

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ДУГОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ АНТИКОРОЗІЙНОГО ШАРУ В КОРПУСІ РЕАКТОРА ВВЕР-1000 НА РОЗПОДІЛ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ

О.В. Махненко, О.С. Костеневич

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

Для обґрунтування подовження ресурсу безпечної експлуатації діючих корпусів реакторів ВВЕР-1000 необхідно враховувати залишкові напруження, які виникають під час виготовлення в результаті зварювального або наплавного нагріву, та їх перерозподілу після термообробки. Для циліндричної частини корпусів використовувалось автоматичне наплавлення під флюсом стрічковими електродами, а для поверхні патрубкової зони (внутрішня поверхня патрубків Ду850 та їх галтелі), а також інших важкодоступних місць корпусу – ручне дугове наплавлення покритими електродами. Процес та параметри режиму дугового антикорозійного наплавлення можуть значно впливати на мікроструктурний фазовий склад зони термічного впливу (ЗТВ) основного матеріалу, корпусної сталі 15X2НМФА, а також на розподіл залишкових напружень. За допомогою математичного моделювання виконано прогнозування мікроструктурних фазових перетворень в ЗТВ при напавленні захисного антикорозійного шару на основі експериментальної зварювальної термодинамічної діаграми розпаду аустеніту корпусної сталі 15X2НМФА, отримано розподіл залишкових напружень в корпусі реактора ВВЕР-1000 з урахуванням мікроструктурних перетворень при різних технологічних режимах дугового наплавлення. Порівняння результатів розподілу залишкових напружень після напавлення та термообробки при різних технологічних режимах показало наявність зони стискаючих напружень, які виникають в ЗТВ сталі 15X2НМФА внаслідок мартенситно-бейнітного перетворення. Бібліогр. 24, табл. 6, рис. 15.

Ключові слова: корпус реактора, ВВЕР-1000, антикорозійне дугове наплавлення, термообробка, залишкові напруження, мікроструктурні фазові перетворення, математичне моделювання, термодинамічна діаграма, сталь 15X2НМФА

В Україні більша частина атомних енергетичних реакторів відноситься до типу ВВЕР-1000, корпус якого виготовлено із товстостінних кованих обичайок із низьколегованої високоміцної сталі марки 15X2НМФА, які з'єднуються між собою за допомогою зварювання кільцевими швами. Для захисту від корозії внутрішня поверхня корпусу напавлена антикорозійним шаром із аустенітного матеріалу.

В даний час важливою науково-технічною задачею є подовження ресурсу безпечної експлуатації діючих корпусів реакторів (КР), для обґрунтування якого необхідно враховувати залишкові напруження (ЗН), які виникають в результаті зварювального або наплавного нагріву, та їх перерозподіл після термообробки. Технологічні параметри дугового антикорозійного наплавлення можуть значно впливати на мікроструктурний фазовий склад зони термічного впливу (ЗТВ) основного матеріалу, корпусної сталі 15X2НМФА, а також на розподіл залишкових напружень.

Відповідно до вимог нормативної документації [1] для виконання антикорозійних покриттів корпусу реактора слід застосовувати автоматичне дугове наплавлення зварювальною стрічкою під флюсом (основний рекомендований спосіб), або ручне дугове наплавлення покритими електродами.

Махненко О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8583-0163>, Костеневич О.С. – <https://orcid.org/0000-0002-7427-2805>
© О.В. Махненко, О.С. Костеневич, 2020

ми, або аргонодугове наплавлення. Згідно з документацією заводу-виробника [2] для циліндричної частини КР використовувалось автоматичне наплавлення під флюсом стрічковими електродами, а для поверхні патрубкової зони (внутрішня поверхня патрубків Ду850 та їх галтелі), а також інших важкодоступних місць корпусу – ручне дугове наплавлення покритими електродами.

Антикорозійне наплавлення КР виконувалось за два шари: перший шар із аустенітного матеріалу з підвищеним вмістом хрому і нікелю Св-07X25Н13, другий шар також із аустенітного матеріалу Св-04X20Н10Г2Б (Св-08X19Н10Г2Б), забезпечуючи загальну товщину напавлення 9 мм [1, 2]. Ручне дугове наплавлення виконувалось покритими електродами ЗІО-8 (перший шар) та ЭА-898/21Б (другий шар).

Технологічні параметри для автоматичного дугового наплавлення під флюсом (ОФ-10) стрічковими електродами становили [1, 3–6]: сила струму $I_{зв} = 600...750$ А, напруга $U_d = 32...36$ В, ширина стрічкового електроду $b = 40...60$ мм, температура попереднього та супутнього підігріву $T_n = 100...250$ °С, швидкість напавлення $v_n = 7...10$ м/год. Для ручного дугового наплавлення покритими електродами [1, 7, 8]: сила струму $I_{зв} = 130...150$ А, напруга $U_d = 26...30$ В, електроди

діаметром 4...5 мм, температура попереднього та супутнього підігріву $T_{п} = 100...250 \text{ }^\circ\text{C}$, швидкість наплавлення $v_{п} = 3 \text{ м/год}$.

Після виконання наплавлення внутрішньої поверхні КР проходив термічну обробку за режимом високого відпуску для релаксації залишкових напружень. Максимальна температура термообробки (ТО) могла складати $610 \text{ }^\circ\text{C}$ [2, 6], $620 \text{ }^\circ\text{C}$ [2, 5], $650...670 \text{ }^\circ\text{C}$ [1, 9], а тривалість витримки могла бути від 5 до 20 год.

Хімічний склад основного матеріалу КР сталі 15Х2НМФА (табл. 1) повинен відповідати вимогам ТУ 108-765-78 [10]. Теплофізичні і фізико-механічні властивості основного матеріалу і матеріалу наплавлення в залежності від температури приведені в [11, 12].

В роботі виконаний порівняльний аналіз результатів розрахункового визначення мікроструктурного фазового складу та механічних властивостей в ЗТВ основного матеріалу КР, а також розподілу залишкових напружень при різних тех-

нологічних режимах антикорозійного наплавлення і наступної термообробки. Для дослідження впливу технологічних параметрів дугового наплавлення на розподіл залишкових напружень використовувалась скінченно-елементна модель патрубкової зони КР ВВЕР-1000, до складу якої входять характерні ділянки наплавлення циліндричної частини КР і внутрішньої поверхні патрубків Ду850 (рис. 1).

При виконанні моделювання задавались наступні технологічні режими (табл. 2): для автоматичного дугового наплавлення під флюсом циліндричної обичайки патрубкової зони проводилась варіація ширини стрічкового електрода b та температури підігріву $T_{п}$, а також тривалості витримки при термообробці. Для внутрішньої поверхні патрубків Ду850, включаючи галтелі, моделювалось ручне дугове наплавлення покритими електродами при номінальному режимі.

Застосовувалося дві моделі джерела наплавного нагріву: стрічкове – для автоматичного

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 15Х2НМФА, мас. % [10]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P	V	As	Co
0,13...0,18	0,13...0,37	0,3...0,6	1,8...2,3	1,0...1,5	0,5...0,7	<0,3	<0,02	<0,02	0,10...0,12	<0,04	<0,03

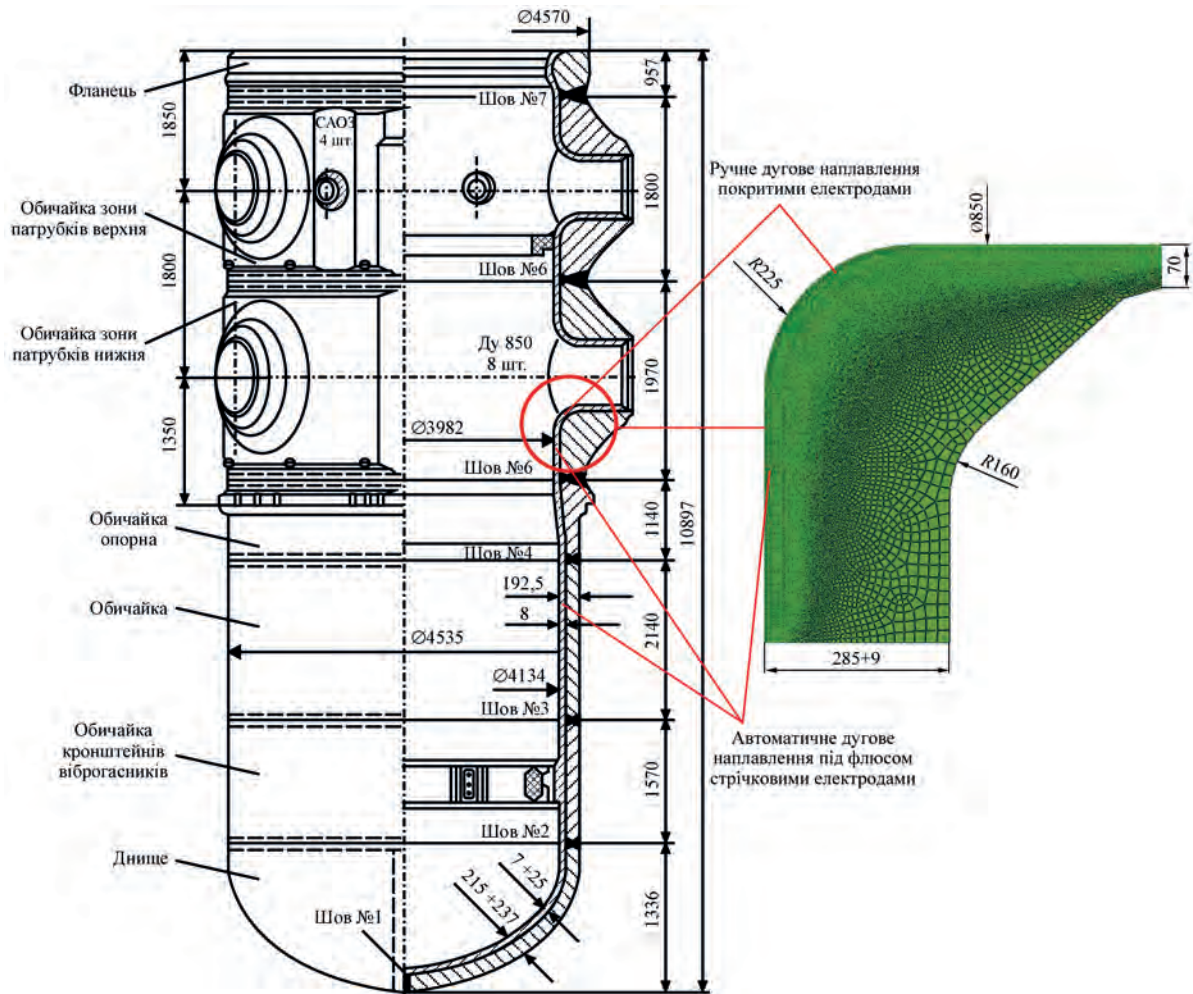


Рис. 1. Схема розташування зон ручного та автоматичного наплавлення антикорозійного шару на КР ВВЕР-1000 та скінченно-елементна модель патрубкової зони [1, 2]

Таблиця 2. Режими дугового наплавлення та термообробки, прийняті при розрахунках

Сила струму $I_{зв}$, А	Напруга U_d , В	Коефіцієнт ефективності η	Ефективна погонна енергія, кДж/мм	Швидкість наплавлення v_n , мм/с	Ширина валика b , мм	Температура підігріву T_n , °С	Час витримки при ТО, год ($T = 650$ °С)
Ручне дугове наплавлення покритими електродами							
150	30	0,75	4,066	0,83	15	250	20
150	30	0,75	4,066	0,83	15	250	10
150	30	0,75	4,066	0,83	15	250	5
Автоматичне дугове наплавлення під флюсом стрічковими електродами							
650	32	0,9	9,360	2,0	40	250	20
700	32	0,9	14,608	1,4	60	150	20
700	32	0,9	14,608	1,4	60	250	20
700	32	0,9	14,608	1,4	60	250	10
700	32	0,9	14,608	1,4	60	250	5

дугового наплавлення під флюсом циліндричної обичайки КР та точкове (або нормально-кругове), яке імітує ручне наплавлення покритими електродами для внутрішньої поверхні патрубку Ду850, а також галтелей. Задача нестационарної теплопровідності при дуговому напавленні була вирішена у двовимірній постановці з припущенням швидкорухомого джерела нагріву та осьової симетрії при послідовному нанесенні наплавних проходів з покроковим простежуванням в часі від початку нагріву металу кожного наплавного проходу до охолодження до температури супутнього підігріву. Розподіл теплової потужності стрічкового джерела W_1 та точкового джерела W_2 у двовимірній постановці в циліндричній системі координат може бути представлений відповідними залежностями (1) і (2) [13]:

$$W_1(r, z, t) = \frac{2Q\sqrt{K_r K_z}}{\pi v_n t_n \left[1 + \sqrt{\frac{K_z b}{\pi}} \right]} \times \exp \left[-K_r (r - r_o)^2 - K_z (z - z_o)^2 \right] \quad (1)$$

$$W_2(r, z, t) = \frac{2Q\sqrt{K_r K_z}}{\pi v_n t_n} \times \exp \left[-K_r (r - r_o)^2 - K_z (z - z_o)^2 \right], \quad (2)$$

де r, z – координати (радіальна та осьова) розглянутої точки КР; r_o, z_o – координати центру рухомого джерела нагріву; K_r, K_z – коефіцієнти зосередженості питомого теплового потоку; t_n – час нагріву; Q – ефективна потужність джерела нагріву ($Q = \eta I_{зв} U_d$); η – коефіцієнт ефективності

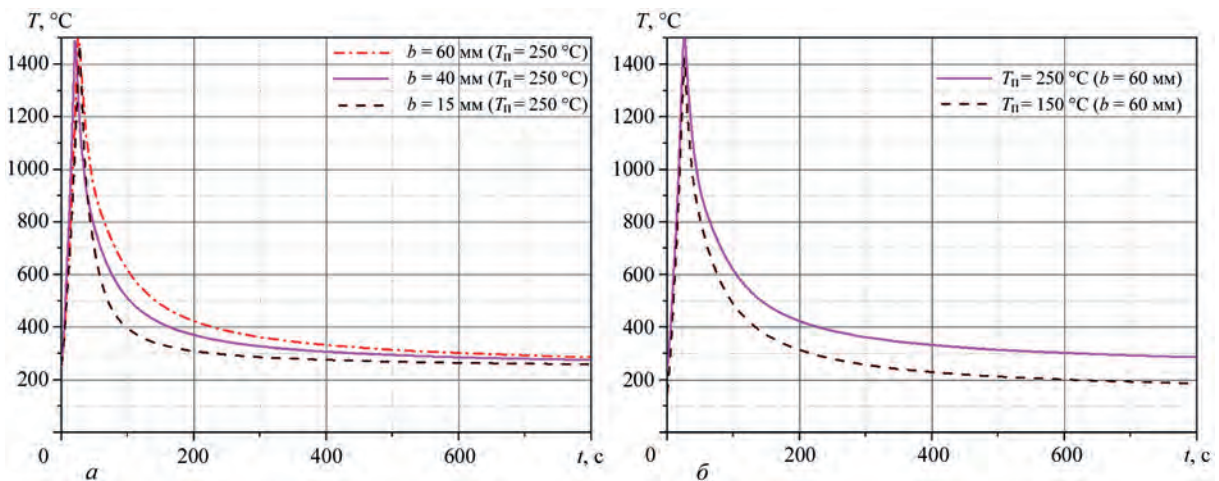


Рис. 2. Характерні термоцикли при варіації: а – ширини валика b ; б – температури підігріву T_n

Таблиця 3. Результати розрахунку розміру ЗТВ і швидкостей охолодження для різних технологічних параметрів наплавлення

Ширина валика b , мм	Температура підігріву T_n , °С	Глибина ЗП, мм	Глибина ЗТВ в основному матеріалі, мм	Швидкість охолодження w (800...500 °С), °С/с
15 (ручне наплавлення)	250	1	7	8...11
40	250	1	9	4...5
60	250	1	10	3...4
60	150	1	8	5...7

джерела нагріву; v_n – швидкість наплавлення; b – ширина стрічкового електрода.

Отримані розрахункові результати розподілів максимальних температур та характерні термічні цикли при напавленні дозволили оцінити розміри зони плавлення (ЗП) і ЗТВ, а також швидкість охолодження металу зони наплавлень корпусу реактора при різних технологічних режимах (рис. 2, табл. 3). Результати отримані для різної ширини валика b : при автоматичному дуговому напавленні стрічковими електродами – 40, 60 мм, при ручному дуговому напавленні покритими електродами – 15 мм, та при різних температурах попереднього підігріву T_n для автоматичного напавлення, що складають 150 та 250 °С.

З точки зору мікроструктурних перетворень важливим є розмір (глибина) ЗТВ в основному матеріалі. Оскільки після другого шару наплавлення ЗТВ зсувається на величину ширини першого шару, то фактично глибина ЗТВ в основному матеріалі визначається в результаті напавлення першого шару. По результатам (табл. 3, рис. 2) видно, що мінімальний розмір ЗТВ в основному матеріалі (глибина до 7 мм) і максимальна швидкість охолодження металу ЗТВ в діапазоні температур 800...500 °С (8...11 °С/с) отримані для ручного напавлення покритими електродами патрубку Ду850. Досить висока швидкість охолодження (5...7 °С/с) отримана для дугового напавлення стрічковим електродом шириною $b = 60$ мм при температурі підігріву 150 °С. Найнижча швидкість охолодження (3...4 °С/с) і найбільша глибина ЗТВ в основному матеріалі (до 10 мм) отримана для режиму дугового напавлення стрічковим електродом при $b = 60$ мм та температурі підігріву 250 °С (рис. 3).

Внаслідок перемішування з основним металом хімічний склад ЗП може суттєво відрізнятись від присадкового матеріалу. Згідно [7] коефіцієнт перемішування g_o (%), а саме частка основного металу в напавленому залежить від режиму напавлення і визначається наступним чином:

$$g_o = \frac{F_o}{F_o + F_n} \cdot 100\%, \quad (3)$$

де F_o – площа перерізу розплавленого основного металу; F_n – площа перерізу напавленого металу.

Мікроструктурний фазовий склад в ЗП з урахуванням перемішування основного і присадкового матеріалів може бути наближено визначений відповідно до структурної діаграми Шеффлера [14] на основі значень еквівалентного нікелю та хрому:

$$\left(\begin{array}{l} Ni_{eq} = \%Ni + 30 \cdot \%C + 0,5 \cdot \%Mn \\ Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \cdot \%Si + 0,5 \cdot \%Nb \end{array} \right). \quad (4)$$

Результати розрахунку коефіцієнта перемішування та наближеного мікроструктурного фазового складу в ЗП згідно з діаграмою Шеффлера при збільшенні погонної енергії від номінальної на 10, 20, 30, 40 % зведено в табл. 4.

Розрахунковий мікроструктурний фазовий склад згідно діаграми Шеффлера [14] для різних ділянок КР при суттєвих відхиленнях величини погонної енергії від номінальної показав, що з точки зору формування аустенітної структури в ЗП підвищення погонної енергії на 30 % – критична величина для автоматичного дугового напавлення під флюсом стрічковим електродом і на 40 % – критична величина для ручного дугового напавлення покритими електродами.

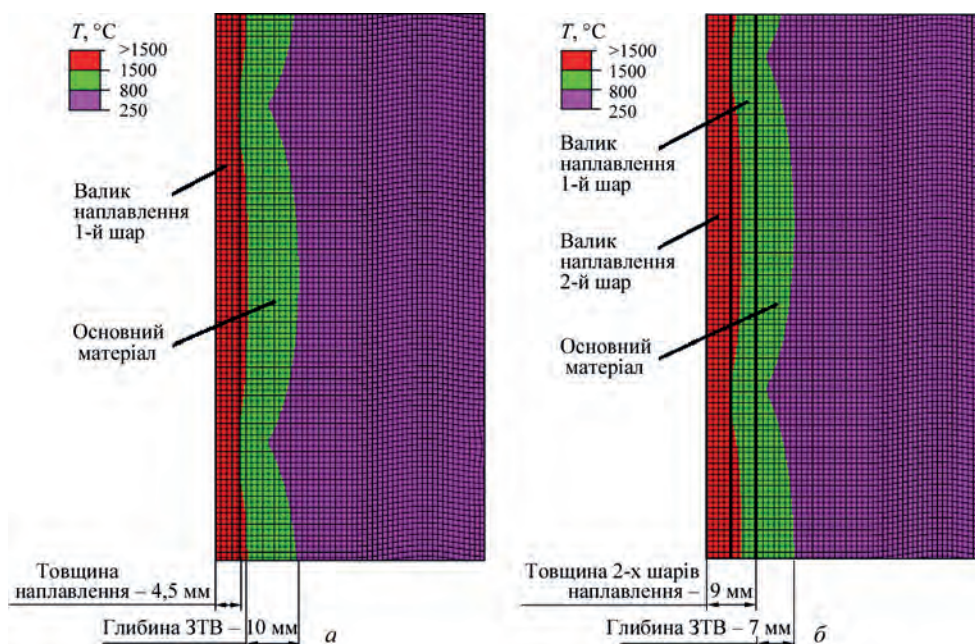


Рис. 3. Характерні розміри ЗП ($T > 1500$ °С) та ЗТВ (1500 °С $> T > 800$ °С) для дугового напавлення під флюсом стрічковими електродами: a – першого шару; b – другого шару

Таблиця 4. Визначення коефіцієнта перемішування при варіації погонної енергії

Підвищення погонної енергії від номінальної, %	Площа валика наплавлення, мм ²	Площа розплавленого основного металу, мм ²	Коефіцієнт перемішування g_o , %	Ni _{eq}	Cr _{eq}	Аустеніт в ЗП, %
0	180 (автоматичне дугове наплавлення під флюсом стрічковим електродом $b = 40$ мм)	26	13	14,7	22,5	90...95
10		52	23	13,7	20,3	95...100
20		86	32	12,8	18,1	100
30		110	38	12,2	16,8	a+m+ф
0	67 (ручне дугове наплавлення покритими електродами)	13	16	14,3	21,7	90...95
10		21	23	13,7	20,2	95...100
20		27	28	13,2	19,0	95...100
30		36	35	12,5	17,6	100
40		43	39	12,1	16,6	a+m+ф

Це свідчить про надійне формування аустенітної структури в ЗП (вміст фериту до 5...10 %) при номінальних значеннях погонної енергії. При математичному моделюванні температурних розподілів отримано, що критична величина коефіцієнта перемішування, при неперевищенні якої забезпечується формування аустенітної структури в ЗП, складає $g_o = 38...39$ % при номінальних величинах $g_o = 13...16$ % (табл. 4). Тому при подальшому проведенні математичного моделювання мікроструктурного фазового складу, механічних властивостей і напружено-деформованого стану в зоні наплавлення КР не враховували перемішування присадкового матеріалу з основним металом в ЗП та зміну хімічного складу матеріалу аустенітного наплавлення.

Для моделювання мікроструктурних фазових перетворень в ЗТВ низьколегованих сталей під час зварювання або наплавлення може застосовуватися підхід, заснований на використанні параметричних (регресійних) рівнянь, отриманих в ІЕЗ ім. Є.О. Патона [15, 16]. В даній роботі математичне моделювання мікроструктурних перетворень в ЗТВ сталі 15X2НМФА виконувалося на основі використання термодинамічної діаграми (ТКД) розпаду аустеніту для характерних циклів зварювання/наплавлення саме для сталі 15X2НМФА. Для цього було проведено фізичне моделювання мікроструктурних перетворень в ЗТВ основного матеріалу КР при дуговому наплавленні на установці Gleeble3800 і металографічний аналіз зразків сталі 15X2НМФА [13]. Результати фізичного моделювання представлені в роботі [13] у вигляді двох побудованих ТКД розпаду аустеніту для характерних циклів зварювання/наплавлення з різною швидкістю охоло-

дження w_f в інтервалі температур 800...500 °C і різних максимальних температур нагріву (1000 та 1350 °C). Для зручності проведення математичного моделювання мікроструктурних перетворень в ЗТВ сталі 15X2НМФА було використано запропоновану в роботі [17] усереднену відносно максимальної температури нагріву зварювальну ТКД розпаду аустеніту, побудовану для різних швидкостей охолодження w_f в характерному інтервалі температур 800...500 °C (рис. 4, табл. 5).

На основі числових даних ТКД сталі 15X2НМФА [17] (табл. 5) можливо отримати інтерполяційні залежності для всіх параметрів ТКД (температури початку бейнітного B_s та мартенситного перетворення M_s , кінця бейнітного B_f та мартенситного перетворення M_f , максимальної частки мартенситу $V_{m,max}$ та бейніту $V_{b,max}$) для проміжних швидкостей охолодження w_f .

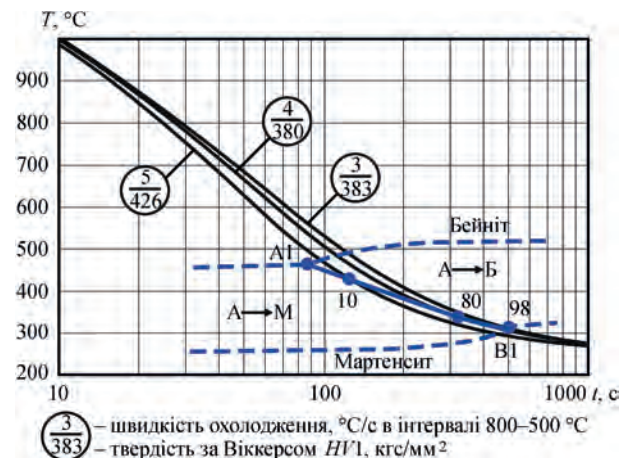


Рис. 4. Термодинамічна діаграма розпаду аустеніту сталі 15X2НМФА для характерних зварювальних циклів охолодження [17]

Таблиця 5. Числові дані ТКД розпаду аустеніту сталі 15X2НМФА в умовах характерного термічного циклу зварювання/наплавлення

Швидкість охолодження w_f , °C/c	Температури перетворення на етапі охолодження, °C				Частка бейніту V_b / мартенситу V_m , %	Твердість HV1, кгс/мм ²
	B_s	B_f	M_s	M_f		
3	485	315	343	315	98/2	383
4	478	343	343	280	80/20	380
5	468	425	425	298	10/90	426

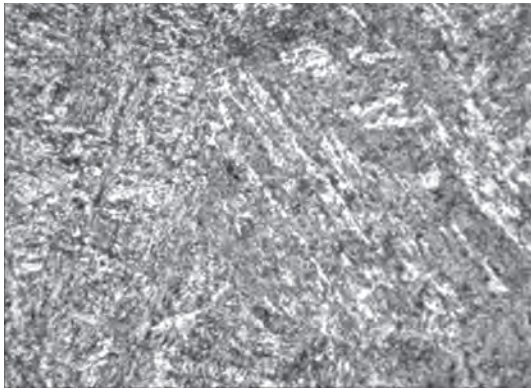


Рис. 5. Початкова бейнітна мікроструктура ($\times 500$) зразків сталі 15X2NMFA

Експериментально було встановлено, що початкова мікроструктура зразків сталі 15X2NMFA – бейнітна з незначною часткою мартенситу до 3...5 % (рис. 5). Твердість зразків за Віккерсом складає $HV1 = 315...325$ кгс/мм² (3150...3250 МПа). Розмір бейнітного зерна складає 15...20 мкм (8...9 бал зерна ASTM). Експериментальні дані добре узгоджуються з існуючими даними [18, 19] щодо початкового мікроструктурного стану сталі 15X2NMFA.

Отримані результати розрахунку масової частки кожної мікроструктурної фази в процесі наплавлення і в кінцевій мікроструктурі ЗТВ основного матеріалу після охолодження згідно числових даних ТКД сталі 15X2NMFA представлені на рис. 6, 7.

Розрахункові дані згідно рис. 6, які отримані на основі експериментальної ТКД розпаду аустеніту сталі 15X2NMFA, показали, що в результаті нагріву при дуговому наплавленні під флюсом стрічковими електродами ($b = 60$ мм) відбулося утворення незначної частки мартенситу до 15 % при температурі підігріву $T_n = 250$ °C (швидкість охолодження 3...4 °C/c) та утворення переважний вміст мартенситу 90 % в кінцевій мікроструктурі при температурі підігріву $T_n = 150$ °C (швидкість охолодження 5...7 °C/c) (рис. 6).

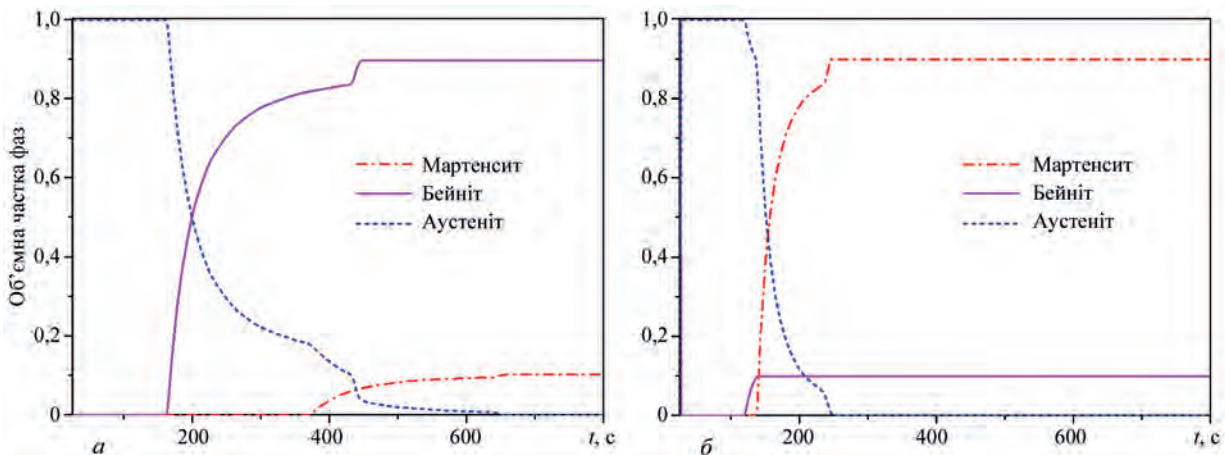


Рис. 6. Результати прогнозування кінетики розпаду аустеніту в металі ЗТВ металі при дуговому наплавленні стрічковим електродом ($b = 60$ мм) з попереднім підігрівом до 250 °C (а), 150 (б)

Порівняння результатів для двох величин ширини стрічкового електрода (рис. 7) при антикорозійному наплавленні показало, що при ширині $b = 40$ мм в ЗТВ утворюється частка мартенситу 70...90 % ($w = 4...5$ °C/c), а при ширині $b = 60$ мм – до 15 % мартенситу. При ручному дуговому наплавленні покритими електродами ($b = 15$ мм) вміст мартенситу в кінцевій мікроструктурі після охолодження складає 90 %.

Результати математичного моделювання мікроструктурного фазового складу ЗТВ сталі 15X2NMFA після двох шарів антикорозійного наплавлення для різних технологічних режимів зведені в табл. 6.

Отримані розрахункові дані відносно утворення бейнітно-мартенситної мікроструктури сталі 15X2NMFA в результаті антикорозійного наплавлення КР достатньо добре узгоджуються з результатами, представленими в публікаціях [9, 20, 21].

Зміна мікроструктурного фазового складу викликає зміну механічних властивостей в ЗТВ основного матеріалу КР. Межа плинності кожної мікроструктурної фази визначалася в залежності від хімічного складу і температури на основі параметричних регресійних рівнянь [16].

Для моделювання напружено-деформованого стану матеріалу в зоні наплавлень КР використовувалась модель термов'язкопластичності [22], для якої розв'язок основоположних рівнянь отримано за допомогою методу скінченних елементів.

Отримані результати за залишковими напруженнями з урахуванням мікроструктурних фазових перетворень на основі використання експериментальної ТКД при різних технологічних режимах дугового наплавлення. Врахування мікроструктурних перетворень і періодичності (в поперечному напрямку) накладання валиків при наплавленні поверхні КР призводить до нерівномірного розподілу ЗН, появи ділянок стиску в ЗТВ основного матеріалу, а також впливає на кількісну величину напружень. На рис. 8–10 представлено

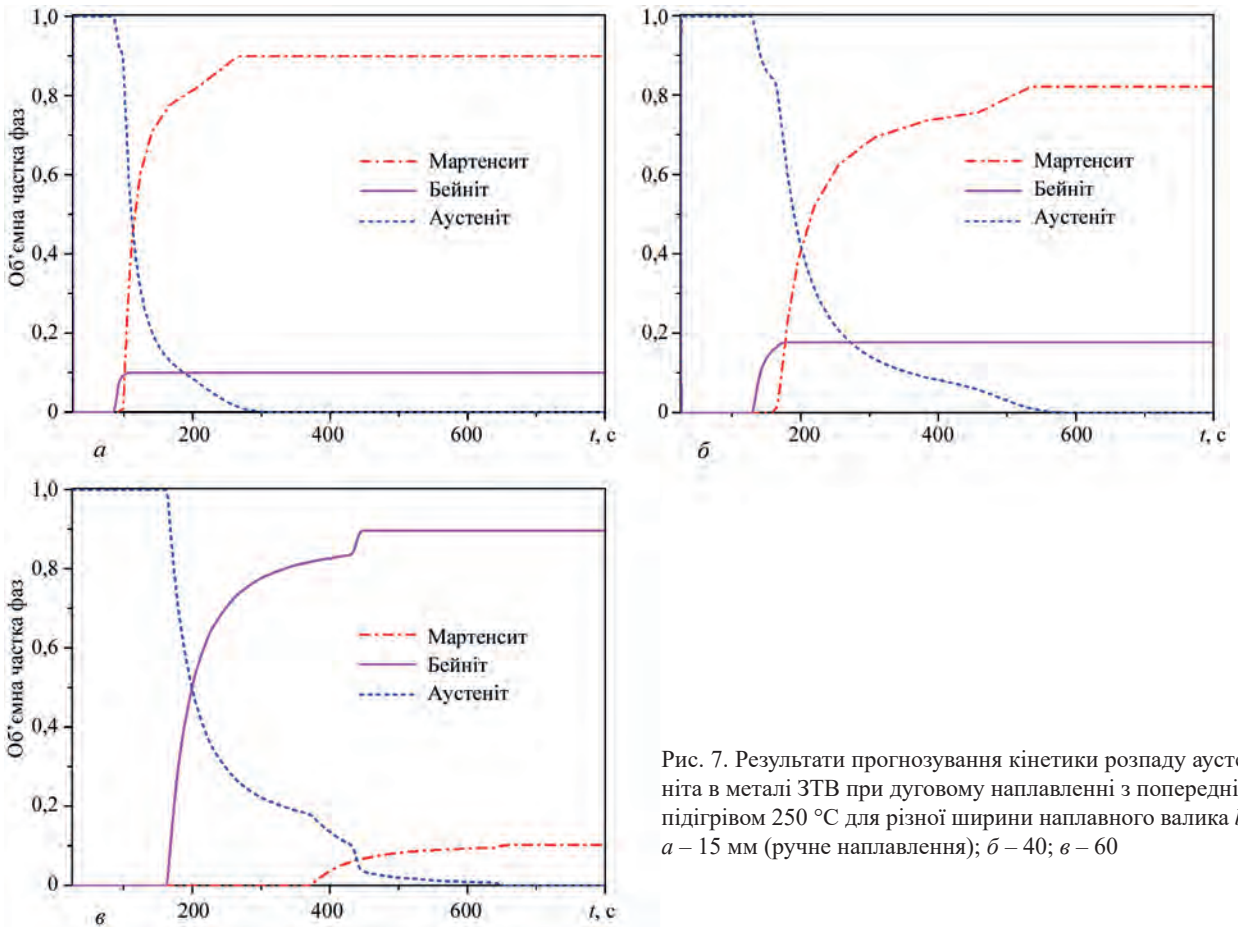


Рис. 7. Результати прогнозування кінетики розпаду аустеніта в металі ЗТВ при дуговому наплавленні з попереднім підігрівом 250 °С для різної ширини наплавного валика *b*: *a* – 15 мм (ручне наплавлення); *б* – 40; *в* – 60

Таблиця 6. Результати розрахунку мікроструктурного фазового складу в ЗТВ основного матеріалу КР (сталі 15Х2НМФА) для різних технологічних режимів наплавлення

Технологічний режим	Розрахункові дані згідно ТКД, %	
	Мартенсит	Бейніт
<i>b</i> = 15 мм (ручне наплавлення), <i>T</i> = 250 °С, <i>w</i> = 8...11 °С/с	90	10
<i>b</i> = 40 мм, <i>T</i> = 250 °С, <i>w</i> = 4...5 °С/с	70...90	10...30
<i>b</i> = 60 мм, <i>T</i> = 250 °С, <i>w</i> = 3...4 °С/с	15	85
<i>b</i> = 60 мм, <i>T</i> = 150 °С, <i>w</i> = 5...7 °С/с	90	10

розподіл кільцевої $\sigma_{\beta\beta}$ та осьової σ_{zz} компонент ЗН в характерних перерізах 1-1, 2-2.

Порівнюючи розрахункові результати при різній ширині наплавного валика *b* = 15, 40, 60 мм (рис. 9, *a*, *б*), встановлено, що після двох шарів наплавлення для всіх випадків ширини валика в перерізі 1-1 в ЗТВ основного матеріалу отримано кільцеві ЗН стиску до (–300...–600) МПа, ширина зони стискаючих напружень дорівнює глибині ЗТВ в основному матеріалі, а в перерізі 2-2 в ЗТВ має кільцеві ЗН розтягу до 600 МПа.

Після ручного дугового наплавлення (*b* = 15мм) отримана в основному матеріалі патрубкової зони максимальна величина кільцевих ЗН розтягу до 750 МПа, глибина ЗТВ до 7 мм і

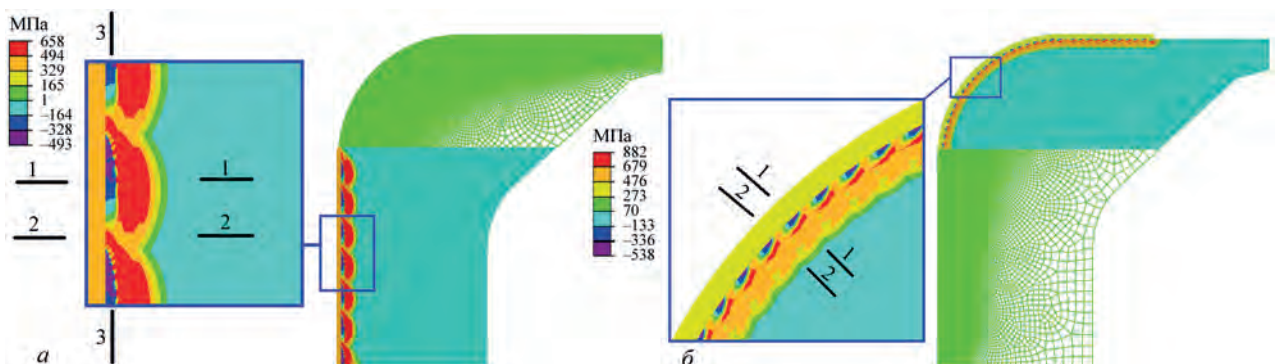


Рис. 8. Розподіл кільцевих ЗН $\sigma_{\beta\beta}$ в перерізі зони наплавлень КР: *a* – для автоматичного дугового наплавлення під флюсом стрічковими електродами; *б* – для ручного дугового наплавлення покритими електродами

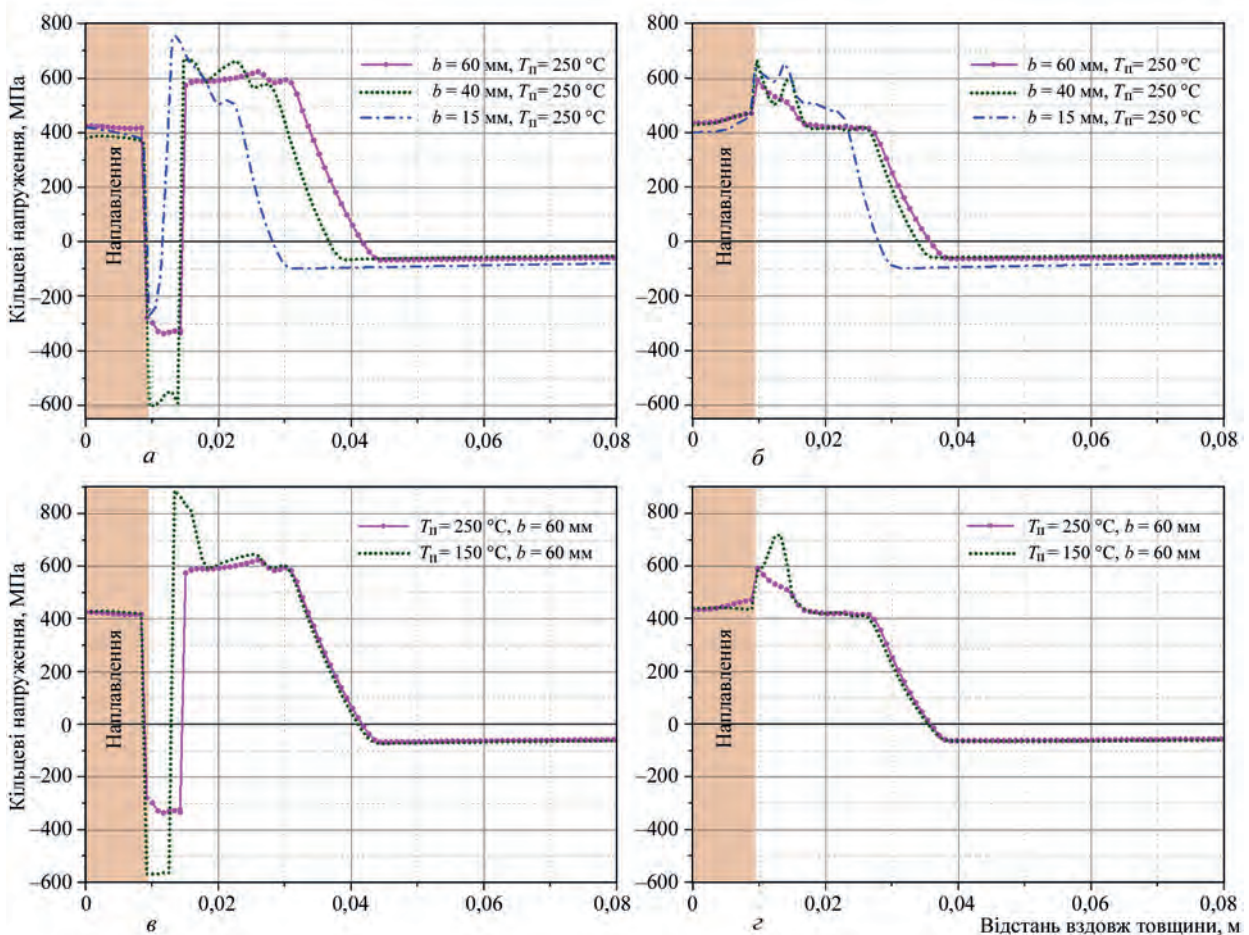


Рис. 9. Розподіл кільцевих ЗН $\sigma_{\theta\theta}$ по товщині КР після наплавлення. Варіація ширини валиків: *a* – переріз 1-1, *б* – 2-2. Варіація температури підігріву: *в* – переріз 1-1, *з* – 2-2

глибина зони напружень розтягу до 28 мм від поверхні наплавлення.

При напавленні стрічковим електродом при ширині валика $b = 60$ мм глибина ЗТВ основного матеріалу значно більше, складає до 10 мм, при $b = 40$ мм складає до 9 мм, глибина зони напружень розтягу досягає відповідно до 36 мм (переріз 2-2) – 42 мм (переріз 1-1) і 34 мм (переріз 2-2) – 36 мм (переріз 1-1) від поверхні наплавлення. Максимальні кільцеві ЗН розтягу для обох величин ширини стрічкового електрода є близькими за величиною (600...650 МПа).

Для різної температури попереднього та супутнього підігріву наплавлення стрічковим електродом шириною $b = 60$ мм визначено (рис. 9, *в*, *з*), що в перерізі 1-1 основного матеріалу після наплавлення при температурі підігріву 150 °C утворюються в ЗТВ кільцеві ЗН стиску до -570 МПа, глибина ЗТВ в основному матеріалі до 8 мм, а при температурі підігріву 250 °C отримано стискаючі ЗН нижчі – на рівні до -330 МПа, але в більш широкій зоні ЗТВ основного матеріалу, до 10 мм. Кільцеві ЗН розтягу в основному матеріалі у випадку застосування електрода шириною $b = 60$ мм при температурі підігріву 150 °C локально досягають величини 840 МПа, при температурі

250 °C не перевищують 600 МПа, а глибина зони напружень розтягу досягає 42 мм від поверхні наплавлення.

Стосовно осьової компоненти σ_{zz} на рис.10 представлено розподіл ЗН після наплавлення по товщині циліндричної частини КР в характерних перерізах 1-1, 2-2 в залежності від ширини стрічкового електрода та температури підігріву. В ЗТВ основного матеріалу циліндричної частини КР наявні ЗН стиску (до -400...-825) МПа в перерізі 1-1, до (-30...-200) МПа в перерізі 2-2. Величина ЗН розтягу в основному матеріалі з урахуванням мікроструктурних перетворень до (500...620) МПа в перерізі 1-1 і до (250...300) МПа в перерізі 2-2.

При моделюванні технологічного процесу загальної (пічної) термічної обробки (ТО) задавався режим високого відпуску при температурі 650 °C тривалістю до 20 год. Для моделювання релаксації напружень використовували функцію температурної повзучості матеріалу, яка в роботі [23] визначалась на основі існуючих експериментальних даних для сталі 15X2НМФА [9]. А саме, для розрахункового визначення деформацій повзучості за допомогою методу скінченних елементів використовувалось рівняння зв'язку швидкості еквівалентних деформацій повзучості $d\varepsilon_{eq}^c$ з ін-

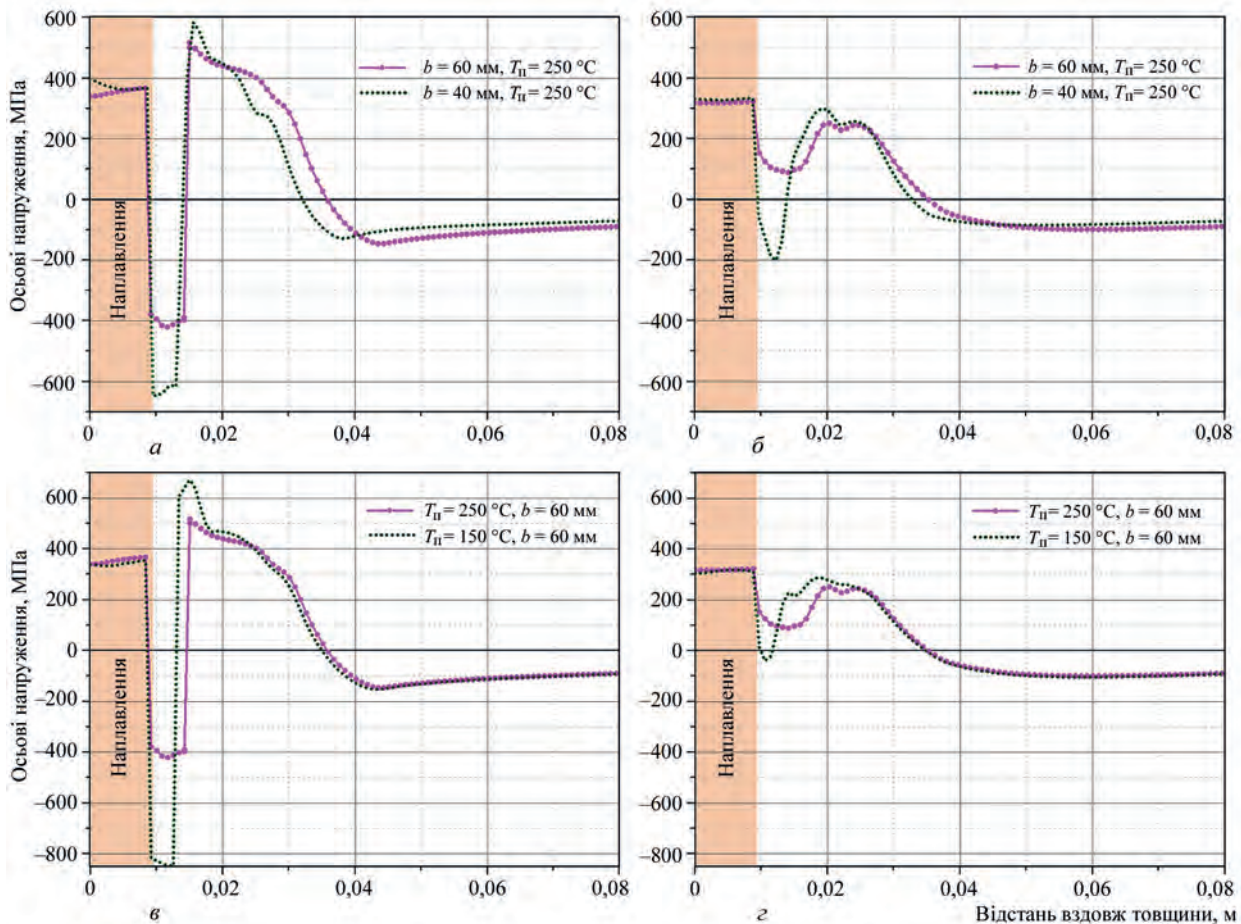


Рис. 10. Розподіл осьових ЗН σ_z по товщині КР після наплавлення. Варіація ширини валиків: *a* – переріз 1-1, *б* – 2-2. Варіація температури підігріву: *в* – переріз 1-1, *з* – 2-2

тенсивністю напружень σ_i у вигляді закону Нортона-Бейлі [24]:

$$d\epsilon_{eq}^c = A\sigma_i^n dt, \quad (5)$$

де *A*, *n* – константи матеріалу, з урахуванням [9, 23] для сталі 15Х2НМФА $A = 0,17 \cdot 10^{-20}$ (1/(МПа⁶·с)), *n* = 6.

ТО за режимом високого відпуску значно знижує рівень залишкових напружень в основному матеріалі КР, викликаних антикорозійним наплавленням. На рис. 11–15 приведені розподіли кільцевої та осьової компонент залишкових напружень по товщині КР після наплавлення і проведення ТО для різних технологічних режимів. В матеріалі аустенітного наплавлення через різницю з основним матеріалом в коефіцієнтах температурного розширення залишаються напруження розтягу на рівні межі плинності аустенітного матеріалу (до 400 МПа).

Порівняння результатів кільцевих ЗН, які отримані в результаті моделювання ТО за режимом високого відпуску ($T = 650$ °С, витримка 20 год) при різній ширині наплавних валиків і при температурі попереднього підігріву $T_n = 250$ °С при наплавленні показало (рис. 11, *a*, *б*), що при руч-

ному дуговому наплавленні покритими електродами ($b = 15$ мм) отримано в ЗТВ основного матеріалу залишкові напруження стиску величиною до -325 МПа. При автоматичному наплавленні стрічковим електродом шириною $b = 40$ мм в ЗТВ основного матеріалу отримано зону напружень стиску величиною до -330 МПа (переріз 2-2) і до -500 МПа (переріз 1-1), при $b = 60$ мм в ЗТВ основного матеріалу отримано зону напружень стиску (-200 МПа) (переріз 1-1) та зону напружень розтягу на рівні 50 МПа (переріз 2-2). Максимальне значення кільцевих ЗН розтягу в основному матеріалі не перевищує 170 МПа.

Рівень кільцевих залишкових напружень в зоні стиску після ТО за режимом високого відпуску при більш низькій температурі попереднього підігріву $T_n = 150$ °С при наплавленні перевищують напруження при $T_n = 250$ °С внаслідок утворення більшої частки мартенситу. Так, при автоматичному наплавленні за допомогою стрічкових електродів шириною $b = 60$ мм при температурі попереднього підігріву $T_n = 150$ °С максимальні кільцеві напруження стиску сягають до ($-370 \dots -450$) МПа, ширина зони стиску досягає до 3 мм (переріз 2-2) – 7 мм (переріз 1-1) основного матеріалу, глибина зони напружень розтягу майже не змінюється – до 35 мм

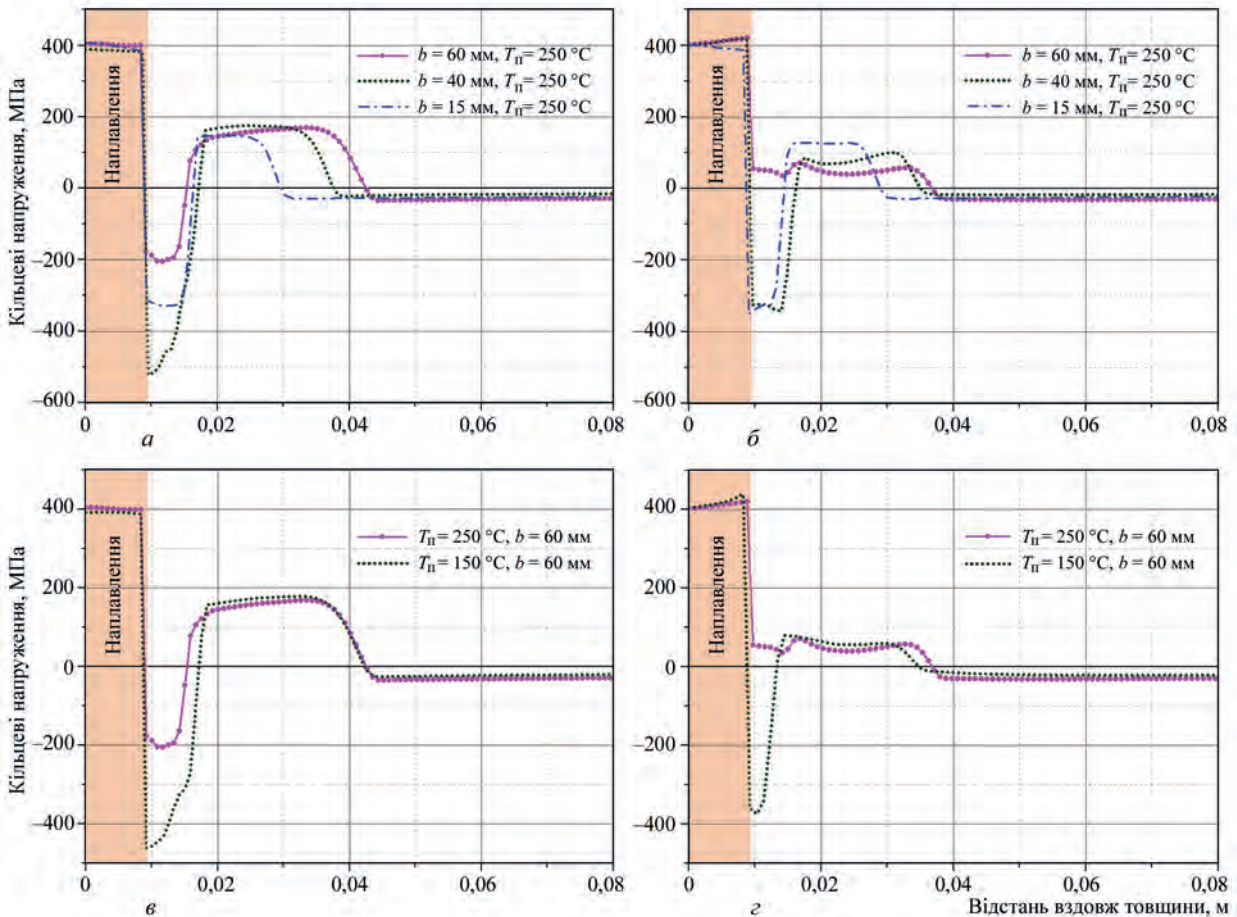


Рис. 11. Розподіл кільцевих ЗН $\sigma_{\theta\theta}$ по товщині КР після наплавлення та ТО ($T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$, витримка 20 год). Варіація ширини валиків: *a* – переріз 1-1, *b* – 2-2. Варіація температури підігріву: *v* – переріз 1-1, *z* – 2-2

(переріз 2-2) і до 42 мм (переріз 1-1) від поверхні наплавлення (рис. 11, *v*, *z*).

На рис. 12 представлено розподіл осьової компоненти σ_{zz} ЗН по товщині циліндричної частини КР в характерних перерізах 1-1, 2-2 після наплавлення і ТО за режимом високого відпуску. Величина стискаючих осьових залишкових напружень з урахуванням мікроструктурних перетворень в ЗТВ в перерізі 1-1 сягає до $(-220\dots-550)$ МПа, в перерізі 2-2 до $(-50\dots-500)$ МПа. Максимальне значення осьових залишкових напружень розтягу в основному матеріалі не перевищує $(100\dots120)$ МПа (переріз 1-1).

Нерівномірність розподілу ЗН (рис. 8, рис. 13) після наплавлення ($T_{\text{п}} = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$) та ТО ($T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$, витримка 20 год) в поперечному напрямку накладання валиків (переріз 3-3, на глибині 12 мм від поверхні наплавлення) представлена періодичністю значень кільцевих ЗН від -200 до 50 МПа (ширина стрічкового електрода $b = 60$ мм) і від -570 до -310 МПа (ширина стрічкового електрода $b = 40$ мм). Для випадку ручного дугового наплавлення ($b = 15$ мм) маємо майже рівномірну зону стиску кільцевих ЗН на рівні -350 МПа та незначну періодичність розподілу осьових ЗН від -420 до -350 МПа. Осьові залишкові напруження у ви-

падку наплавлення стрічковими електродами змінюються від -230 до -50 МПа ($b = 60$ мм) та від -500 до -375 МПа ($b = 40$ мм).

Таким чином, результати розподілу кільцевої та осьової компонент залишкових напружень по товщині КР та в поперечному напрямку накладання валиків після наплавлення і ТО за режимом високого відпуску для різних технологічних режимів показали, що зменшення температури попереднього підігріву при напавленні з 250 до $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ призводить до зменшення глибини ЗТВ і в той же час до суттєвого підвищення величини стискаючих кільцевих та осьових ЗН в ЗТВ основного матеріалу та ширини зони стискаючих ЗН за рахунок збільшення об'ємної частки мартенситної складової в кінцевій мікроструктурі. Збільшення ширини стрічкового електрода при напавленні призводить до збільшення в основному матеріалі глибини ЗТВ, а також зони ЗН розтягу. При цьому за рахунок зменшення об'ємної частки мартенситної складової в кінцевій мікроструктурі встановлено звуження зони ЗН стиску та зниження величини стискаючих ЗН в ЗТВ, як кільцевих, так і осьових.

Згідно табл. 2 варіювалася тривалість витримки при проведенні моделювання техноло-

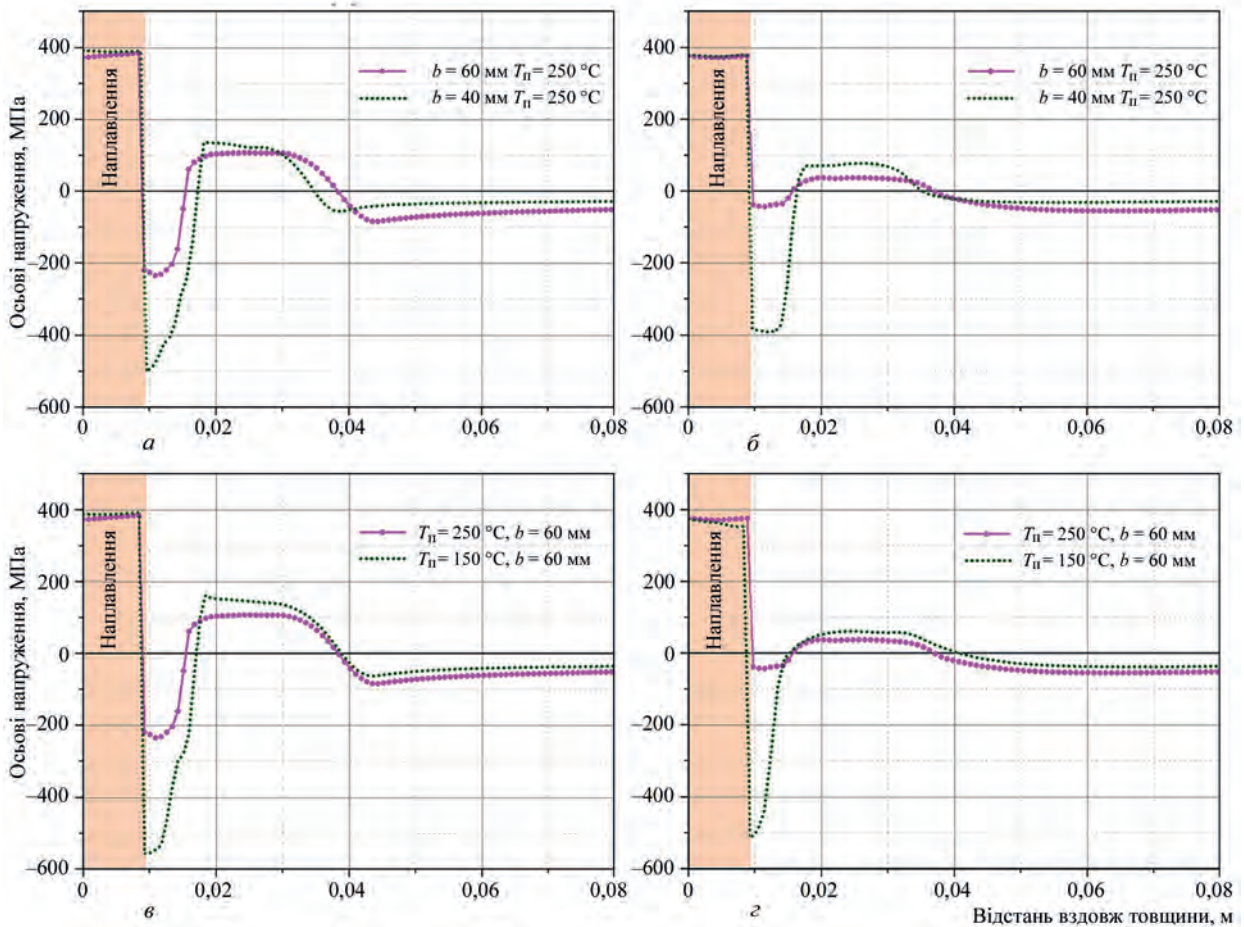


Рис. 12. Розподіл осьових ЗН σ_{zz} по товщині КР після наплавлення та ТО ($T = 650\text{ }^\circ\text{C}$, витримка 20 год). Варіація ширини валиків: а – переріз 1-1, б – 2-2. Варіація температури підігріву: в – переріз 1-1, з – 2-2

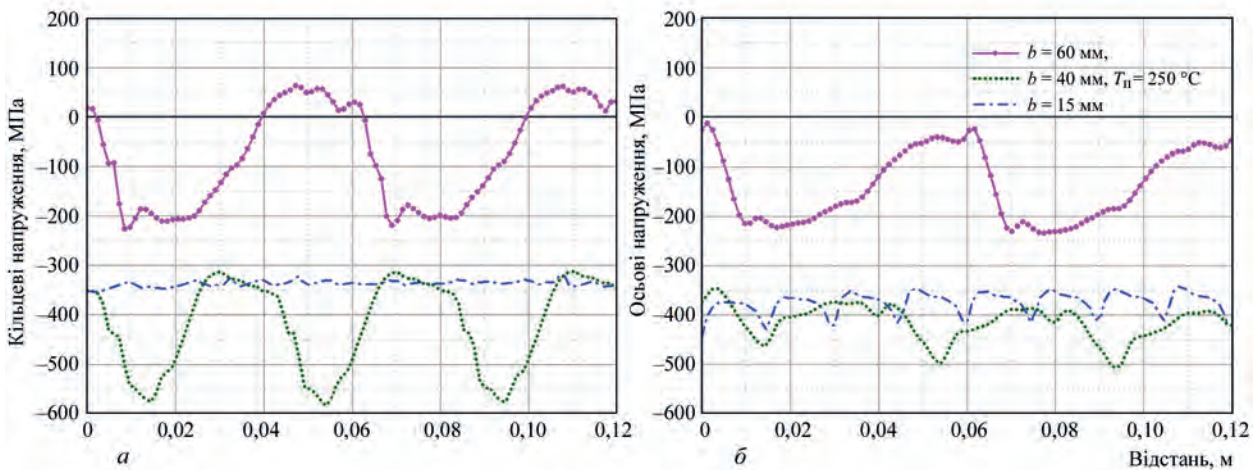


Рис. 13. Розподіл кільцевих $\sigma_{\phi\phi}$ (а) та осьових σ_{zz} (б) ЗН після наплавлення та ТО ($T = 650\text{ }^\circ\text{C}$, витримка 20 год) КР в ЗТВ основного матеріалу в перерізі 3-3 (в поперечному напрямку накладання валиків, на глибині 12 мм від поверхні наплавлення)

гічної операції ТО за режимом високого відпуску при температурі $T = 650\text{ }^\circ\text{C}$, а саме 5, 10 та 20 год. Результати розрахунків розподілу по товщині кільцевих залишкових напружень в залежності від тривалості витримки при ТО для випадку наплавлення стрічковим електродом $b = 60\text{ мм}$ представлені на рис. 14 та для випадку ручного наплавлення покритими електродами при $b = 15\text{ мм}$ представлені на рис. 15.

Результати (рис. 14) вказують на те, що максимальний рівень ЗН розтягу в основному матеріалі після 5 год витримки при ТО знизився до 220 МПа, після 10 год – до 200 МПа, після 20 год – до 170 МПа (переріз 1-1). Максимальні значення стискаючих напружень в ЗТВ отримано також при 5 год тривалості витримки, а саме -235 МПа .

Для ручного дугового наплавлення покритими електродами (рис. 15) отримали зниження макси-

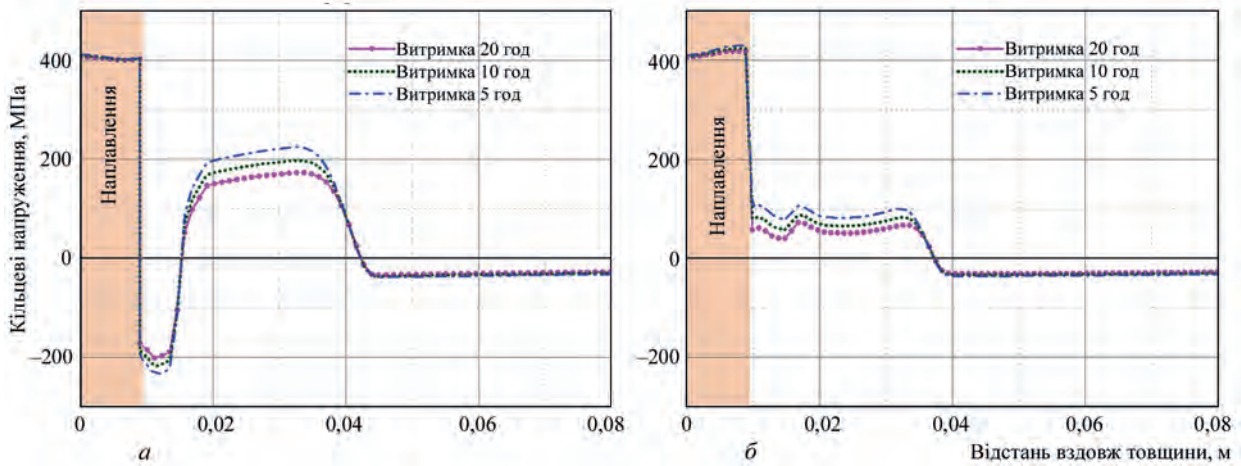


Рис. 14. Розподіл кільцевих ЗН $\sigma_{\text{рр}}$ по товщині КР в двох характерних перерізах при варіації режиму термообробки (тривалості витримки при $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$) для випадку дугового наплавлення під флюсом стрічковим електродом $b = 60 \text{ мм}$: а – переріз 1-1, б – 2-2

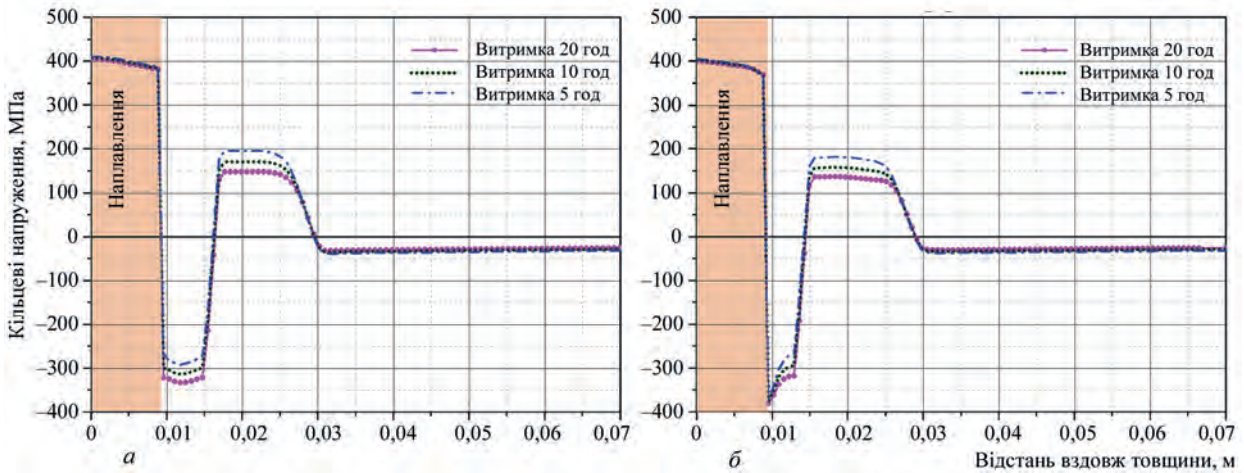


Рис. 15. Розподіл кільцевих ЗН $\sigma_{\text{рр}}$ по товщині КР в двох характерних перерізах при варіації режиму термообробки (тривалості витримки при $T = 650 \text{ }^\circ\text{C}$) для випадку ручного дугового наплавлення покритими електродами $b = 15 \text{ мм}$: а – переріз 1-1, б – 2-2

мального рівня ЗН розтягу в основному матеріалі після 5 год витримки при ТО до 200 МПа, після 10 год – до 175 МПа, після 20 год – до 150 МПа (переріз 1-1). В ЗТВ основного матеріалу отримано зниження максимального значення стискаючих напружень при 5 год тривалості витримки до $-330 \dots -350 \text{ МПа}$.

Висновки

1. Для КР ВВЕР-1000, виготовлених із низьколегованої високоміцної сталі 15X2НМФА, внутрішня поверхня яких була наплавлена антикорозійним шаром із аустенітного матеріалу по двом різним технологіям: автоматичне дугове наплавлення під флюсом стрічковими електродами циліндричної частини КР та ручне дугове наплавлення покритими електродами внутрішньої поверхні патрубків, отримані розрахункові дані щодо кінетики розподілу температур, швидкостей охолодження, розмірів ЗП і ЗТВ і кінетики мікроструктурних фазових перетворень.

2. В результаті моделювання мікроструктурного фазового стану за даними зварювальної ТКД для сталі 15X2НМФА отримано в ЗТВ основного матеріалу вміст мартенситу від 15 до 90 % для стрічкового дугового наплавлення під флюсом циліндричної частини КР, для ручного дугового наплавлення покритими електродами внутрішньої поверхні патрубків Ду850 переважний вміст мартенситу до 90 %. Таким чином, існуючі при виготовленні КР ВВЕР-1000 технології дугового наплавлення антикорозійного шару на внутрішню поверхню, незважаючи на попередній підігрів до $150 \dots 250 \text{ }^\circ\text{C}$, призводили до утворення в ЗТВ основного матеріалу на глибину до 10 мм фазової структури з високим вмістом мартенситу.

3. Виявлено суттєвий вплив варіації технологічних параметрів процесу наплавлення та термообробки (ширини стрічкового електрода, температури попереднього підігріву, тривалості витримки при термообробці) на розподіл ЗН в зоні наплавлень КР ВВЕР-1000. Аналіз порівняння розподі-

лу розрахункових ЗН з урахуванням мікроструктурних фазових перетворень показав наступні основні особливості, а саме, завдяки періодичності виконання наплавних проходів (валиків) та утворенню бейніто-мартенситної мікроструктури в ЗТВ основного матеріалу з'являється суттєва нерівномірність розподілу ЗН в поперечному напрямку наплавлення та зона напружень стиску на рівні (-200...-550) МПа шириною до 7 мм на глибині від 9 до 16 мм від поверхні наплавлення, які потім на глибині від 16 до 42 мм переходять у напруження розтягу з максимальним рівнем до 170 МПа. В матеріалі аустенітного наплавлення через різницю з основним матеріалом в коефіцієнтах температурного розширення навіть після ТО залишаються напруження розтягу на рівні межі плинності аустенітного матеріалу (до 400 МПа).

4. Виявлено, що зменшення температури попереднього підігріву при напавленні з 250 до 150 °С призводить до суттєвого збільшення об'ємної частки мартенситної складової в кінцевій мікроструктурі та підвищення величини стискаючих кільцевих та осьових ЗН в ЗТВ, а також до збільшення ширини зони стискаючих ЗН.

5. Збільшення ширини стрічкового електрода до $b = 60$ мм при напавленні призводить до суттєвого збільшення в основному матеріалі ширини ЗТВ, а також зони ЗН розтягу. При цьому за рахунок зменшення об'ємної частки мартенситної складової в кінцевій мікроструктурі встановлено зниження величини стискаючих ЗН в ЗТВ як кільцевих, так і осьових, та зменшення зони ЗН стиску.

6. Збільшення тривалості витримки при температурі високого відпуску 650 °С сприяє релаксації ЗН в основному матеріалі, особливо, зниженню величини максимальних кільцевих напружень розтягу з (220...200) МПа при 5 год витримки до (170...150) МПа при 20 год витримки.

Список літератури

- (2003) ПНАЭ Г-7-009-89 Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. *Сварка и наплавка, основные положения*. Москва.
- (1982) Корпус сварной 1152.02.70.000. *Дополнение к паспорту сосуда, работающего под давлением 1152.02.70.000 Д7*. (ЗАЭС бл. 1).
- Титова Т.И., Шульган Н.А. (2013) Совершенствование качества сварных соединений и наплавленных поверхностей оборудования АЭУ производства ОАО «Ижорские заводы», С.-Петербург. *Материалы конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», ОКБ «Гидропресс»*. <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2013/autorun/article95ru.htm>
- Iradj, Sattari-Far, Magnus, Andersson. (2006) *Cladding Effects on Structural Integrity of Nuclear Components*. SKI Report 2006:23, ISSN 1104-1374, ISRN SKI-R-06/23-SE.
- Katsuyama, J., Udagawa, M., Nishikawa, H. et al. (2010) Evaluation of Weld Residual Stress near the Cladding and J-weld in Reactor Pressure Vessel Head for the assessment of PWSCC Behavior. *Japan Society of Maintenance, E-Journal of Advanced Maintenance*, 2, 50–64.

- Dupas, P., Moinereau, D. (1996) Evaluation of Cladding Residual Stresses in Clad Blocks by Measurements and Numerical Simulations. *J. de Physique IV Colloque*, 6, 187–196
- Рябцев И.А., Сенченков И.К. (2013) *Теория и практика наплавочных работ*. Киев, Екотехнологія.
- Цвитанович М., Пострузин Ж., Мунк Р. и др. (2011) Система ультразвукового контроля металла корпуса реактора АЭС «Куданкулам». *Материалы конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», ОКБ «Гидропресс», Подольск*. <http://www.gid-roppress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2011/documents/mntk2011-184.pdf>
- Марголин Б.З., Варовин А.Я., Костылев В.И. (2005) Определение остаточных напряжений в корпусах реакторов ВВЭР после многопроходной сварки, наплавки и высокотемпературного отпуска. *Автоматическая сварка*, 10, 630, 16–22.
- (1978) *ТУ 108-765-78 Заготовки из стали марок 15Х2НМФА и 15Х2НМФА-А для корпусов и крышек и других узлов реакторных установок*.
- Kostylev, V.I., Margolin, B.Z. (2000) Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. *International J. of Pressure Vessels and Piping*, 77, 723–735.
- (2000) *Методика определения ресурса корпусов атомных реакторов в процессе эксплуатации (МРК-СХР-2000), РД ЭО 0353-02*. С.-Петербург-Москва.
- Махненко О.В., Костин В.А., Жуков В.В., Костеневич Е.С. (2019) Влияние сварочного цикла охлаждения на структурно-фазовый состав стали 15Х2НМФА. *Автоматическая сварка*, 9, 14–25.
- Гривняк И. (1984) *Свариваемость сталей*. Пер. со словац. Л.С. Гончаренко. Макаров Э.Л. (ред.). Москва, Машиностроение.
- Касаткин О.Г., Зайффарт П. (2002) Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей. *Сб. тр. между. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»*. Киев, сс. 103–106.
- Касаткин О.Г. (1990) *Математическое моделирование зависимости состав-свойства сварных соединений и создание расчетно-экспериментальной системы для оптимизации основных технологических факторов сварки низколегированных конструкционных сталей*. Автореф. дис... д-ра техн. наук. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона.
- Lobanov, L.M., Kostin, V.A., Makhnenko, O.V. et al. (2020) Forecasting of structural transformations in heat affected zone steel of 15KH2NMFA at anti-corrosion cladding. *Problems of Atomic Science and Technology*, 2, 126, 89–96.
- Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Федотова С.В. (2011) Влияние химического состава и структурных параметров сталей корпусов реакторов ВВЭР на склонность к охрупчиванию, обусловленному образованием зернограницных сегрегаций, в том числе, в условиях, характерных для длительной эксплуатации энергетических установок. *Материалы 7-й между. науч.-техн. конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», Подольск, ОКБ «Гидропресс»*. <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2011/autorun/article151-ru.htm>
- Фролов А.С. (2013) *Фазово-структурное состояние и служебные характеристики новых композиций сталей для корпусов реакторов с повышенной мощностью и сроком службы*. Автореф. дис. ... канд. техн. наук. Москва, Нац. исслед. центр «Курчатовский институт».
- Teplukhina, I.V., Golod, V.M., Tsvetkov, A.S. (2018) CCT diagram plotting based on the numerical analysis of dilatometric tests results. *Letters on Materials*, 8, 1, 37–41.
- Соловьев И.В., Корниенко О.Ю., Жилияков А.Ю., Белоусец А.М. (2017) Исследование кинетики распада переохлажденного аустенита стали 15Х2НМФА при непрерывном охлаждении. *Материалы XVIII Международной научно-техн. Уральской школы-семинара металлургов-молодых ученых*. Екатеринбург, 21–23 ноября 2017. Екатеринбург, УрФУ, сс. 250–252.
- Махненко В.И. (1976) *Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций*. Киев, Наукова думка.
- Махненко В.И. (2006) *Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций*. Киев, Наукова думка.

24. Betton, J. (2008) *Creep Mechanics*. 3-rd ed. Springer, Germany, XVI.

References

1. (2003) PNAE G-7-009-89: Equipment and pipelines of nuclear power plants. *Welding and surfacing, basic provisions*. Moscow [in Russian].
2. (1982) Welded vessel 1152.02.70.000. *Appendix to pressure vessel certificate 1152.02.70.000 D7, ZNPP, bl. 1* [in Russian].
3. Titova, T.I., Shulgan, N.A. (2013) Improvement of quality of welded joints and deposited surfaces of NPP equipment OJSC production "Izhorskie zavody. In: *Proc. of Conf. on Ensuring the Safety of NPP with WWER*, St.-Petersburg, Gidropress [in Russian]. <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2013/autorun/article95ru.htm>
4. Iradj, Sattari-Far, Magnus, Andersson (2006) *Cladding effects on structural integrity of nuclear components*. SKI Report 2006:23, ISSN 1104-1374, ISRN SKI-R-06/23-SE.
5. Katsuyama, J., Udagawa, M., Nishikawa, H. et al. (2010) Evaluation of weld residual stress near the cladding and j-weld in reactor pressure vessel head for the assessment of PWSCC behavior. *Japan Society of Maintenance. E-J. of Advanced Maintenance*, 2, 50–64.
6. Dupas, P., Moinereau, D. (1996) Evaluation of cladding residual stresses in clad blocks by measurements and numerical simulations. *J. de Physique IV Colloque*, 6, 187–196.
7. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K. (2013) *Theory and practice of surfacing operations*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
8. Tsvitanovich, M., Postruzin, Zh., Munk, R. et al. (2011) System of ultrasonic testing of reactor vessel metal of Kudankulam NPP. In: *Proc. of Conf. on Ensuring the Safety of NPP with WWER, Podolsk, Gidropress* [in Russian]. <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2011/documents/mntk2011-184.pdf>
9. Margolin, B.Z., Varovin, A.Ya., Kostilyov, V.I. (2005) Determination of residual stresses in the WWER vessels after multi-run welding, surfacing and high-temperature tempering. *The Paton Welding J.*, 10, 14-20.
10. (1978) TU 108-765-78: *Billets of steel of 15Kh2NMFA and 15Kh2NMFA-A grades for vessels and covers and other assemblies of reactor plants*.
11. Kostylev, V.I., Margolin, B.Z. (2000) Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, 77, 723–735.
12. (2000) *Procedure for determination of service life of nuclear reactor vessels during operation (MRK-SKhR-2000)*, RD EO 0353-02, St.-Petersburg-Moscow [in Russian].

13. Makhnenko, O.V., Kostin, V.A., Zhukov, V.V., Kostenevich, E.S. (2019) Effect of cooling cycle of welding on structure-phase composition of 15Kh2NMFA steel. *The Paton Welding J.*, 9, 8-17.
14. Hrivnak, I. (1984) *Weldability of steels*. Ed. by E.L. Makarov. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
15. Kasatkin, O.G., Seyffarth, P. (2002) Calculation models for evaluating mechanical properties of HAZ metal in welding low-alloyed steels. In: *Proc. of Int. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes*. Kiev, 103–106.
16. Kasatkin, O.G. (1990) Mathematical modeling of relations composition-properties of welded joints and development of calculation and experimental system for optimization of main technological factors for welding of low-alloyed structural steels. In: *Syn. of Thesis for Dr. of Tech. Sci. Degree*, Kiev, PWI [in Russian].
17. Lobanov, L.M., Kostin, V.A., Makhnenko, O.V. et al. (2020) Forecasting of structural transformations in heat affected zone steel of 15KH2NMFA at anti-corrosion cladding. *Problems of Atomic Science and Technology*, 2, 126, 89–96.
18. Gurovich, B.A., Kuleshova, E.A., Fedotova S.V. (2011) Influence of chemical composition and structural parameters of steels of WWER reactor vessels on susceptibility to embrittlement caused by formation of grain boundary segregations including the conditions characteristic for long-term operation of power plants. In: *Proc. of 7th Int. Sci.-Techn. Conf. on Ensuring the Safety of NPP with WWER*, Podolsk, Gidropress. <http://www.gidropress.podolsk.ru/files/proceedings/mntk2011/autorun/article151-ru.htm>
19. Frolov, A.S. (2013) Phase-structural state and service characteristics of new steel compositions for reactor vessels of higher power and service life. In: *Syn. of Thesis for Cand. of Tech. Sci. Degree*, Moscow, NRC Kurchatov Institute [in Russian].
20. Teplukhina, I.V., Golod, V.M., Tsvetkov, A.S. (2018) CCT diagram plotting based on the numerical analysis of dilatometric tests results. *Letters on Materials*, 8, 1, 37–41.
21. Soloviov, I.V., Kornienko, O.Yu., Zhilyakov, A.Yu., Belorusets, A.M. (2017) Examination of kinetics of overcooled austenite decomposition of 15Kh2NMFA steel during continuous cooling. In: *Proc. of 18th Int. Sci.-Techn. Ural School-Seminar of Metallurgists-Junior Scientists* (Ekaterinburg, 21-23 November 2017), UrFU, 250–252.
22. Makhnenko, V.I. (1976) *Calculation methods of investigation of welding stresses and strains*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
23. Makhnenko, V.I. (2006) Safe service life of welded joints and assemblies of modern structures. Kiev, Naukova Dumka
24. Betton, J. (2008) *Creep Mechanics*. 3-rd ed. Springer, Germany, XVI.

IMPACT OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF ARC DEPOSITION OF AN ANTI-CORROSION LAYER IN THE VESSEL OF WWER-1000 REACTOR ON RESIDUAL STRESS DISTRIBUTION

O.V. Makhnenko, O.S. Kostenevich

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Substantiation of extension of safe operating life of the vessels of WWER-1000 reactors in service requires taking into account the residual stresses, arising during fabrication as a result of heating at welding or surfacing and their redistribution after heat treatment. Automatic submerged-arc surfacing with strip electrodes was used for the cylindrical part of the vessels, and manual coated-electrode arc surfacing was applied for the nozzle zone surface (internal surface of nozzles Dn850 and their fillets), as well as other difficult-of-access places of the vessel. The process and parameters of the mode of anticorrosion arc surfacing can markedly influence the microstructural phase composition of the HAZ of base material, 15Kh2NMFA vessel steel, as well as residual stress distribution. Mathematical modeling was used for prediction of microstructural phase transformations in the HAZ at deposition of the protective anticorrosion layer; based on experimental welding thermokinetic diagram of austenite decomposition of 15Kh2NMFA vessel steel, distribution of residual stresses in WWER-1000 reactor vessel was derived, allowing for microstructural transformations at different technological modes of arc surfacing. Comparison of the results of residual stress distribution after deposition and heat treatment at different technological modes showed presence of a zone of compressives, which arise in the HAZ of 15Kh2NMFA steel, as a result of martensite-bainite transformation. 24 Ref., 6 Tabl., 15 Fig.

Keywords: reactor vessel, WWER-1000, anticorrosion arc surfacing, heat-treatment, residual stresses, microstructural phase transformations, mathematical modeling, thermokinetic diagram, 15Kh2NMFA steel

Надійшла до редакції 02.11.2020