

ВЛИЯНИЕ СВАРОЧНОГО ЦИКЛА ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СТАЛИ 15Х2НМФА

О.В. Махненко, В.А. Костин, В.В. Жуков, Е.С. Костеневич

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В последнее время для прогнозирования микроструктурного фазового состава конструкционных сталей при термическом воздействии получили развитие математические методы. С помощью математического моделирования на основе существующих параметрических регрессионных уравнений выполнено прогнозирование микроструктурных фазовых превращений в металле ЗТВ основного материала (сталь 15Х2НМФА) корпуса реактора ВВЭР-1000 при дуговой наплавке защитного антикоррозионного слоя, а также проведен сравнительный анализ результатов моделирования с полученными экспериментальными данными дилатометрического и металлографического анализа. Сравнение результатов подтверждает формирование бейнитно-мартенситной структуры в металле ЗТВ корпуса реактора ВВЭР-1000, однако величина содержания мартенсита при расчетном и экспериментальном определении существенно отличается. Для расчетного определения содержания структурных составляющих необходимо использовать экспериментальные термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита для характерных сварочных/наплавочных термических циклов, в которых отсутствует длительный нагрев или выдержка при температуре аустенизации, а охлаждение происходит с переменной скоростью. Для адекватной оценки микроструктурного состава в металле ЗТВ корпусной стали 15Х2НМФА при сварке/наплавке были построены экспериментально термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита для характерных скоростей охлаждения 3...5 °С/с и двух максимальных температур термического цикла — 1000 и 1350 °С. Полученные результаты могут быть использованы для расчетного определения остаточных напряжений в корпусе реактора ВВЭР-1000 при обосновании продления ресурса безопасной эксплуатации. Библиогр. 32, табл. 7, рис. 12.

Ключевые слова: корпус реактора ВВЭР-1000, сталь 15Х2НМФА, антикоррозионная наплавка, микроструктурные превращения, математическое моделирование, дилатометрия

В Украине большая часть атомных энергетических установок относится к типу ВВЭР-1000, корпус реактора (КР) которого изготавливался из толсто-стенных кованных обечаек из низколегированной высокопрочной стали перлитного класса марки 15Х2НМФА, сваренных кольцевыми швами. Для защиты КР от коррозии на его внутреннюю поверхность наплавлялся аустенитный материал. В настоящее время важной научно-технической задачей является продление ресурса безопасной работы действующих КР, для обоснования которого необходимо учитывать остаточные напряжения, возникающие в результате сварочного либо наплавочного нагрева, и их перераспределение в процессе последующей термообработки.

Технологические параметры процесса антикоррозионной наплавки могут значительно влиять на микроструктурный фазовый состав в зоне термического влияния (ЗТВ) стали 15Х2НМФА, а также на распределение остаточных напряжений в КР ВВЭР-1000.

Анализ открытых литературных источников показывает [1–7], что в них нет данных относительно микроструктурного фазового состава корпусной стали после дуговой наплавки, а также отсутствует ее полная термокинетическая диаграмма (ТКД) распада переохлажденного аустенита. Существующие металлургические ТКД

реакторных сталей [8, 9], полученные для характерных при проведении термообработки длительных выдержек при максимальной температуре и низких скоростей охлаждения, не позволяют определить конечный микроструктурный фазовый состав металла в ЗТВ из-за особенностей сварочного/наплавочного термического цикла.

Имеются данные [10], что при скорости охлаждения 3,3...28 °С/с в интервале температур 800...500 °С для стали 15Х2НМФА в металле ЗТВ формируется бейнитно-мартенситная микроструктура, а критическая скорость охлаждения, выше которой в металле ЗТВ формируется полностью мартенситная структура, составляет 30 °С/с. Результаты, полученные в работе [11], напротив, показывают, что при характерном термическом цикле со скоростью охлаждения металла 3...6 °С/с возможно образование преимущественно мартенситной микроструктуры. В зарубежных атласах и сборниках ТКД при термической обработке и сварке сталей [12–14] данные для корпусной стали 15Х2НМФА отсутствуют.

В последнее время были представлены новые данные [15–17] о превращениях в корпусных сталях 15Х2МФА-А и 15Х2НМФА в условиях различных термических циклов охлаждения. Анализ ТКД этих сталей показывает присутствие определенных различий температур начала и конца фа-

Таблица 1. Характеристики условий получения ТКД

Литературный источник	Тип прибора	Размеры образца, мм	Температура аустенизации, °С	Время аустенизации, мин	Диапазон скоростей охлаждения, °С/с	Марка стали
[15]	BAHR DIL 805	10×4	1000	180	0,1...500	15X2МФА-А
[16]	Linseis L78 RITA	10×3	1000	20	0,01...50	15X2МФА-А
[17]	Linseis L75VD1600C	20×6	900	15	0,002...100	15X2НМФА

зовых превращений, критических скоростей охлаждения, долей структурных составляющих. Эти различия, по-видимому, связаны с одной стороны, с различным химическим составом исследуемых корпусных сталей (отсутствие никеля в стали 15X2МФА-А), а с другой — с различием методов (приборов), используемых для определения температур фазовых превращений, в том числе, размеров образцов и длительностей выдержки в аустенитной области (табл. 1).

В последнее время для прогнозирования микроструктурного фазового состава конструкционных сталей при термическом воздействии получили развитие математические методы [18–21]. В этой связи цель работы состояла в определении возможности использования математического моделирования кинетики микроструктурных превращений в стали 15X2НМФА после дуговой наплавки с учетом влияния различных технологических параметров, а также проведении экспериментальной проверки (валидации) результатов расчета с помощью физического моделирования термодинамического состояния при сварке/наплавке.

Технологические параметры дуговой наплавки корпуса реактора. В соответствии с требованиями нормативной документации [22] и согласно документации завода-изготовителя [23] для цилиндрической части корпуса реактора использовалась автоматическая наплавка под флюсом ленточными электродами, а для поверхности патрубковой зоны (внутренняя поверхность патрубков Ду850 и их галтели), а также остальных труднодоступных мест корпуса — ручная дуговая

наплавка покрытыми электродами. Материалы наплавки представлены в табл. 2.

Согласно [24–28] технологические параметры для автоматической дуговой наплавки под флюсом лентами следующие: сила тока $I_{св} = 650$ А, напряжение $U_d = 32$ В, ширина ленточного электрода 60 мм, температура предварительного и сопутствующего подогрева $T_{п} = 250$ °С, скорость наплавки $v_n = 10$ м/ч.

Технологические параметры для ручной дуговой наплавки покрытыми электродами [29]: сила тока $I_{св} = 130...150$ А, напряжение $U_d = 26...30$ В, электроды диаметром 4...5 мм, температура предварительного и сопутствующего подогрева $T_{п} = 250$ °С, скорость наплавки $v_n = 3$ м/ч.

Химический состав основного материала КР стали 15X2НМФА представлен в табл. 3 [30]. Теплофизические свойства основного материала и материала наплавки КР в зависимости от температуры приведены в работах [31, 32].

Методика эксперимента. Для получения экспериментальных результатов микроструктурного состава металла ЗТВ после дуговой наплавки применялось физическое моделирование на установке Gleeble 3800 с использованием цилиндрических образцов из стали 15X2НМФА диаметром 6 мм, длиной 76 мм. Были построены ТКД распада аустенита при скоростях охлаждения 1, 3, 5, 7 °С/с.

После моделирования структурных превращений в образцах проводились металлографические исследования. Для выявления микроструктуры образцы были химически протравлены в 4%-ом спиртовом растворе азотной кислоты (ни-

Таблица 2. Материалы антикоррозионной наплавки

Тип поверхности	Двухслойная наплавка	Марка наплавочных материалов	Флюс
Цилиндрическая поверхность корпуса	Первый слой	Св-07X25Н13, ТУ 14-1-3146-81	48-ОФ-10, ОСТ 5.9206-75
	Второй слой	Св-04X20Н10Г2Б, ТУ 14-1-4591-89	ФЦ-18, ОСТ 24.948.02-99
Внутренняя поверхность патрубков	Первый слой	ЦЛ-25/1, ЗИО-8, ГОСТ 9466-75	-
	Второй слой	ЭА-898/21Б, ЦТ-15К, ГОСТ 10052-75	-

Таблица 3. Химический анализ исследуемой стали 15X2НМФА, мас. %

Образец	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	S	P
	0,17	0,28	0,41	2,04	1,37	0,63	0,03	0,12	0,01	0,01
Стандарт ТУ 108-765-78	0,13...0,18	0,17...0,37	0,3...0,6	1,8...2,3	1,0...1,5	0,5...0,7	≤ 0,3	0,10...0,12	≤ 0,02	≤ 0,02

Примечание: основа — железо. Содержание элементов не должно превышать, мас. %: Co ≤ 0,03; As ≤ 0,04. Для стали 15X2НМФА-А содержание элементов не должно превышать, мас. %: Sn ≤ 0,005; Sb ≤ 0,005; Cu ≤ 0,10; S ≤ 0,012; P ≤ 0,010; As ≤ 0,010.

таль). Исследования микроструктур проводили на микроскопе «НЕОРНОТ-32», оснащенного цифровой приставкой OLYMPUS при увеличениях $\times 200$ и $\times 500$. Измерения твердости по Виккерсу проводили на твердомере М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 100 г и 1 кг. Химический состав образцов стали 15Х2НМФА (табл. 3) определялся на атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой ICAP 6500 DUO (TERMO FISHER SCIENTIFIC, США). Содержание углерода определялось кулометрическим методом. Согласно [3–5] детали КР из стали 15Х2НМФА в начальном состоянии имеют бейнитную структуру ($V_6 = 1,0$).

Математическая модель. Математическое моделирование было проведено на модели патрубковой зоны КР ВВЭР-1000, которая наплавляется по обоим упомянутым выше технологиям (рис. 1). В расчетной конечно-элементной модели патрубковой зоны применялось два вида источника наплавочного нагрева (ленточный — для цилиндрической обечайки корпуса и точечный, имитирующий ручную наплавку покрытыми электродами, — для внутренней поверхности патрубка Ду850, а также галтелей). Температурная задача была решена в двумерной постановке при допущении быстро движущегося источника нагрева и осевой симметрии наплавки защитных слоев при граничном условии конвективного теплообмена с окружающей средой. Распределение тепловой мощности ленточного источника W_1 и точечного источника W_2 в двумерной постановке в цилиндрической системе координат может описываться зависимостями, соответственно, (1) и (2):

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

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

где $D_z = z - z_0$; $D_r = r - r_0$; r, z — координаты (радиальная и осевая) рассматриваемой точки патрубковой зоны; r_0, z_0 — координаты центра движущегося источника нагрева; K_r, K_z — коэффициенты сосредоточенности удельного теплового потока; t_n — время нагрева; Q — эффективная мощность источника нагрева ($Q = \eta \cdot I_{св} \cdot U_d$); η — коэффициент эффективности; v — скорость наплавки; b — ширина ленты.

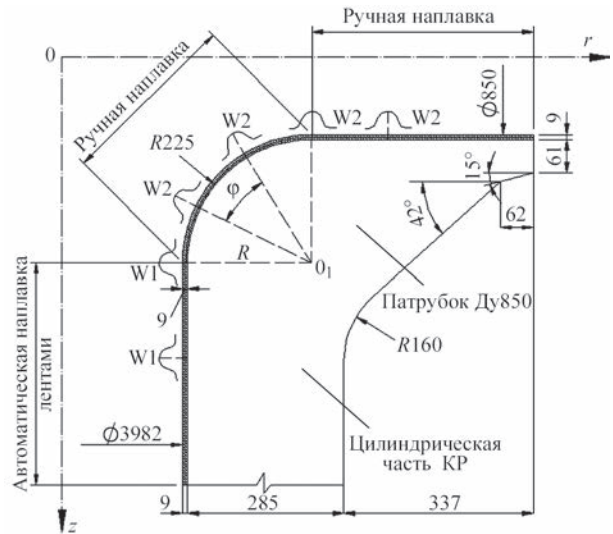


Рис. 1. Схема патрубковой зоны КР и расположение участков с различными технологиями дуговой наплавки

Распределение остаточных напряжений в материале корпуса зависит от микроструктурного состава и, соответственно, механических свойств в ЗП и ЗТВ. В соответствии с расчетным подходом [18, 19], основанным на применении параметрических регрессионных уравнений, результаты расчета массовой доли каждой микроструктурной фазы (V_M — мартенсит, V_6 — бейнит, $V_{фп}$ — феррито-перлит) в конечной микроструктуре после охлаждения зависят от химического состава стали и характерного времени $\Delta t_{8/5}(c)$ охлаждения от температуры 800 до 500 °С.

$$\text{Мартенсит } V_M^{\max} = 0,5 \left[1 - \operatorname{erf} \frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_M^{50}}{\ln S_M} \right]; \quad (3)$$

$$\text{Феррито-перлит } V_{фп}^{\max} = 0,5 \left[1 + \operatorname{erf} \frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_{фп}^{50}}{\ln S_{фп}} \right]; \quad (4)$$

$$\text{Бейнит } V_6^{\max} = 1 - V_M^{\max} - V_{фп}^{\max}, \quad (5)$$

где Δt_M^{50} — время (с) охлаждения от температуры 800 до 500 °С, при котором в микроструктуре после охлаждения образуется 50 % мартенсита ($V_M^{\max} = 0,5$); $\Delta t_{фп}^{50}$ — время (с) охлаждения от температуры 800 до 500 °С, при котором в микроструктуре после охлаждения образуется 50 % феррито-перлита ($V_{фп}^{\max} = 0,5$); $S_M, S_{фп}$ — параметры модели распада аустенита.

Величины параметров $\Delta t_M^{50}, \Delta t_{фп}^{50}, S_M, S_{фп}$ для низколегированных сталей (массовая доля %: $0,05 \leq C \leq 0,4$; $Mn \leq 2$; $Si \leq 0,8$; $Cr \leq 2$; $Mo \leq 1$; $Ni \leq 1,5$; $V \leq 0,2$; $Ti \leq 0,03$; $Al \leq 0,05$; $Nb \leq 0,03$) определяются согласно данным работы [18] в зависимости от химического состава стали.

Результаты математического моделирования. Полученные при решении задачи нестаци-

онарной теплопроводности расчетные данные полей максимальных температур и характерные термические циклы при наплавке позволили оценить размеры ЗТВ и скорость охлаждения металла па трубовой зоны при различных технологических параметрах (рис. 2, табл. 4).

Полученные результаты моделирования для двух технологий дуговой наплавки показали (рис. 3), что при автоматической наплавке в металле ЗТВ образуется бейнитно-мартенситная структура, доля мартенсита составляет до 12%. При ручной наплавке покрытыми электродами вследствие более высокой скорости охлаждения доля мартенсита в металле ЗТВ достигает 48%.

Полученные расчетные результаты относительно бейнитно-мартенситной микроструктуры стали 15X2НМФА после наплавки достаточно хорошо согласуются с литературными данными [11].

Для проверки полученных расчетных данных были проведены эксперименты по физическому моделированию на Gleeble 3800 термических циклов наплавки образцов из стали 15X2НМФА и выполнено исследование их микроструктуры. В процессе моделирования на Gleeble 3800 было исследовано несколько режимов, моделирующих термические циклы наплавки: при постоянных скоростях охлаждения, с охлаждением по реальному термическому циклу наплавки, с выдержкой и без выдержки при максимальной температуре термического цикла, при разной максимальной температуре сварочного цикла.

Физическое моделирование термического цикла с длительной выдержкой при нагреве. Испытуемый образец нагревался до температуры 1000 °С за 10 мин, при температуре 1000 °С выдерживался 170 мин, что составило общее время нагрева 180 мин, с последующим охлаждением при постоянной скорости 1; 3; 5; 7 °С/с. В процессе термического воздействия происходила запись

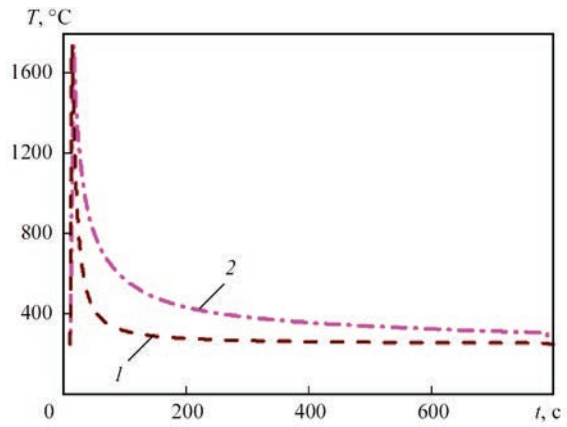


Рис. 2. Характерные термочиклы при ручной дуговой наплавке покрытыми электродами (1) и автоматической дуговой наплавке под флюсом лентой 60 мм (2)

Таблица 4. Результаты расчета размера ЗТВ и скоростей охлаждения для различных технологических параметров наплавки

Технология дуговой наплавки	Ширина валика, мм	Температура подогрева, °С	Размер ЗТВ, мм	Скорость охлаждения $w_{8/5}$, °С/с
Ручная покрытым электродом	15	250	6	8...9
Автоматическая под флюсом	60	250	10	4...5

дилатометрических данных, на основе которых была построена ТКД распада переохлажденного аустенита. Для оценки достоверности полученных результатов экспериментальная ТКД была сопоставлена с существующей ТКД для стали 15X2НМФА [15] (рис. 4).

Анализ полученной ТКД стали 15X2НМФА показал, что она заметно отличается от существующей. Различия заключаются в наличии высокотемпературной области бейнитного превращения в пределах всех исследованных скоростей охлаждения. Тогда как в диаграмме распада аустенита [15] бейнитное превращение заканчивается при

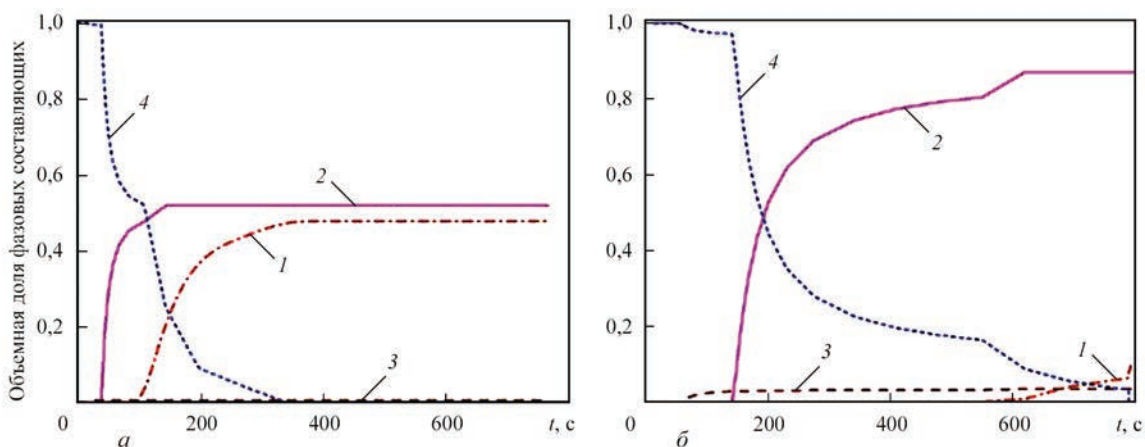


Рис. 3. Результаты расчетного прогнозирования кинетики распада аустенита в металле ЗТВ при дуговой наплавке: а — ручная дуговая наплавка покрытыми электродами; б — автоматическая наплавка под флюсом лентой $b = 60$ мм (1 — мартенсит; 2 — бейнит; 3 — феррито-перлит; 4 — аустенит)

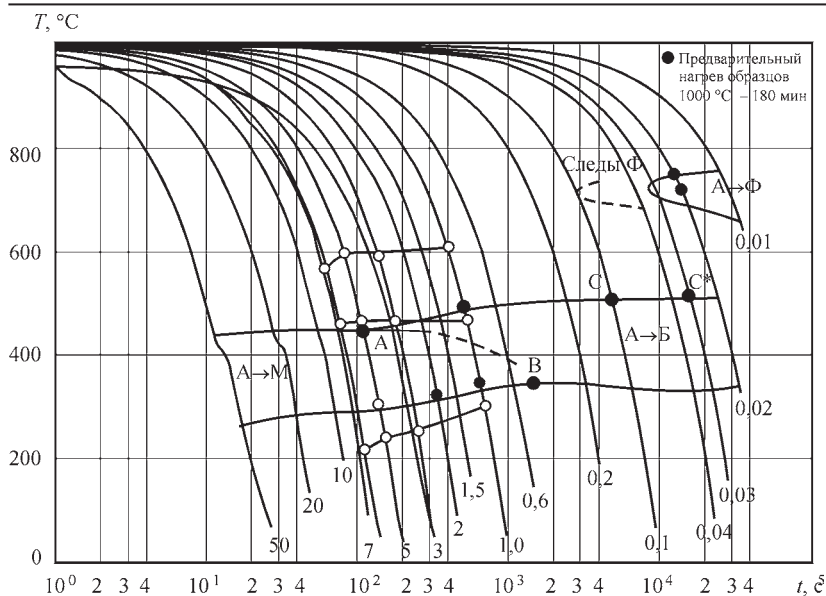


Рис. 4. Сравнение полученной экспериментальной (○) и существующей (●) [15] ТКД распада аустенита стали 15Х2НМФА

Таблица 5. Температуры бейнитного и мартенситного превращения стали 15Х2НМФА

Скорость охлаждения $w_{8/5}$, °C/c	Температура начала бейнитного превращения, °C	Температура бейнитного/мартенситного превращения, °C	Температура конца мартенситного превращения, °C	A_{c1} , °C	A_{c3} , °C
1	607	464	302	683	858
3	590	465	253	672	861
5	600	464	243	704	861
7	568	460	215	690	866

Таблица 6. Результаты металлографического анализа

Скорость охлаждения $w_{8/5}$, °C/c	Твердость по Виккерсу HV1, МПа	Доля бейнит/мартенсит по результатам структурного анализа, %	Доля бейнит/мартенсит по результатам Gleeble, %
1	3530 МПа...3780 МПа	92/8	74/26
3	4070 МПа...4670 МПа	37/63	44/56
5	4390 МПа...4760 МПа	32/68	41/59
7	4700 МПа...4820 МПа	20/80	34/66

скорости охлаждения 5 °C/c. Температуры начала бейнитного превращения в существующей ТКД достигают 550...560 °C для низких скоростей охлаждения, тогда как в экспериментальной диаграмме температура начала бейнитного превращения достигает 607 °C для скорости охлаждения 1 °C/c (табл. 5).

Температура начала мартенситного превращения в исследованных образцах достаточно близка к литературным данным. Результаты металлографических исследований образцов при скоростях охлаждения 1, 3, 5, 7 °C/c представлены на рис. 5.

Используя методы количественной металлографии была определена доля структурных составляющих в исследованных образцах (табл. 6).

Анализ полученных результатов показал, что с увеличением скорости охлаждения доля мартенсита возрастает с 8 до 80 % (по результатам струк-

турного анализа) или с 26 до 66 % (по результатам Gleeble), а твердость микроструктуры HV1 возрастает с 3530 МПа...3780 МПа до 4700 МПа...4820 МПа.

Физическое моделирование термического цикла без длительной выдержки при нагреве. Было проведено дополнительное моделирование при скорости охлаждения 5 °C/c, однако без длительной выдержки и при ускоренном нагреве, чтобы сократить пребывание металла в высокотемпературном состоянии. Предложенный термический режим включал нагрев до 1000 °C, выдержку при этой температуре длительностью 1 с и последующее охлаждение с постоянной

скоростью 5 °C/c. Моделируемый температурный режим более достоверно соответствует реальным условиям нагрева/охлаждения металла ЗТВ при дуговой сварке/наплавке стали 15Х2НМФА. Анализ показал достаточно хорошее соответствие экспериментальных данных и данных работы [15] по температурам превращения в стали 15Х2НМФА при термическом цикле без длительной выдержки с постоянной скоростью охлаждения 5 °C/c. Так, температура начала мартенситного превращения 452 °C хорошо соответствует аналогичной температуре на ТКД, представленной в работе [15], которая составляет 445 °C. Температура окончания мартенситного превращения 320 °C также почти соответствует температуре окончания мартенситного превращения 300 °C при данной скорости охлаждения. Результаты количественного анализа микроструктуры подтвердили образование почти полностью 100 % мартенситной структуры. Экспериментально наблюдаемое наличие перегиба на кривой превращения при 200 °C, по-видимому, связано с «жестким» характером закрепления образца в процессе моделирования.

Физическое моделирование реального термического цикла сварки. При реальном технологическом процессе сварки/наплавки ох-

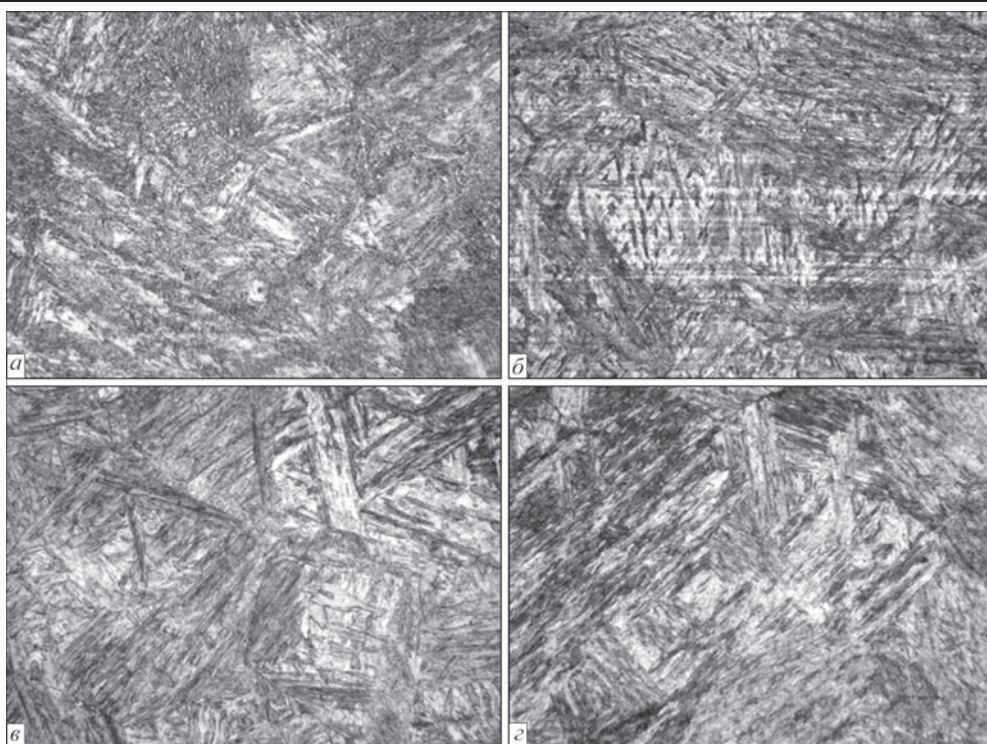


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) образцов стали 15X2NMFA после выдержки при температуре 1000 °C в течение 170 мин и последующем охлаждении со скоростями: *a* — 1 °C/c; *b* — 3; *c* — 5; *d* — 7

лаждение металла не происходит по линейной зависимости, однако такой подход позволяет значительно упростить процесс физического моделирования. В работе был запрограммирован реальный термический цикл наплавки, который соответствовал охлаждению от 1000 °C со скоростью 5 °C/c в интервале температур 800...500 °C.

Сопоставление полученных данных реального цикла охлаждения с циклом охлаждения при постоянной скорости без длительной выдержки представлено на рис. 6. Анализ кривых превра-

щения позволил определить температуры начала превращения, образования промежуточной (мартенситной) фазы и температуры конца превращения (табл. 7).

Сравнение дилатометрических кривых при различных циклах охлаждения представлено на рис. 7. Анализ дилатограмм показывает, что начало превращения для обоих термических циклов наступает при близкой температуре 460...466 °C, а условная скорость превращения (изменение доли фазы в зависимости от температуры) в области развитого превращения (сред-

няя часть) также практически одинакова (угол наклона кривых). Существенные различия в характере превращения наблюдаются в области образования мартенсита (250...350 °C), где характер кривых различен.

Полученные данные дилатометрического исследования позволяют заключить, что морфология микрокристаллической структуры образца после термического цикла при постоянной скорости охлаждения и образца после реального термического цикла имеют небольшие отличия.

Сравнение микроструктур образцов, полученных при постоянной скорости охлаждения без дли-

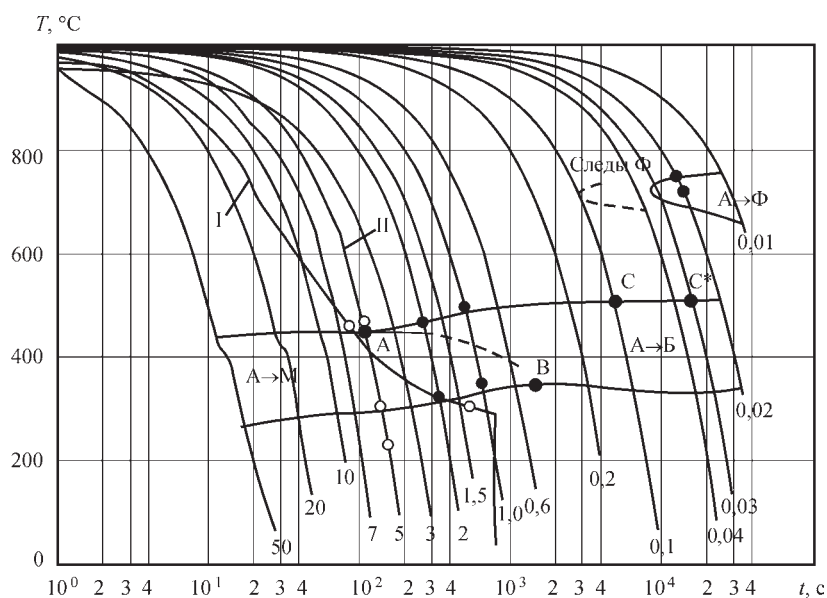


Рис. 6. Сравнение данных ТКД превращения, полученных при охлаждении образца по реальному термическому циклу сварки (I) и по термическому циклу с постоянной скоростью охлаждения (II) [15]

Таблица 7. Температуры бейнитного и мартенситного превращений стали 15X2НМФА в условиях термического цикла сварки

Условия моделирования	Температура начала превращения, °С	Температура промежуточной фазы, °С	Температура конца превращения, °С	A_{c1} , °С	A_{c3} , °С
Без длительной выдержки, при постоянной скорости охлаждения	466	306	231	683	858
Реальный термический цикл	460	–	304	672	861

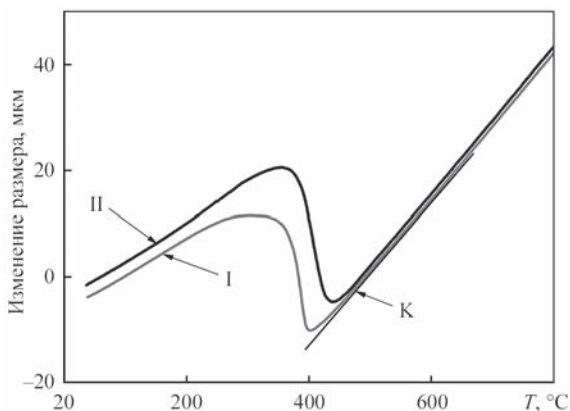


Рис. 7. Дилатограммы превращения, полученные при постоянной скорости охлаждения (I) и при охлаждении по реальному термическому циклу наплавки (II); К — область начала превращения, отклонения обеих дилатограмм от участка линейного термического расширения

тельной выдержки и по реальному циклу сварки представлены на рис. 8.

Структура образца, полученного при постоянной скорости охлаждения $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ без длительной выдержки в аустенитной области, представляет собой структуру мелкоигльчатого мартенсита (рис. 8, а). В образце возможно наличие небольшого количества бейнита — до 3...5 %. Твердость по Виккерсу *HV1* данной структуры изменяется от 4460 МПа до 4580 МПа.

Структура образца, полученного по реальному циклу сварки, крайне неоднородна и представляет собой полосчатую структуру, состоящую из чередующихся продольных участков дисперсной и крупноигльчатой структуры (рис. 8, б). Участки дисперсной структуры представляют собой участки мелкоигльчатого мартенсита, а крупноигльчатой — участки нижнего бейнита. Твердость по

Виккерсу *HV1* данной структуры изменяется от 3940 МПа до 4460 МПа. По результатам количественной металлографии доля структур в исследованном образце составила 80...90 % мартенсита и 10...20 % бейнита.

Таким образом, сопоставление микроструктур исследованных образцов показывает, что хотя средняя скорость охлаждения в обоих образцах на участке превращения $800\text{...}500\text{ }^{\circ}\text{C}$ была почти одинакова и составляла $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, образующиеся в процессе охлаждения стали 15X2НМФА структуры несколько отличаются друг от друга. В одном случае образуется полностью мартенситная структура, тогда как в другом — мартенсито-бейнитная.

Металлографические исследования образцов стали 15X2НМФА при различных максимальных температурах сварочного цикла. Металлографические исследования образцов после имитации реальных термических циклов сварки на Gleeble 3800, различающиеся максимальной температурой нагрева, представлены на рис. 9.

Структура образца, полученного по реальному термическому циклу сварки при максимальной температуре нагрева $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, характеризуется полосчатой неоднородной структурой, состоящей из чередующихся полос дисперсного мелкоигльчатого мартенсита (80...90 %) и крупноигльчатой структуры нижнего бейнита (10...20 %) (рис. 8, б, 9, а).

Структура образца, полученная по реальному термическому циклу сварки при максимальной температуре нагрева $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$, характеризуется однородной мартенситной структурой (рис. 9, б). Размер крупных мартенситных пакетов составляет $50\text{...}60\text{ }\mu\text{м}$, мелких — $20\text{...}30\text{ }\mu\text{м}$. Размер

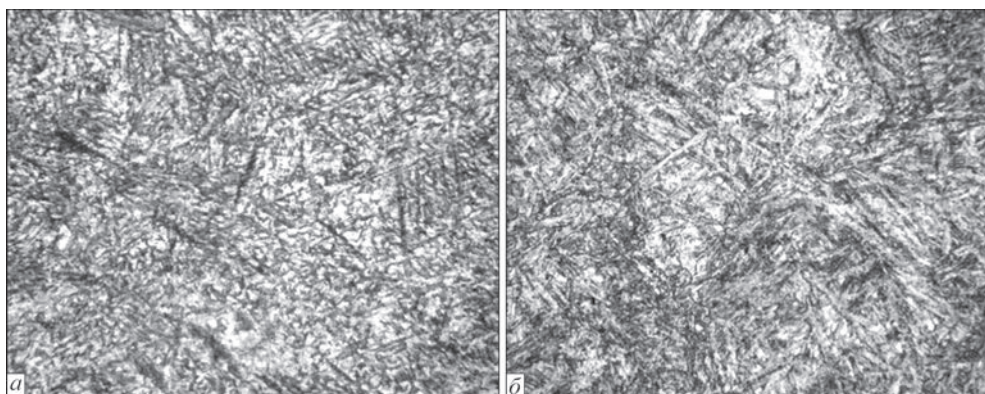


Рис. 8. Микроструктура ($\times 500$) образца при $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ без длительной выдержки с постоянной скоростью охлаждения (а) и полученного по реальному циклу сварки (б)

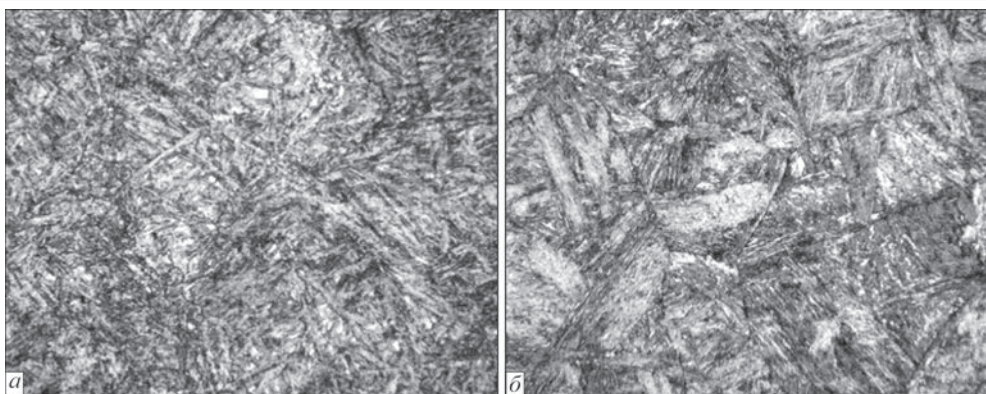


Рис. 9. Микроструктура ($\times 500$) образца при $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, полученная по реальному термоциклу сварки при максимальной температуре нагрева $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) и $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б)

мартенситных зерен соответствует 3,5...4 баллу зерна по ASTM ($100\text{...}120\text{ }\mu\text{m}$). Твердость по Виккерсу $HV1$ данной структуры изменяется от 4130 МПа до 4530 МПа . По результатам количественной металлографии доля структур в исследованном образце составила 100% мартенсита.

Таким образом, сопоставление микроструктур исследованных образцов показывает, что повышение максимальной температуры нагрева с 1000 до $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к значительному росту первичного аустенитного зерна, полностью устраняет полосчатость структуры, вызванную механи-

ческой обработкой (прокаткой) исходных листов стали 15X2НМФА, и образованию полностью мартенситной структуры с более высоким уровнем твердости в отличие от мартенсито-бейнитной структуры, формирующейся в образце при максимальной температуре цикла $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Сопоставление дилатометрических кривых реального термического цикла, полученного при различных максимальных температурах цикла без выдержки, представлено на рис. 10.

Анализ полученных результатов показал, что кривые превращения имеют различный характер. На стадии нагрева до температуры $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ дилатометрические кривые полностью соответствуют друг другу. При максимальной температуре нагрева $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ превращение в высокотемпературной области начинается при температуре $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$, и заканчивается при температуре $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, что соответствует образованию в этой области структуры δ -феррита. При проведении моделирования цикла с максимальной температурой нагрева $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, очевидно, что образование δ -феррита отсутствует в виду недостаточной температуры нагрева.

Исследование кинетики превращения показало, что превращение протекает по сходному механизму и имеет одинаковый характер. Различие в кинетических кривых превращения для максимальных температур нагрева составляет $10\text{...}15\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 11).

Анализ полученных результатов дилатометрического исследования позволяет заключить, что изменение максимальной температуры нагрева почти не влияет на кинетику образования мартенситной фазы, несущественно влияет на температуры начала и конца образования фаз, но оказывает заметное влияние на суммарную величину мартенситного превращения (дилатометрический эффект).

Построение ТКД распада аустенита для двух максимальных температур сварочного термоцикла. На основании проведенного термомодефор-

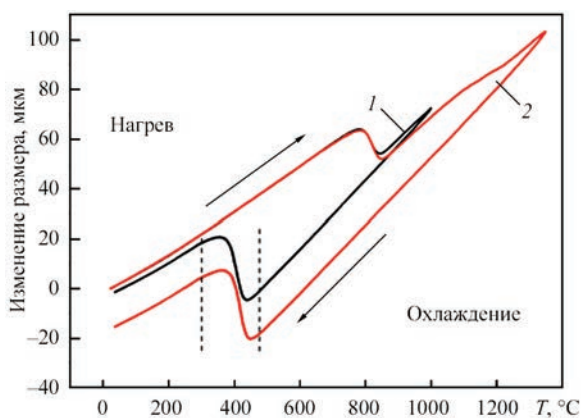


Рис. 10. Дилатогаммы превращения, полученные при разных максимальных температурах термического цикла: 1 — 1000 ; 2 — $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$

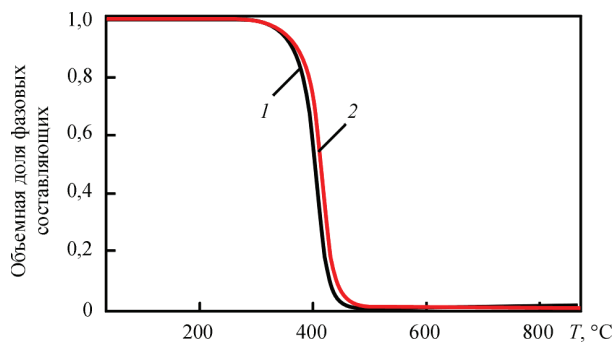


Рис. 11. Зависимость доли образующейся фазы от температуры для реального термического цикла в зависимости от максимальной температуры нагрева: 1 — максимальная температура нагрева $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$; 2 — 1350

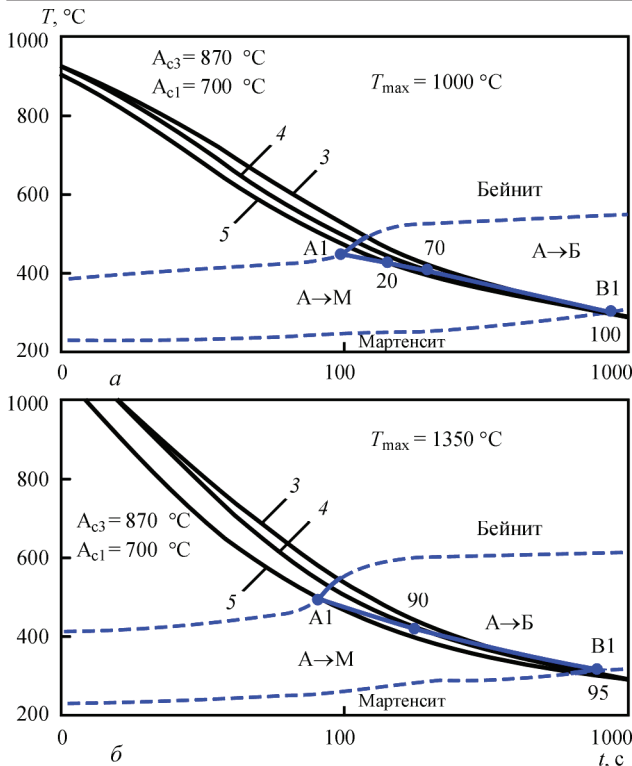


Рис. 12. ТКД распада аустенита для стали 15X2NMFA для характерных сварочных циклов охлаждения при максимальной температуре нагрева: а — 1000 °С; б — 1350 (3–5 — скорость охлаждения) в диапазоне 800...500 °С

мационного исследования с помощью установки Gleeble 3800 и последующего металлографического анализа образцов для характерных термических циклов сварки/наплавки с разной скоростью охлаждения в интервале температур 800...500 °С и двух различных максимальных температур нагрева были получены две сварочные ТКД для стали 15X2NMFA (рис. 12).

Сравнение экспериментальных ТКД с существующей диаграммой [15] указывает на небольшую разницу в величинах температур начала и конца превращений (в пределах 50 °С), а также на основное отличие — диапазон мартенситно-бейнитного превращения и его критические скорости охлаждения. Согласно существующей диаграммы точка А соответствует началу диапазона мартенситно-бейнитного превращения (100 % мартенсита, скорость охлаждения 5 °С/с), точка В — окончанию (100 % бейнита, 0,6 °С/с). Это так называемые критические скорости охлаждения в диапазоне мартенситного и бейнитного превращений.

Согласно экспериментальным диаграммам на рис. 12 точки начала и конца диапазона мартенситно-бейнитного превращения отвечают точкам А1 и В1, которые не совпадают с точками А и В существующей диаграммы на рис. 4, 6. Точка А1 (критическая точка мартенситного превращения) находится на кривой охлаждения 5 °С/с, как и точ-

ка А, а точка В1 (критическая точка бейнитного превращения) на кривой охлаждения 3 °С/с, что не соответствует точке В (≈ 0,6 °С/с) диаграммы из работы [15].

Можно сделать вывод, что согласно экспериментальным данным, полученным для реальных сварочных термических циклов, диапазон скоростей охлаждения мартенситно-бейнитного превращения более узкий, чем в существующих ТКД распада аустенита [8, 15, 16], полученных с длительной выдержкой на этапе нагрева и с последующей постоянной скоростью охлаждения.

Выводы

1. Сравнительный анализ расчетных результатов показал существенное влияние технологических параметров процесса дуговой наплавки на кинетику микроструктурных превращений и остаточный микроструктурный фазовый состав в металле ЗТВ корпусной стали 15X2NMFA. Применение методики на основе параметрических регрессионных уравнений позволяет рассчитать структурный состав металла ЗТВ: для режима ручной дуговой наплавки покрытыми электродами ($w_{8/5} = 8...9$ °С/с) максимальное содержание мартенсита около 50 %, для автоматической дуговой наплавки под флюсом ленточными электродами ($w_{8/5} = 4...5$ °С/с) максимальное содержание мартенсита не превышает 15 %.

2. Экспериментально установлено, что в исследованном диапазоне скоростей охлаждения 1...7 °С/с конечная микроструктура металла ЗТВ стали 15X2NMFA при длительной выдержке 180 мин при температуре 1000 °С в аустенитной области состоит из бейнито-мартенситной смеси, а при короткой выдержке 1 с — из мартенсита. Можно сделать вывод, что длительная выдержка при температуре 1000 °С, предназначенная для полной аустенизации металла перед охлаждением по сварочному термическому циклу, не является адекватным условием для достоверного физического моделирования.

3. Сравнение ТКД образцов, полученных при охлаждении с постоянной скоростью и по реальному циклу сварки показало, что кинетика превращения при постоянной скорости охлаждения происходит при более низких температурах на 20...30 °С по сравнению с превращением по сварочному термическому циклу. Структура образца, полученного при постоянной скорости охлаждения 5 °С/с без длительной выдержки в аустенитной области, представляет собой структуру мелкоигольчатого мартенсита, тогда как структура образца, полученного по реальному сварочному циклу охлаждения (со средней скоростью 5 °С/с), состоит из участков мелкоигольчатого мартенсита и нижнего бейнита до 10...20 %.

4. Показано влияние максимальной температуры нагрева 1000 и 1350 °С на характер превращения, микроструктуру, долю формирующихся фаз, положение температур начала и конца образования бейнита и мартенсита.

5. Сопоставление полученных экспериментальных данных и результатов математического моделирования микроструктурных превращений при реальном наплавочном цикле охлаждения подтверждают формирование бейнитно-мартенситной структуры в металле ЗТВ КР ВВЭР-1000, однако величина содержания мартенсита существенно отличается (разница составляет до 50 %). Для расчетного определения содержания структурно-фазовых составляющих необходимо использовать экспериментальные ТКД распада переохлажденного аустенита для характерных сварочных/наплавочных термических циклов, в которых отсутствует длительный нагрев (выдержка) при температуре аустенизации, а охлаждение происходит с переменной скоростью.

6. Для адекватной оценки микроструктурного фазового состава в металле ЗТВ корпусной стали 15Х2НМФА при сварке/наплавке были построены ТКД распада переохлажденного аустенита для характерных скоростей охлаждения 3...5 °С/с и двух максимальных температур термического цикла 1000 и 1350 °С.

Полученные результаты исследований могут быть использованы для расчетного определения остаточных напряжений в КР ВВЭР-1000 при обосновании продления ресурса безопасной эксплуатации.

Список литературы

- (1989) *Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок* (ПНАЭ Г-7-002-86). Госатомэнергонадзор СССР. Москва, Энергоатомиздат.
- Хлыбов А.А., Углов А.Л. (1998) Определение физико-механических характеристик материала образцов, подвергаемых радиационному облучению. *Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева*, 1, 220–228.
- 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*. Москва, НИЦ «Курчатовский институт».
- 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, НИЦ «Курчатовский институт».
- Марков С.И. (2012) *Металловедческие основы производства заготовок для высоконадежных элементов энергетических и трубопроводных систем*: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Москва, Центр. науч.-исслед. ин-т технологии машиностроения.
- Марголин Б.З., Швецова В.А., Гуленко А.Г. и др. (2002) *Прогнозирование трещиностойкости корпусной реакторной стали на основе концепции «Mastercurve» и вероятностной модели*. *Проблемы прочности*, 1, 5–21.
- Фоменко В.Н. (2017) *Прогнозирование вязкости разрушения для расчета прочности корпусов реакторов типа ВВЭР на основе испытаний образцов-свидетелей и локального критерия хрупкого разрушения*: дис. ... канд. техн. наук. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей».
- Попова Л.Е., Попов А.А. (1991) *Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворе в сплавах титана*. Справочник термиста. 3-е изд., перераб. и доп. Москва, Металлургия.
- Карзов Г.П., Марголин Б.З., Теплухина И.В., Пиминов В.А. (2016) *Материаловедческие аспекты повышения безопасности эксплуатации энергетических установок типа ВВЭР на основе совершенствования стали для корпусов реакторов*. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Подольск, ОАО «ОКБ-Гидропресс».
- Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. (1989) *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений*. 2-е изд., перераб. и доп. Москва, Машиностроение.
- 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*, 1, 16–23.
- (1977) *Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams*. American Society for Metals.
- Zhang Zhuyao, Farrar R.A. (1995) *An atlas of continuous cooling transformation diagrams (CCT) applicable to low carbon low alloy weld metals*. London, Institute of Materials.
- Zeyffarth P. (1982) *Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. Berlin, VEB Verlag Technik, Duesseldorf, DVS-Verlag.
- Центр моделирования литейных процессов и технологий (<http://mip-cast.ru/treatment>).
- 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-технической Уральской школы-семинара металлургов-молодых ученых*. Екатеринбург, 21–23 ноября 2017. Екатеринбург, УрФУ, сс. 250–252.
- Касаткин О.Г., Зайффарт П. (2002) *Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей*. *Сборник трудов международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»*. Киев.
- Makhnenko V.I., Velikoivanenko E.A., Pochinok V.E. et al. (1999) Numerical Methods for the Prediction of Welding Stress and Distortions. *Welding and Surfacing Reviews*, 3, 1, Part 1, pp. 1–146.
- Dean Deng, Yangang Tong, Ninshu Ma, Hidekazu Murakawa (2013) Prediction of the Residual Welding Stress in 2.25 Cr-1Mo Steel by Taking into Account the Effect of the Solid-State Phase Transformations. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, 26, 3, 333–339 June.
- Yukio Ueda, Hidekazu Murakawa, Yu Luo (1995) A Computational Model of Phase Transformation for Welding Processes. *Transact. of JWRI*, 24(1), 95–100.
- (2003) ПНАЭ Г-7-009-89 *Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок*. Сварка и наплавка, основные положения. Москва.
- Корпус реактора ЗАЭС-1. 1152.02.70.000. Паспорт сосуда, работающего под давлением*.
- Дуб А.В. (2013) *Развитие основных конструкционных материалов для реакторов ВВЭР, ГНЦ РФ*. Подольск, ОАО «НПО ЦНИИТМАШ».
- Воронов А. В. (2013) *Совершенствование качества сварных соединений и наплавленных поверхностей оборудования АЭУ производства*. Санкт-Петербург, ОАО «Ижорские заводы».

26. 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.
27. 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. *E-Journal of Advanced Maintenance*, **2**, Japan Society of Maintenance, 50–64.
28. Dupas P., Moinereau D. (1996) Evaluation of Cladding Residual Stresses in Clad Blocks by Measurements and Numerical Simulations. *Journal de Physique IV Colloque*, **6** (C1), 187–96.
29. 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».*
30. ТУ 108-765-78 Заготовки из стали марок 15X2НМФА и 15X2НМФА-А для корпусов и крышек и других узлов реакторных установок.
31. Kostylev V.I., Margolin B.Z. (2000) Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* **77**.
32. (2000) *Методика определения ресурса корпусов атомных реакторов в процессе эксплуатации (МРК-СХР-2000), РД ЭО 0353-02*, Санкт-Петербург–Москва.
11. Margolin, B.Z., Varovin, A.Ya., Kostilyov, V.I. (2005) Determination of residual stresses in the WWER vessels after multirun welding, surfacing and high-temperature tempering. *The Paton Welding J.*, **14**, 14-20.
12. (1977) *Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams*. American Society for Metals.
13. Zhang Zhuyao, Farrar, R.A. (1995) *An atlas of continuous cooling transformation diagrams (CCT) applicable to low carbon low alloy weld metals*. London, Institute of Materials.
14. Zeyffarth, P. (1982) *Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. Berlin, VEB Verlag Technik, Duesseldorf, DVS-Verlag.
15. Center of modeling of casting processes and technologies. <http://mip-cast.ru/treatment>
16. 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.
17. Soloviov, I.V., Kornienko, O.Yu, Zhilyakov, A.Yu., Belorusets, A.M. (2017) Investigation of decay kinetics of overcooled austenite of steel 15Kh2NMFA during continuous cooling. In: *Proc. of 18th Intern. Sci.-Techn. Conf. of Ural School-Seminar of Metallurgists-Young Scientists (Russia, Ekaterinburg, 21-23 November 2017)*. UrFU, 250-252.
18. Kasatkin, O.G., Zeyffarth, P. (2002) Calculated models for evaluation of mechanical properties of HAZ metal in welding of low-alloy steels. In: *Proc. of Intern. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes*. Kiev.
19. Makhnenko, V.I., Velikoivanenko, E.A., Pochinok, V.E. et al. (1999) Numerical methods for the prediction of welding stress and distortions. *Welding and Surfacing Reviews*, **3**, Part 1, pp. 1–146.
20. Dean Deng, Yangang Tong, Ninshu Ma, Hidekazu Murakawa (2013) Prediction of the residual welding stress in 2.25 Cr-1Mo steel by taking into account the effect of the solid-state phase transformations. *Acta Metall. Sin.*, **26**(3), 333-339.
21. Yukio Ueda, Hidekazu Murakawa, Yu Luo (1995) A computational model of phase transformation for welding processes. *Transact. of JWRI*, **24**(1), 95-100.
22. (2003) PNAE G-7-009-89: *Equipment and pipings of nuclear power plants*. Welding and surfacing, fundamentals. Moscow [in Russian].
23. *ZhNPP-1 reactor vessel. 1152.02.70.000. Certificate of pressure vessel* [in Russian].
24. Dub, A.V. (2013) *Development of main structural materials for WWER reactors, SRTs RF*. Podolsk, NPO TsNIITMASH [in Russian].
25. Voronov, A.V. (2013) *Improvement of quality of welded joints and deposited surfaces of NPP equipment*. Saint-Petersburg, PJSC "Izhora Plants" [in Russian].
26. 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.
27. 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. *E-J. of Advanced Maintenance*, **2**, Japan Society of Maintenance, 50-64.
28. Dupas, P., Moinereau, D. (1996) Evaluation of cladding residual stresses in clad blocks by measurements and numerical simulations. *J. de Physique IV Colloque*, **6** (C1), 187-196.
29. Tsvitanovich, M., Postruzin, Zh., Munk, R. et al. (2011) Systems of ultrasonic monitoring of metal of NPP reactor vessel Kudankulam. In: *Proc. of Conf. on Safety Assurance of NPP with WWER, Podolsk, ОКБ Гидропресс* [in Russian].
30. ТУ 108-765-78: *Billets from steel of 15Kh2NMFA and 15KhNMFA-A grades for vessels and covers and other assemblies of reactor plants*.
31. 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**.
32. (2000) *Procedure for determination of service life of nuclear reactor vessels during operation (MRK-SKhR-2000), РД ЭО 0353-02*, Saint-Petersburg-Moscow [in Russian].

References

ВПЛИВ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ЦИКЛУ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СКЛАД СТАЛІ 15X2НМФА

О.В. Махненко, В.А. Костін, В.В. Жуков, О.С. Костеневич

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

Останнім часом для прогнозування мікроструктурного фазового складу конструкційних сталей при термічному впливі отримали розвиток математичні методи. За допомогою математичного моделювання на основі існуючих параметричних регресійних рівнянь виконано прогнозування мікроструктурних фазових перетворень в металі ЗТВ основного матеріалу (сталь 15X2НМФА) корпусу реактора ВВЕР-1000 при дуговому наплавленні захисного антикорозійного шару, а також проведено порівняльний аналіз результатів моделювання з отриманими експериментальними даними дилатометричного і металографічного аналізу. Порівняння результатів підтверджує формування бейнітно-мартенситної структури в металі ЗТВ корпусу реактора ВВЕР-1000, проте величина вмісту мартенситу при розрахунковому і експериментальному визначенні істотно відрізняється. Для розрахункового визначення змісту структурних складових необхідно використовувати експериментальні термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту для характерних зварювальних/наплавлювальних термічних циклів, в яких відсутні тривалі нагрів або витримка при температурі аустенізації, а охолодження відбувається зі змінною швидкістю. Для адекватної оцінки мікроструктурного складу в металі ЗТВ корпусної сталі 15X2НМФА при зварюванні/наплавленні були побудовані експериментально термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту для характерних швидкостей охолодження 3...5 °C/c і двох максимальних температур термічного циклу — 1000 і 1350 °C. Отримані результати можуть бути використані при розрахунковому визначенні залишкових напружень в корпусі реактора ВВЕР-1000 для обґрунтування продовження ресурсу безпечної експлуатації. Бібліогр. 32, табл. 7, рис. 12.

Ключові слова: корпус реактора ВВЕР-1000, сталь 15X2НМФА, антикорозійне наплавлення, мікроструктурні перетворення, математичне моделювання, дилатометрія

EFFECT OF COOLING CYCLE OF WELDING ON STRUCTURE-PHASE COMPOSITION OF 15KH2NMFA STEEL

O.V. Makhnenko, V.A. Kostin, V.V. Zhukov, E.S. Kostenevich

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

In the recent years mathematical methods are widely used for prediction of microstructure phase composition of structural steels under thermal effect. Using mathematical modelling based on existing parametric regression equations there was carried out prediction of microstructure phase transformations in HAZ metal of base material (steel 15Kh2NMFA) of WVER-1000 reactor vessel in arc surfacing of protective corrosion resistant layer as well as performed comparative analysis of modelling results with obtained experimental data of dilatometric and metallographic analysis. The comparison of results ensures formation of bainite-martensite structure in HAZ metal of WVER-1000 reactor vessel, however value of content of martensite in calculation and experimental determination is significantly different. For calculation determination of content of structural constituents it is necessary to use the experimental CCT diagrams of austenite decay for characteristic welding/surfacing thermal cycles, which do not have long-term heating or holding at austenitizing temperature and cooling takes place with variable rate. CCT diagrams of undercooled austenite for typical cooling rates 3-5 °C and two maximum temperatures of thermal cycle, namely 1000 and 1350 °C were experimentally plotted for adequate evaluation of microstructure composition in HAZ of vessel steel 15Kh1NMFA in welding/surfacing. Obtained results can be used in calculation determination of residual stresses in WVER-1000 vessel body for grounding the extension of safe operation life. 32 Ref., 7 Tabl., 13 Fig.

Keywords: WVER-1000 reactor vessel, steel 15Kh2NMFA, corrosion resistant surfacing, microstructure transformations, mathematical modelling, dilatometry

Поступила в редакцію 21.05.2019

19 Международная выставка сварочных материалов, оборудования и технологий

15–18 октября 2019 г.

КВЦ «Сокольники», павильоны 4 и 4.1, г. Москва

Тематические разделы выставки:

- Оборудование и материалы для сварки
- Оборудование для резки
- Оборудование и материалы для нанесения защитных и упрочняющих покрытий
- Оборудование для контроля качества сварных соединений
- Инструменты и приспособления для сварочных работ
- Средства индивидуальной и коллективной защиты при проведении сварочных работ

Контакты: www.weldex.ru