-а на рис. 13) зварного з'єднання. Вплив залишкових напружень на напружений

стан вузла КЗЗ досить значний, а саме, в зоні наплавлення і примикання (сплавлення) матеріалу перлітної сталі патрубка до аустенітного металу наплавлення відбувається помітне підвищення сумарних напружень у порівнянні з експлуатаційними без врахування залишкових напружень (рис. 15, а, в).

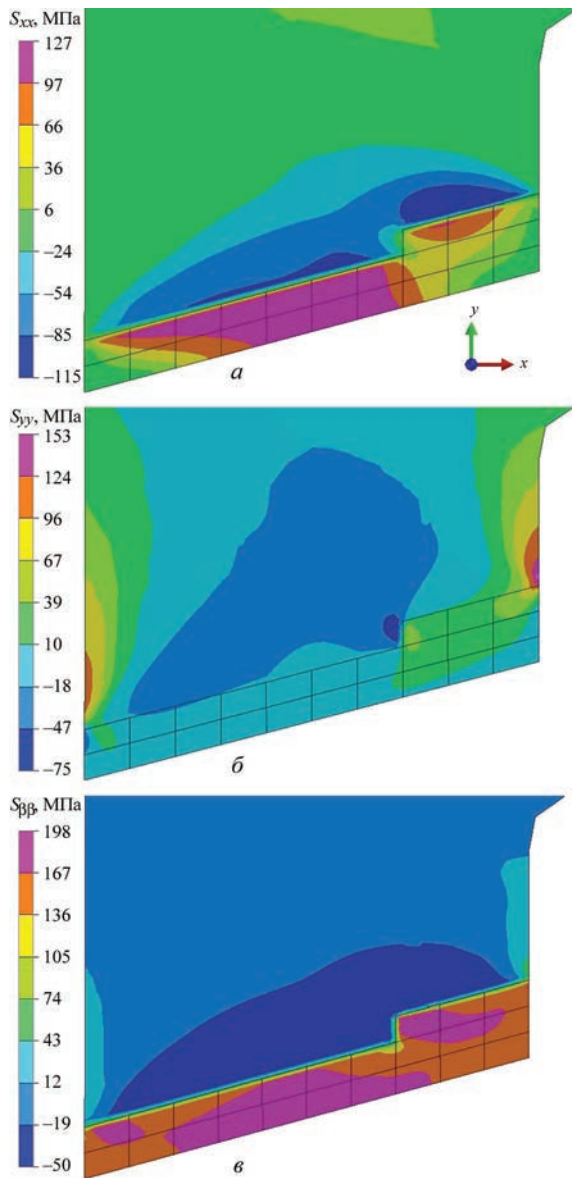


Рис. 11. Залишкові напруження після термообробки крайки патрубка ПГ ($T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{вигримки}} = 9\text{ год}$): а — радіальні σ_{xx} ; б — осьові σ_{yy} ; в — кругові $\sigma_{\phi\phi}$

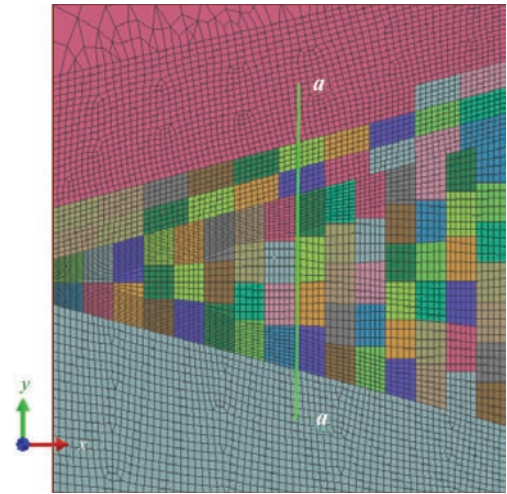


Рис. 13. Переріз зварного з'єднання для визначення характерних розподілів напружень

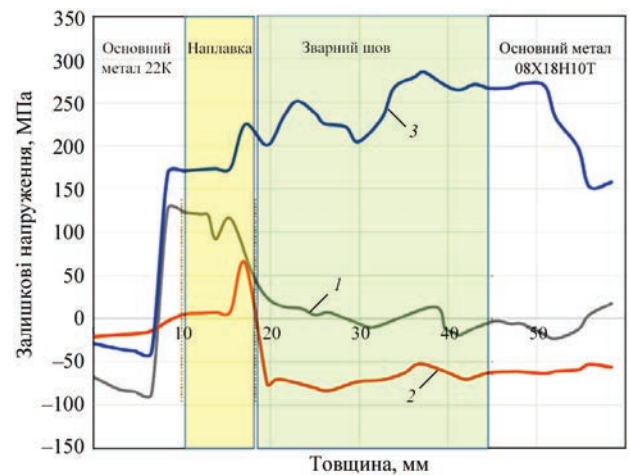


Рис. 14. Розподіли залишкових напружень в середньому перерізі (а-а на рис. 13) зварного з'єднання: 1 — радіальні σ_{xx} ; 2 — осьові σ_{yy} ; 3 — кругові $\sigma_{\phi\phi}$

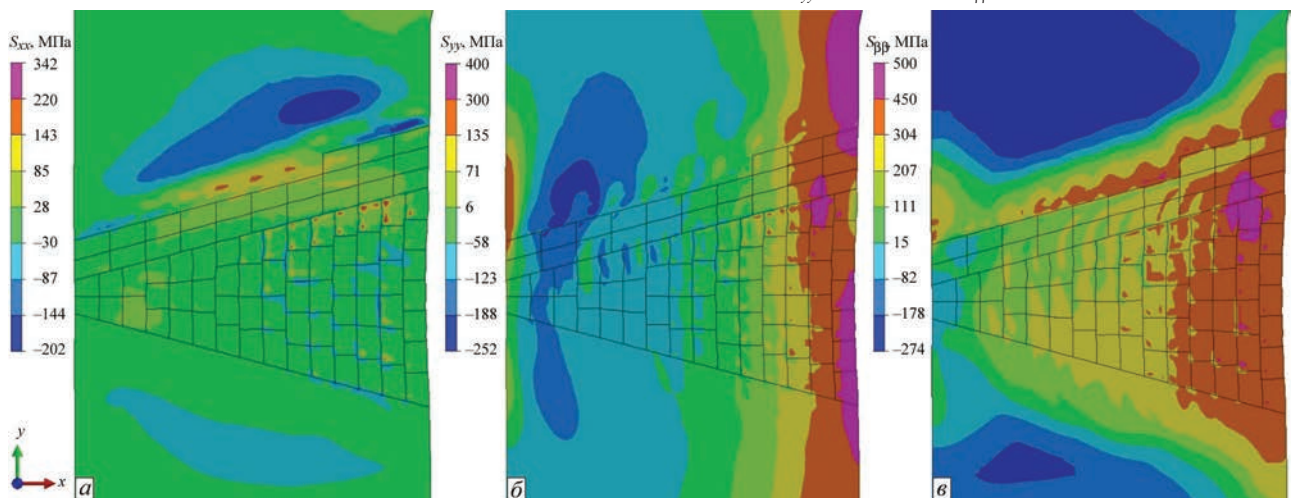


Рис. 12. Залишкові напруження в КЗЗ після зварювання: а — радіальні σ_{xx} ; б — осьові σ_{yy} ; в — кругові $\sigma_{\phi\phi}$

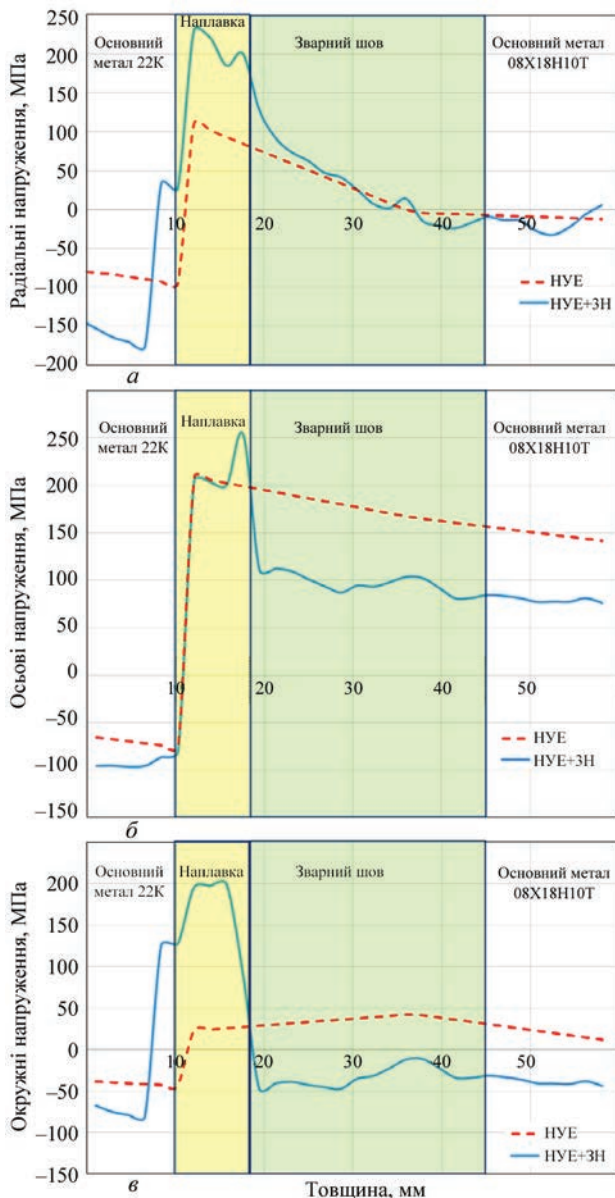


Рис. 15. Розподіли експлуатаційних напружень (експлуатаційних при НУЕ, а також сумарних експлуатаційних і залишкових) в середньому перерізі (а–а на рис. 13) зварного з’єднання: а — радіальні σ_{xx} ; б — осьові σ_{yy} ; в — кругові $\sigma_{\theta\theta}$

Висновки

Аналіз результатів математичного моделювання теплових процесів, мікроструктурних фазових перетворень і НДС в композитному зварному з’єднанні колектору з перехідною втулкою парогенератора ПГВ-440 показав:

при зварюванні без підігріву залишковий вміст загартованих структур в ЗТВ металу патрубку (Ст22К) може досягати 65 %. Застосування попереднього (супутнього) підігріву ($T \geq 200 \text{ }^\circ\text{C}$) дозволяє суттєво знизити відносний вміст мартенситу в основному матеріалі на границі сплавлення з аустенітним матеріалом шва. Але, враховуючи можливі порушення технології наплавлення і зварювання при виготовленні парогенератору, треба

припускати наявність загартованих структур в ЗТВ металу патрубка і зниження характеристик тріщиностійкості матеріалу;

непроведення остаточної термообробки після зварювання призводить до утворення складного характеру розподілу залишкових напружень з високими напруженнями розтягу як в зоні перлітного матеріалу патрубка, так і в зонах аустенітних матеріалів зварного шву і перехідної втулки колектору;

визначені досить високі залишкові напруження розтягу на внутрішній поверхні композитного з’єднання, яка під час експлуатації контактує з корозійною середою теплоносія, а також в зоні сплавлення матеріалу перлітної сталі патрубка до аустенітного металу зварного шва, в якій існує висока вірогідність утворення дефектів несучільності при зварюванні, що може негативно впливати на міцність і структурну цілісність зварного вузла ПГ при подальшій довгостроковій експлуатації.

Список літератури

1. Махненко В.И., 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. и др. (2010) Риск образования карбидов и σ -фазы при сварке высоколегированных хромоникелевых сталей. *Там же*, **12**, 9–12.
3. Wenchun J., Wanchuck W., Yun L. et al. (2017) Residual Stress Distribution in a Dissimilar Weld Joint by Experimental and Simulation study. *J. of Pressure Vessel Technology*, **139**, 011422-1-011422-10.
4. Deng D., Ogawa K., Kiyoshima S. et al. (2009) Prediction of residual stresses in a dissimilar metal welded pipe with considering cladding, buttering and post weld heat treatment. *Computational Material Sci.*, **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. Ходаков В.Д., Харина И.Д., Корнеев А.Е. (2008) Исследование характера и причины поврежденной разнородных сварных соединений узла приварки переходного кольца к патрубку Ду1100 Нововоронежской и Кольской АЭС. *Сб. тр. 10-й Межд. конф., СПб., октябрь 2008*. Т. 2. СПб, Прометей.
7. Вardanян А.М. (2017) *Оценка влияния условий эксплуатации на остаточный ресурс узлов парогенераторов энергоблоков ВВЕР-440*: афтореф. дис. ... канд. техн. наук. Ереван, НПУА.
8. *Парогенератор ПГВ-213*: Инструкция по эксплуатации У 213-И-553.
9. *Корпус парогенератора*: Паспорт. 1137.50.06.000 ПС.
10. *Корпус парогенератора*. Паспорт. 1137.50.07.000 ПС.
11. Махненко В.И. (2006) *Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций*. Киев, Наукова думка.
12. Касаткин О.Г., Зайффарт П. (2002) Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей. *Сб. тр. Междунар. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»*, г. Киев, сс. 103–106.
13. Зубченко А.С. (2003) (ред.) *Марочник сталей и сплавов*. Москва, Машиностроение.

14. Seyfarth, Meyer, Scharf (1992) Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder *Fachbuchreihe Schweißtechnik*, 110. Düsseldorf, DVS Verlag.
15. (2003) *Механические свойства конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии*. Лебедев А.А. (ред.). Киев, Изд. дом «Ин Юре».
16. Saunders N., Guo U.K., Li X. et al. (2003). Using JMatPro to model materials properties and behavior. *JOM*, **55**, 60–65. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>
17. Margolin B.Z., Gulenko A.G., Kursevich I.P. et al. (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.

References

1. Makhnenko, V.I., 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, V.I., Kozlitina, S.S., Dzyubak, L.I. et al. (2010) Risk of formation of carbides and α -phase in welding of high-alloy chrome-nickel steels. *The Paton Welding J.*, **12**, 5-8.
3. Wenchun, J., Wanchuck, W., Yun, L. et al. (2017) Residual stress distribution in a dissimilar weld joint by experimental and simulation study. *J. of Pressure Vessel Technology*, **139**, 011422-1-011422-10.
4. Deng, D., Ogawa, K., Kiyoshima, S. et al. (2009) Prediction of residual stresses in a dissimilar metal welded pipe with considering cladding, buttering and post weld heat treatment. *Computational Material 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. Khodakov, V.D., Kharina, I.D., Korneev, A.E. (2008) Examination of nature and damage causes of dissimilar welded joints in welding of transition ring to branch pipe Du1100 assembly at Novovoronezhsky and Kolsky NPP. In: *Proc. of 10th Int. Conf. (St.-Petersburg, October 2008)*. Vol. 2, St.-Petersburg, Prometej.
7. Vardanyan, A.M. ((2017) *Evaluation of influence of service conditions on residual life of assemblies of steam generators of power units WWER-440*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Tech. Sci. Degree. Erevan, NPUA [in Russian].
8. Steam generator PGV-213: Operating manual U 213-I-553 [in Russian].
9. *Steam generator body: Certificate*. 1137.50.06.000 PS [in Russian].
10. *Steam generator body: Certificate*. 1137.50.07.000 PS [in Russian].
11. Makhnenko, V.I. (2006) *Safe service life of welded joints and assemblies of modern structures*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
12. Kasatkin, O.G., Seyfarth, P. (2002) Calculation models for evaluation of mechanical properties of HAZ metal in welding of low-alloyed steels. In: *Proc. of Int. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes*. Kyiv, 103-106.
13. (2003) *Steel and alloy grades*. Ed. by A.S. Zubchenko. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
14. Seyfarth, Meyer, Scharf (1992) Großer Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder *Fachbuchreihe Schweißtechnik*, 110. Düsseldorf, DVS Verlag.
15. (2003) *Mechanical properties of structural materials in complex stress state*. Ed. by A.A. Lebedev. Kyiv, In Yure [in Russian].
16. Saunders, N., Guo, U.K., Li, X. et al. (2003). Using JMatPro to model materials properties and behavior. *JOM*, **55**, 60-65. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>
17. Margolin, B.Z., Gulenko, A.G., Kursevich, I.P. et al. (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 A COMPOSITE WELDED JOINT OF THE COLLECTOR ADAPTER SLEEVE TO THE BRANCH PIPE OF ZPM-440 STEAM GENERATOR

A.A.Makarenko¹, O.V.Makhnenko²

¹ STC of E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: makhnenko@paton.kiev.ua

Composite welded joints of dissimilar materials, usually steel of ferrite-pearlite (bainite) and austenite classes were used in elements of equipment and pipelines of operating nuclear power plants (NPP). The considerable difference in chemical composition of base material and welding consumables leads to chemical and structural inhomogeneity of metal in the joint zone, and the difference in the coefficients of thermal expansion of the materials during welding and postweld heat treatment results in formation of high unrelaxed residual stresses, which significantly influence the strength, fatigue life and corrosion resistance of equipment elements. Considerable difficulties of experimental measurement of residual stresses make it complicated to take them into account at determination of the service life of nuclear power plant elements. Damage of the Dn-1100 welded joint in the welded assembly of the coolant collector adapter sleeve from 08Kh18N10T stainless steel and the branch pipe of the steam generator body from 22K steel is one of the problems in safe operation of WWER-440 nuclear power units. In this connection, the methods of mathematical modeling were used to perform analysis of the microstructural phase composition and residual stresses, arising in this joint in welding, and of their influence on the service life of the welded assembly. Analysis of the results of mathematical modeling of the thermal processes, microstructural phase transformations and stress-strain state (SSS) in the composite welded joint showed that hardened structures in the HAZ of branch pipe metal (St22K) and lowering of the material crack resistance characteristics can be found at violation of surfacing and welding technology during steam generator manufacture, namely non-compliance with the conditions of preheating and concurrent heating ($T \geq 200$ °C). Rather high residual tensile stresses were determined on the composite joint inner surface, which is in contact with the coolant corrosive medium in operation, as well as in the zone of contact (fusion) of the material of branch pipe pearlitic steel to austenitic metal of the weld, where there is a high probability of discontinuity defect formation in welding. It may have a negative influence on the strength and structural integrity of the welded assembly of branch pipe of steam generator (SG) at further long-term service. 17 Ref., 15 Fig.

Keywords: composite welded joint, PGV-440 steam generator, heat-affected zone, microstructural phase transformations, residual stresses, mathematical modeling

Надійшла до редакції 08.03.2023