

РОЗДІЛ 6

МАТЕРІАЛИ АТОМНИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ

Більше 60 років тому виробництво атомної енергії промислового призначення розпочалося з побудови і введення в експлуатацію 27 червня 1954 р. в місті Обнінськ (Калужська обл., колишній СРСР) першої у світі атомної електростанції (АЕС) потужністю 5 МВт. Наступна АЕС промислового призначення потужністю 46 МВт введена в експлуатацію 1956 р. в Колдер-Холі (Великобританія). У 1957 р. почала виробляти електроенергію АЕС потужністю 60 МВт у Шиппінгпорті (США) [1].

Світовими лідерами у виробництві ядерної електроенергії є: США (788,6 млрд. кВтг/р), Франція (426,8 млрд. кВтг/р), Японія (273,8 млрд. кВтг/р) і Німеччина (158,4 млрд. кВтг/р). У Росії в 2006 р. на АЕС вироблено 154,7 млрд. кВтг/р. [1].

У 2015 р. у світі працював 441 блок АЕС, які зосереджені в 30 країнах світу, зокрема: в США – 103; Франції – 59; Японії – 55; Росії – 34; Україні – 15. Розвиток енергетики супроводжувався вдосконаленням їх конструкцій і збільшенням потужності.

Станом на початок 2015 р. у світі використовували шість основних типів ядерних реакторів: з водою-охолоджувачем під тиском (PWR), або його аналог водо-водяний енергетичний (ВВЕР); киплячий (BWR); важководний (HWR), газо-графітовий (GCR); водо-графітовий (LWGR/РБМК) та на швидких нейтронах (FBR) [2]. За останніми даними МАГАТЕ на кінець 2014 р. всього у світі експлуатувалося окремими країнами 438 ядерних енергетичних реакторів сумарною електричною потужністю 376216 МВт [3]. Розподіл реакторів за типами подано в табл. 6.1.

Таблиця 6.1

Розподіл реакторів за типами і встановленою електричною потужністю (станом на 31.12.2014 р.) [3]

Тип ядерного реактора	Кількість	Потужність, МВт
PWR (ВВЕР)	277	257231
BWR	80	75462
HWR	15	8175
GCR	49	24549
LWGR	15	10219
FBR	2	580
Загалом	438	376216

Кожний тип реактора відрізняється конструкцією, хоча, безумовно, окремі елементи конструкції можуть запозичатися з інших типів. Реактори типу ВВЕР будували, в основному, на території колишнього СРСР і в Східній Європі; реакторів типу РБМК найбільше в Росії, країнах Західної Європи та Південно-Східної Азії; реакторів на важкій воді – в США.

Найбільше експлуатується реакторів типу PWR з загальною встановленою електричною потужністю 257231 МВт.

Через відсутність нових замовлень середній вік ядерних реакторів щороку зростає і у 2004 р. досяг 21 року [4]. Розподіл їх кількості за терміном експлуатації за даними МАГАТЕ у 2005 р. ілюструє рис. 6.1 [5]. Станом на 2014 р. у світі налічувалось 435 комерційних ядерних реакторів зі середнім терміном експлуатації 28,5 років, з них 170 (44% від загалу) функціонували не менше 30 років і 39 – понад 40 років [3].

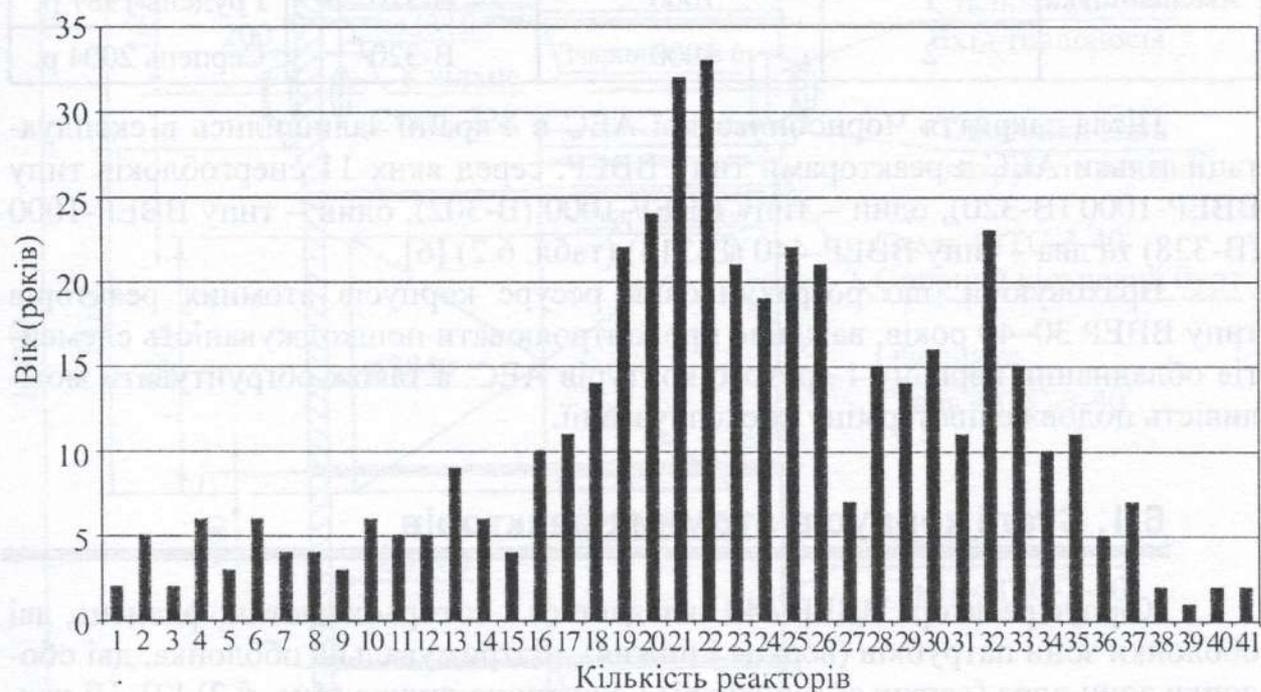


Рис. 6.1. Розподіл кількості реакторів за терміном експлуатації станом на 2005 р. [5].

Таблиця 6.2

Загальна характеристика АЕС України [6]

АЕС	Номер енергоблока	Електрична потужність, МВт	Тип реакторної установки	Дата введення в експлуатацію
1	2	3	4	5
Запорізька	1	1000	В-320	Грудень 1984 р.
	2	1000	В-320	Липень 1985 р.
	3	1000	В-320	Грудень 1986 р.
	4	1000	В-320	Грудень 1987 р.
	5	1000	В-320	Серпень 1989 р.
	6	1000	В-320	Жовтень 1995 р.

1	2	3	4	5
Південно-Українська	1	1000	В-302	Грудень 1982 р.
	2	1000	В-338	Січень 1985 р.
	3	1000	В-320	Вересень 1989 р.
Рівненська	1	420	В-213	Грудень 1980 р.
	2	415	В-213	Грудень 1981 р.
	3	1000	В-320	Грудень 1986 р.
	4	1000	В-320	Жовтень 2004 р.
Хмельницька	1	1000	В-320	Грудень 1987 р.
	2	1000	В-320	Серпень 2004 р.

Після закриття Чорнобильської АЕС в Україні залишилися в експлуатації тільки АЕС з реакторами типу ВВЕР, серед яких 11 енергоблоків типу ВВЕР-1000 (В-320), один – типу ВВЕР-1000 (В-302), один – типу ВВЕР-1000 (В-338) та два – типу ВВЕР-440 (В-213) (табл. 6.2) [6].

Враховуючи, що розрахунковий ресурс корпусів атомних реакторів типу ВВЕР 30–40 років, важливо проконтролювати пошкоджувальність елементів обладнання першого і другого контурів АЕС, а також обґрунтувати можливість продовження терміну їх експлуатації.

6.1. Сталі корпусів атомних реакторів

Корпус реактора ВВЕР-440 складається з чотирьох частин: фланець, дві оболонки зони патрубків (верхня і нижня), підтримувальна оболонка, дві оболонки зони ядра (верхньої і нижньої) і еліптичне днище (рис. 6.2) [7]. Ці частини з'єднані одна з одною за допомогою шести кільцевих швів, зварених під флюсом (присадного дроту Св-10ХМФТ, флюсу АН-42). Для зварювання під флюсом корневих швів використано дріт Св-08А і АН-42.

Зона корпусу ВВЕР містить шість патрубків, до кожного з яких приварені втулки з внутрішнім діаметром 500 мм і товщиною стінки 70 мм, які виготовлені з аустенітної нержавної сталі 08Х18Н10Т.

Слід зазначити, що внутрішня поверхня корпусу ВВЕР першого покоління не захищена антикорозійним облицюванням від впливу охолоджувальної рідини.

На рис. 6.3. зображено корпус реактора AP1000 RPV (США) з розташуванням трьох кільцевих швів, які з'єднують верхню і нижню оболонки корпусу з днищем через перехідне кільце [8].

Шви 2 і 3 суттєво нейтронно опромінюються упродовж розрахункового (60 років) терміну експлуатації (табл. 6.3), тобто більш ніж 1×10^{19} нейтр/см² ($E > 1\text{MeV}$), а шов 1 – значно менше.

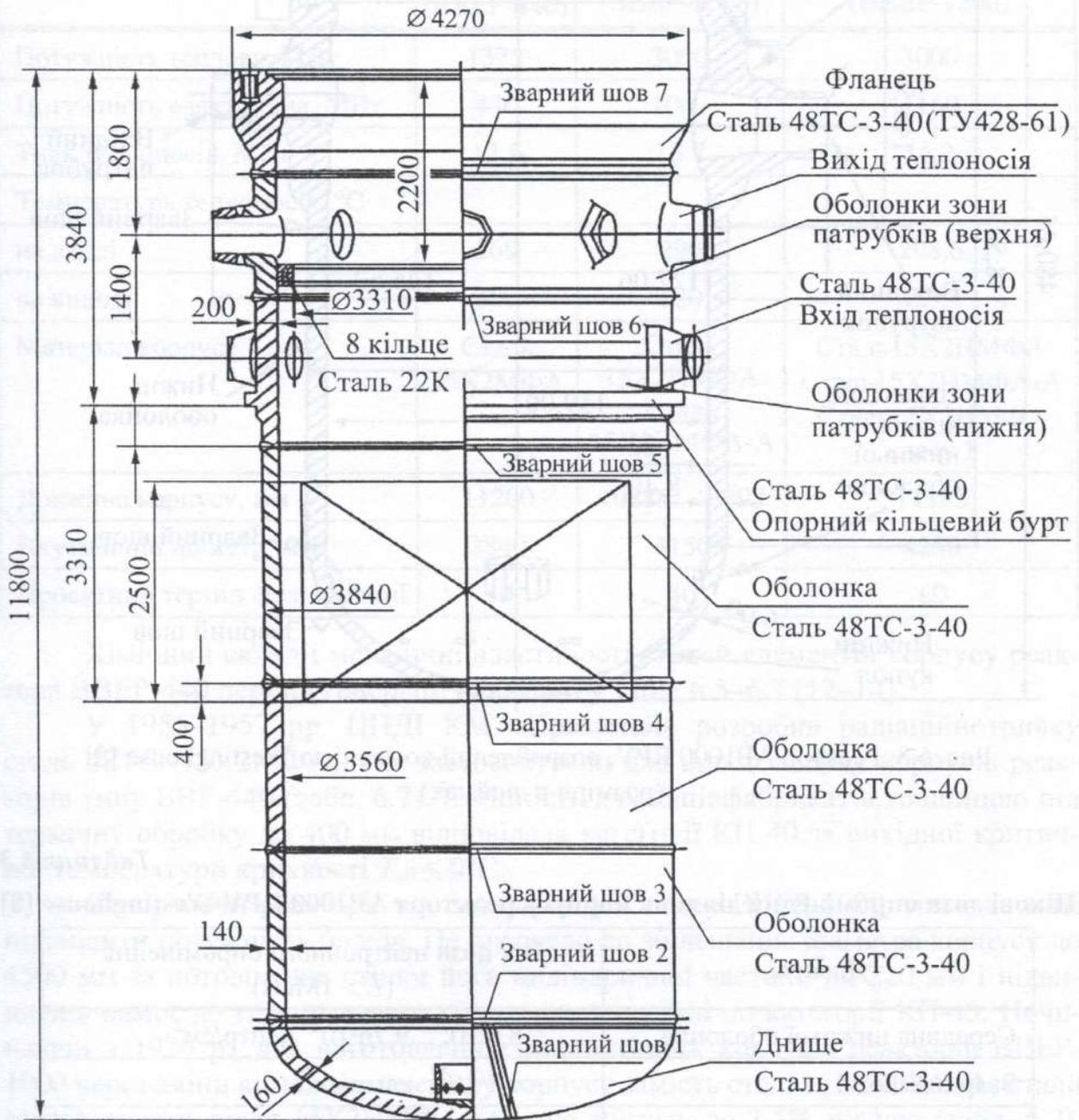


Рис. 6.2. Корпус реактора ВВЕР-440 [7].

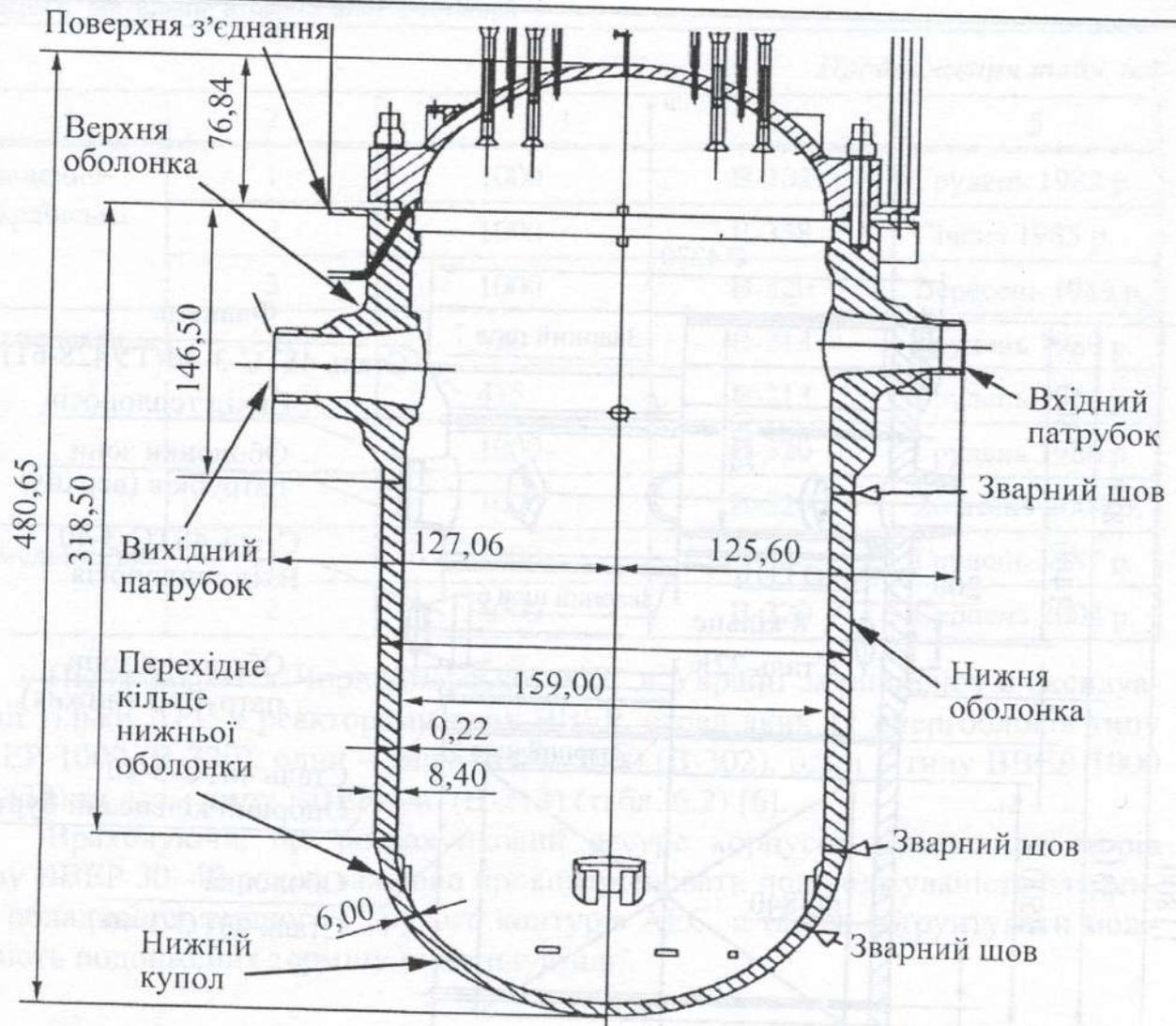


Рис. 6.3. Реактор AP1000 RPV, розроблений компанією Westinghouse [8] (розміри в дюймах).

Таблиця 6.3

Пікові дози опромінення ділянок корпусу реактора AP1000 RPV Westinghouse [8]

Ділянка	Пік дози нейтронного опромінення ($E > 1\text{MeV}$)
Середина нижньої оболонки	$8,9 \cdot 10^{19} \dots 9,76 \cdot 10^{19}$ нейтр/см ²
Зварний шов 1	$< 1 \cdot 10^{17}$ нейтр/см ²
Зварний шов 2	$2,84 \cdot 10^{19} \dots 2,5 \cdot 10^{19}$ нейтр/см ²
Зварний шов 3	$1,25 \cdot 10^{19}$ нейтр/см ²

Основні технічні характеристики корпусу реакторів ВВЕР-440, ВВЕР-1000 і ВВЕР-1200 подано в табл. 6.4 [9–11].

Матеріали для виготовлення корпусу реактора, обладнання першого і другого контурів вибирали чи створювали залежно від проектних температурно-силових і радіаційних параметрів, а також параметрів охолоджувального середовища і теплоносія.

Таблиця 6.4

Корпус реактора ВВЕР [9–11]

Технічні характеристики	Рік пуску		
	1971–1981 (ВВЕР-440)	1980–1984 (ВВЕР-1000)	2007–2013 (ВВЕР-1200)
Потужність теплова, МВт	1375	3000	3000
Потужність електрична, МВт	440	1000	1160
Тиск теплоносія, МПа	12,5	15,7	16,2
Температура теплоносія, °С			
на вході	269	290	298,6
на виході	300	320	329,7
Матеріал корпусу	Сталь 15Х2МФА	Сталь 15Х2НМФА Сталь 15Х2НМФА-А	Сталь 15Х2НМФА Сталь 15Х2НМФА-А Сталь 15Х2НМФА класу 1
Довжина корпусу, мм	11200	10885...10897	11185
Внутрішній діаметр, мм	3840	4150	4250
Проектний термін експлуатації	30	40	60

Хімічний склад і механічні властивості сталей елементів корпусу реактора ВВЕР-440 першої генерації наведено у табл. 6.5–6.7 [12–14].

У 1955–1957 рр. ЦНДІ КМ «Прометей» розробив радіаційнотривку сталь 48ТС (15Х2МФА), яку застосовували для виготовлення корпусів реакторів типу ВВЕР-440 (табл. 6.7). Її міцність для напівфабрикатів товщиною під термічну обробку до 400 мм відповідає категорії КП-40 за вихідної критичної температури крихкості $T_{к0} \leq 0^\circ\text{C}$.

Створюючи реактори стаціонарних АЕС типу ВВЕР-1000, мали на меті підвищити потужність блоків. Це призвело до збільшення діаметра корпусу до 4500 мм за потовщення стінки його циліндричної частини до 220 мм і підвищення вимог до гарантованого рівня міцності сталі до категорії КП-45. Починаючи з 1976 р., для виготовлення товстостінних корпусів реакторів ВВЕР-1000 через зміни вимог до матеріалу корпусу замість сталі 15Х2МФА (А) стали застосовувати сталь 15Х2НМФА (А), що містить до 1,5% нікелю (табл. 6.7). Вважали, що саме додаток нікелю за деякого коректування вмісту хрому і ванадію забезпечить необхідну міцність сталі до категорії КП-45 (замість КП-40 для сталі 15Х2МФА (А)) за одночасно високого опору крихкому руйнуванню, а також кращу прогартуваність у більшому перерізі [14]. Проектний флюєнс на корпусі реактора зменшили приблизно уп'ятеро проти ВВЕР-440, а розрахункову температуру теплоносія підвищили на 20°C .

Росатоменерго за базову модель серійних блоків АЕС прийняв реактори потужністю 1000 МВт і більше, виготовлені зі сталі 15Х2НМФА (А) (табл. 6.7) зі збільшеним терміном служби [14].

Таблиця 6.5

Вимоги до хімічного складу компонентів корпусу реактора типу ВВЕР-440 першої генерації [12]

Елемент обладнання	Матеріал	Вміст елемента, %									
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	S	P
Реактор	15X2МФА	0,13...0,18	0,17...0,37	0,30...0,60	2,50...3,00	0,60...0,80	0,25...0,35	≤0,40	≤0,30	≤0,020	≤0,020
	Св.-10ХМФТ	0,04...0,12	0,20...0,60	0,60...1,30	1,20...1,80	0,35...0,70	0,15...0,30	≤0,30	≤0,25	≤0,015	≤0,042
	Св.-13ХМФТ	0,10...0,16	0,17...0,37	0,30...0,60	2,00...3,00	0,35...0,70	0,25...0,35	≤0,30	≤0,25	≤0,020	≤0,020
Патрубок	08X18H10T	≤0,08	≤0,8	≤1,5	17,0...19,0	—	—	10,0...11,0	≤0,30	≤0,020	≤0,035
	EA-395/9	≤0,11	≤1,20	0,8...2,0	12,5...17,0	4,0...6,5	—	20,0...26,0	—	—	—
	EA-400/10У	≤0,10	≤0,60	1,1...3,1	16,8...19,0	2,0...3,5	0,30...0,75	9,0...12,0	—	≤0,025	≤0,030

Таблиця 6.6

Вимоги до механічних властивостей компонентів корпусу реактора типу ВВЕР-440 першої генерації [12]

Елемент обладнання	Матеріал	20°C					350°C				
		МПа		%		Ψ	KCU кДж/м ²	МПа		δ	Ψ
		σ _B	σ _{0,2}	δ	Ψ			σ _B	σ _{0,2}		
Реактор	15X2МФА	568	490	14	50	8	50	40	14	50	
	Св.-10ХМФТ	539	430	14	50	6	48	38	12	45	
	Св.-13ХМФТ	568	430	14	50	8	50	40	12	45	
Патрубок	08X18H10T	490	196	38	45	—	32	18	—	—	
	EA-395/9	588	360	13	15	—	50	35	15	30	
	EA-400/10У	539	340	18	30	—	44	30	15	35	

Таблиця 6.7

Хімічний склад сталей корпусів атомних реакторів типу ВВЕР (PWR) [13, 14]

Найменування	Корпус реактора		Склад сталі, %													
	Сталь	Вага, т	C	Si	Mn	Fe	Cu	Cr	Ni	Mo	W	V	Домішки			
I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14			
ВВЕР-440	15X2МФА	215	0,13... 0,18	0,17... 0,37	0,30... 0,6	94,17... 95,52	≤0,08	2,5... 3,0	≤0,4	0,6... 0,8	–	0,25... 0,35	0,18... 0,23			
ВВЕР-1000-1	15X2НМФА	320	0,13... 0,18	1,00	1,00	93,16... 94,43	–	1,8... 2,3	1,0... 1,5	0,5... 0,7	–	0,10... 0,12	0,18... 0,23			
ВВЕР-1000-2	15X2В2ФА	320	0,13... 0,18	0,20... 0,35	0,30... 0,60	92,81... 96,23	0,01... 0,10	2,0... 3,5	0,01... 0,05	0,01... 0,05	1,0... 2,0	0,10... 0,35	0,14... 0,19			
	15X2МФА-А	–	0,13... 0,18	0,17... 0,37	0,30... 0,60	–	≤0,07	2,50... 3,0	≤0,40	0,60... 0,80	–	0,25... 0,35	–			
PWR Westinghouse (SA 336)	15X2НМФА-А	–	0,13... 0,18	0,17... 0,37	0,30... 0,60	–	≤0,10	1,80... 2,30	1,00... 1,50	0,50... 0,70	–	0,10... 0,12	–			
	15X2МФА-А мод.А	–	0,15... 0,18	0,17... 0,37	0,30... 0,600	–	≤0,07	2,70... 3,00	0,20... 0,40	0,60... 0,80	–	0,25... 0,35	–			
	SA-336 Code Case 1236	320	–	0,15... 0,35	1,10... 1,50	96,38... 97,24	–	≤0,35	0,40... 0,50	0,50... 0,60	–	–	0,26... 0,32			

Продовження табл. 6.7

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
PWR Westinghouse (SA 533)	SA-533 Type B Class 1	320	—	0,15... 0,40	1,15... 1,50	96,48... 97,53	—	—	0,40... 0,70	0,45... 0,60	—	—	≤0,325
PWR Westinghouse (SA 508)	A-508 Class 2	320	—	0,15... 0,40	0,50... 1,00	95,95... 97,55	≤0,15	0,25... 0,45	0,50... 1,00	0,55... 0,70	—	≤0,05	≤0,3
PWR (French 4 Loop N4 Type Plants)	16MnD5 RCC-M2111	320	—	0,10... 0,30	1,15... 1,60	95,97... 97,36	≤0,02	≤0,25	0,40... 1,00	0,43... 0,57	—	≤0,01	≤0,282
PWR (German Konvoi Design Values)	20MnMoNi5 5 1990	320	—	0,15... 0,30	1,20... 1,50	96,26... 97,22	≤0,12	≤0,20	0,50... 0,80	0,40... 0,55	—	≤0,02	0,19... 0,25

6.2. Основні чинники деградації сталей і зварних швів корпусів атомних реакторів

Під час експлуатації корпус реактора типу ВВЕР піддається механічним напруженням, спричиненими внутрішнім тиском, високим температурам, корозійному впливу теплоносія. Все це відбувається на фоні інтенсивного радіаційного опромінення. Залежно від типу реактора внутрішній тиск змінюється від 12,5 до 16,2 МПа, температура на вході становить 269...299°C, а на виході 300...329,7°C (див. табл. 6.4). Тому важливо знати властивості матеріалу не тільки після виготовлення обладнання, а й їх зміну під час експлуатації.

Для створюваних атомних реакторів згідно з рекомендаціями EUR прагнуть обмежити флюенс нейтронів на стінку корпусу реактора значенням $1 \cdot 10^{19}$ нейтр/см², щоб не допустити перевищення критичної температури крихкості металу корпусу реактора (+30°C) наприкінці терміну експлуатації [14].

Відповідно до ПНАЕ Г-7-002-86 [15] опір крихкому руйнуванню вважають забезпеченим за умови, якщо для обраного розрахункового тріщино-подібного дефекту в режимі роботи $K_I \leq [K_I]$, де K_I – КІН; $[K_I]$ – допустиме його значення.

Згідно з нормами розрахунку міцності тоді температура в'язко-крихкого переходу

$$T_k = T_{k0} + \Delta T_{ag} + \Delta T_N + \Delta T_F, \quad (6.1)$$

де T_{k0} – початкова температура в'язко-крихкого переходу; ΔT_{ag} , ΔT_N , ΔT_F – її зсув внаслідок термічного старіння; циклічного навантаження та нейтронного опромінення.

Зсув температури

$$\Delta T_F = A_F \cdot (F_n / F_0)^{1/3}, \quad (6.2)$$

де A_F – коефіцієнт радіаційного окрихчування; F_n – флюенс нейтронів за $E \geq 0,5$ МеВ; $F_0 = 1022$ нейтр/м². Формула вірна, якщо $10^{22} < F_n < 3 \cdot 10^{24}$ нейтр/м².

Коефіцієнт радіаційного окрихчування залежить від температури опромінення, матеріалу легувальної композиції, вмісту шкідливих домішок (Р і Сu). Згідно з Нормами [15], значення A_F визначають за кореляційною формулою $A_F = 800 (P + 0,07Cu)$ за температури опромінення 270°C і $A_F = 800 (P + 0,07Cu) + 8$ при 250°C, де Р і Сu – вміст фосфору і міді у відсотках. Запропоновано багато формул для оцінювання радіаційного окрихчення матеріалів з урахуванням впливу домішок, які побудовані на статистичному аналізі результатів експериментів [16–25]. Основні з них подано в табл. 6.8.

Найбільше на інтенсивність перебігу радіаційного окрихчення впливають мідь, фосфор, нікель, кремній і марганець, а також суттєво – температура опромінення.

Вплив радіаційного опромінення на зсув температури крихкості згідно з нормами ASME визначають за формулою [26, 27]

$$ART_{NDT} = \text{initial } RT_{NDT} + \Delta RT_{NDT} + M, \quad (6.3)$$

допуск

$$M = 2\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_\Delta^2} \quad (6.4)$$

де σ_1 – нормальне відхилення температури в'язко-крихкого переходу матеріалу; σ_Δ – відхилення (розкид) зсуву температури, $\sigma_\Delta = 16^\circ\text{C}$ – для зварних швів і 10°C – для поковок основного металу; $\text{initial } RT_{NDT}$ – початкова температура в'язко-крихкого переходу матеріалу.

На основі аналізу експериментальних даних отримали таку регресійну формулу для консервативної оцінки зсуву перехідної температури основного металу корпусу реактора ВВЕР-1000 упродовж тривалої експлуатації [30]:

$$\Delta T_k = 8,2 \cdot F^{0,4} + \Delta T_T + 37, \quad (6.5)$$

де ΔT_T – термічна компонента окрихчення, що дорівнює 10°C .

Для відновлення властивостей радіаційно окрихченого матеріалу використовують відновлювальний відпал. Виконано 13 таких процедур для реакторів ВВЕР-440 в Росії, країнах Східної Європи, Фінляндії, на Рівненській АЕС в Україні [44].

Таблиця 6.8

Формули для оцінювання радіаційного окрихчення матеріалу і зварних швів корпусів реакторів

Матеріал	Формула	Флюенс швидких нейтронів, температура опромінення
1	2	3
Нікелевмісні сталі [15]	$\Delta T_F = A_F \cdot (F_n / F_0)^{1/3}$, $F_0 = 10^{22}$ нейтр/м ² де P і Cu – вміст фосфору і міді у відсотках; $A_F = 800 (P + 0,07\text{Cu}) + 8$ за температури опромінення 250°C і $A_F = 800 (P + 0,07\text{Cu})$ при 270°C	$10^{22} < F_n < 3 \times 10^{24}$ нейтр/м ² , $E > 0,5$ MeV
Нікелевмісні сталі ВВЕР-1000 [22]	$\Delta T_F = (20 + 230 \cdot (10 \cdot P + \text{Cu})) \cdot l$	$10^{22} < F_n < 3 \times 10^{24}$ нейтр/м ² , $E > 0,5$ MeV

1	2	3
Зварні шви з нікелем ВВЕР-1000 [22]	$\Delta T_F = 16,9 \text{Ni}^{1/3} \text{Mn}^{0,7} \cdot (1 - \text{Si}) \cdot l$	$10^{22} < F_n < 3 \times 10^{24}$ нейтр/м ² , $E > 0,5$ MeB
Сталь 15X2HMФАА і її зварні шви ВВЕР-1000 [21]	$\Delta T_F = A_F \cdot (T_{\text{опр}} \cdot C_{\text{Ni}}) \cdot (F_n / F_0)^{1/3} - \Delta T_\delta$ $F_0 = 10^{22}$ нейтр/м ² , ΔT_δ – зміна критичної температури крихкості у початковий період опромінення	$10^{22} < F_n < 3 \times 10^{24}$ нейтр/м ² , $E > 0,5$ MeB
Низьковуглецева сталь (плити, поковки і зварні шви) корпусів PWR [28]	$\Delta RT_{\text{NDT}} = (CF) \cdot f^{(0,28 - 0,10 \log f)}$, CF – функція вмісту міді і фосфору	$F_n = 10^{19}$ нейтр/м ² , $E > 1$ MeB
Зварний шов ВВЕР-440 [29]	$\Delta T = [884 \cdot P + 51,3 \cdot \text{Cu}] \cdot \Phi^{0,29}$, $\Delta T = 800 \cdot (1,11 \cdot P + 0,064 \cdot \text{Cu}) \cdot \Phi^{0,29}$	$10^{22} < F_n < 3 \times 10^{24}$ нейтр/м ² , $E > 0,5$ MeB
Основний метал ВВЕР-440 [29]	$\Delta T = 8,37 \cdot F^{0,43}$	$10^{22} < F_n < 3 \times 10^{24}$ нейтр/м ² , $E > 0,5$ MeB
Зварний шов з високим вмістом нікелю, корпус реактора ВВЕР-1000 [30]	$\Delta T_F = 1,34 \cdot C_{\text{Ni}} \cdot C_{\text{Mn}} \cdot F^{0,8}$, $\sigma = 10,4^\circ\text{C}$, якщо $C_{\text{Ni}} > 1,3\%$	$F = 6 \cdot 10^{23}$ нейтр/м ² , $E > 0,5$ MeB, $290^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$
Основний метал і зварні шви [30]	$\Delta T_F = 1,44 \cdot F^{0,5}$, $\sigma = 19,7^\circ\text{C}$ для $C_{\text{Ni}} < 1,3\%$	$F = 6 \cdot 10^{23}$ нейтр/м ² $290^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$
Зварні шви корпусу реактора ВВЕР-1000 [30]	$\Delta T_F = 1,68 \cdot C_{\text{Ni}} \cdot C_{\text{Mn}} \cdot F^{0,5}$, $\sigma = 13,5^\circ\text{C}$, якщо $C_{\text{Ni}} < 1,3\%$	$F = 6 \cdot 10^{23}$ нейтр/м ² , $E > 0,5$ MeB, $290^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$

Таблиця 6.9

Розтріскування елементів корпусів атомних реакторів

№ за/п	Дата виявлення	Назва атомної електростанції, термін експлуатації	Тип реактора	Елемент	Характеристика тріщиноутворення	Тип тріщин, причина їх появи
1	2	3	4	5	6	7
1	7.11.2009 [31]	Crystal River, Західна Флорида, США	PWR	Підсилена захисна бетонна стінка товщиною 1067 мм	Одна тріщина (довжина тріщини 7620 мм; ширина – 13 мм)	–
2	12.03.2010 [31–33]	Davis-Besse, США	RPV	Ділянка патрубків, низьковуглецева легована корозійнотривка сталь	Розтріскування 24 із 69 досліджених патрубків	–
3	1989 [34–36]	Galvert Cliffs, Блок 2, США	RPV	Втулки патрубків зі сплаву 600 у верхній кришці реактора	Розтріскування	Розтріскування під тиском води первинного контуру
4	1991 [37]	Bugey, Блок 3, Франція	RPV	Патрубок зі сплаву 600 у верхній кришці реактора	Осьова тріщина, ініційована біля зварного шва	Корозійне розтріскування. Протікання під час гідростатичного випробування
5	Весна 2001 [38]	Oconee, Сенека, Південна Кароліна, США	RPV	Патрубки головки реактора для приводу СУЗ	Осьові тріщини в патрубку	Корозійне розтріскування
6	2012 [38]	Shearon Harris, Нова Гора, Північна Кароліна, США	RPV	Патрубки головки реактора для приводу СУЗ	Тріщини в чотирьох патрубках	Поверхнева, ненаскрізна

Продовження табл. 6.9

1	2	3	4	5	6	7
7	2013 [38]	Shearon Hargis, Нова Гора, Північна Кароліна, США	RPV	Патрубки головки реактора для приводу СУЗ	Тріщини в п'яти патрубках довжиною 8 мм і глибиною 4 мм (приблизно 25% від товщини стінки)	Поверхнева, ненаскрізна
8	2001–2015 [7]	Нововоронезька АЕС, РФ, 45 років	ВВЕР-440	Патрубки Ду500 корпусу реактора	Найбільша довжина тріщини 30 мм на лінії сплавлення на внутрішній поверхні патрубків, зварний шов №10	На внутрішній поверхні патрубків, зварний шов № 11. На внутрішній поверхні патрубків, зварний шов № 10. На зовнішній поверхні зварного з'єднання № 10
9	2012 [40, 41]	Doel-3, Бельгія; 33 роки	RPV	Основний метал нижньої і верхньої ділянок стінки активної зони реактора	7200 тріщин з внутрішньої поверхні глибиною від кількох міліметрів поза інтерфейсом основний метал–наплавлення до 60% товщини стінки. Мікротріщини кругової форми: більшість діаметром 1...10 мм, а найбільші діаметром 67,9 мм	Водневі флокени, які спричинили малі розриви вуглецевої сталі під дією високого тиску водню, вкращеного в метал під час випалювання сталі
10	2012 [40–43]	Tihange-2, Бельгія; 32 роки	RPV	Основний метал нижньої і верхньої ділянок стінки активної зони реактора	Подібні до виявлених на АЕС Doel-3 тріщин. Приблизно 2000 тріщин	Водневі флокени

6.3. Мікроструктурні зміни в сталях і зварних швах корпусів атомних реакторів упродовж експлуатації

Потужне нейтронне випромінювання і високі експлуатаційні температури матеріалу корпусу реактора типу ВВЕР (PWR) спричиняють деградацію властивостей металу оболонок активної зони і зварних кільцевих швів, яка підсилюється сегрегацією домішок і легувальних елементів на межі зерен. Це зменшує пластичність і збільшує схильність до крихкого міжзеренного руйнування. Для матеріалів корпусу реактора ВВЕР-1000 модифікації АА (особливо чиста) вміст фосфору обмежений 0,01 мас.%, однак, високий вміст нікелю сприяє його сегрегації вздовж меж зерен [45]. Для деяких елементів корпусу, зокрема оболонок зони патрубків, вміст домішок обмежується менш жорстко, і концентрація фосфору може досягати 0,014 мас.%. Відомо [46], що сегрегація домішок на межі зерен у сталях корпусів реакторів – це конкуруючий процес вуглецю і фосфору. Проте в матеріалах корпусу реактора під час виготовлення і експлуатації утворюється велика кількість преципітатів розміром від 1...2 нм до декількох сотень нанометрів [47]. Оскільки на межі зерен часто переважають формування карбідів [48], то за сегрегації домішок уздовж межі поділу матриця–карбід мікротріщини під час руйнування можуть зароджуватися саме по них [49]. Під час експлуатації, коли виникають преципітати в об'ємі зерна, фосфор може накопичуватися як на межі поділу карбід–матриця, що спричиняє міжзеренне руйнування, так і на поверхні дрібних преципітатів, що також може сприяти внутрізеренному руйнуванню сталей.

За результатами дослідження руйнування металу зварного шва Св-10ГНМАА корпусу реактора ВВЕР-1000 після опромінення $F \approx 3 \cdot 10^{23}$ нейтр/м² виявили, що тріщини під час крихкого внутрізеренного руйнування зразків переважно підростають через преципітати, а сегрегації фосфору на їх поверхні зменшують адгезію на межі преципітат–матриця, що негативно впливає на механічні властивості матеріалу корпусу реактора [50].

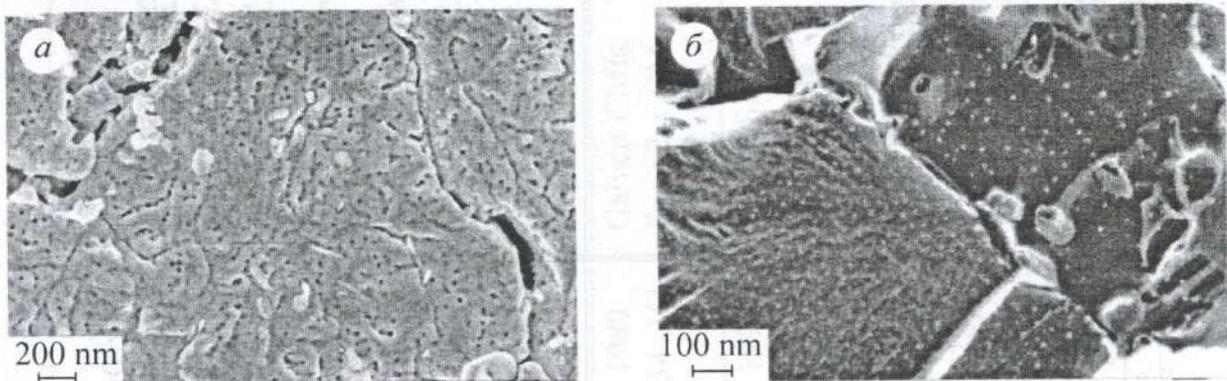


Рис. 6.4. Преципітати на поверхні шліфа (а) і крихкого внутрізеренного руйнування (б) МШ2 ОС корпусу реактора ВВЕР-1000 [50].

Виявлено, що під час міжзеренного руйнування основного металу кришки корпусу реактора ВВЕР-1000 після 10950 діб опромінення за середньої температури 276°C поверхня зерна збагачена фосфором, вуглецем, нікелем і хромом [50], а поверхня преципітата – вуглецем, хромом і фосфором підвищеної концентрації.

Відмінності в хімічному складі сталей корпусів реакторів ВВЕР-440 та ВВЕР-1000 визначають і різницю в кінетиці їх радіаційного окрихчення. Якщо для корпусів реакторів ВВЕР-440 мідь і фосфор є основними елементами, що впливають на кінетику окрихчення, то для реакторів ВВЕР-1000 найбільший темп окрихчення виявлений у матеріалах з гранично високим вмістом нікелю (особливо в металі зварних швів, де він може досягати 1,99%) [51]. Інтенсивність радіаційного окрихчення таких зварних швів вища, ніж матеріалу корпусу реактора ВВЕР-440, що спричинено безперервним збільшенням щільності радіаційно індукованих Ni–Mn–Si збагачених преципітатів, а також посиленням сегрегаційних процесів. У результаті радіаційне окрихчення зразків-свідків металу зварних швів корпусу реактора ВВЕР-1000 з високим вмістом нікелю (понад 1,65%) виявилось суттєвішим за нормативне [51]. Тому такі зварні шви найкритичнішими елементами, що обмежують термін служби корпусу. На підставі експериментальних досліджень вибрано і обґрунтовано режими відновного відпалу зварних швів корпусів реакторів ВВЕР-1000 з підвищеним вмістом нікелю (більше 1,65%), що забезпечує продовження терміну служби проблемних корпусів до 60 і більше років [52, 53].

6.4. Діагностика пошкодження сталей і зварних швів корпусів атомних реакторів

Посудина високого тиску є головним компонентом ядерного реактора для безпечної експлуатації АЕС. Упродовж терміну служби корпусу реактора відмови слід унеможливити, оскільки системи безпеки не призначені, щоб впоратися з ними.

У 1971 р. зафіксовані перші течії в парогенераторах PWR, спричинені корозією сплаву 600. Потім на блоці № 3 АЕС “Сан-Онофріо” з реактором PWR виявили прокородовані патрубки для контрольно-вимірювальної апаратури на компенсаторі об’єму. У 1987 р. діагностовано протікання втулок компенсатора об’єму на блоці з PWR в Арканзасі (США). А у 1989 р. з’явилися перші відомості про корозійне розтріскування на блоках атомних реакторів у Франції.

У США у 1989 р. зафіксовано стрес-корозійне розтріскування втулок патрубок під тиском води первинного контуру зі сплаву 600 на АЕС Galvert Cliffs Unit 2. Перші випадки такого пошкодження патрубок для входу приводів системи управління захистом у кришках реакторів під тиском у Західній Європі виявили у 1991 р. Корозійне розтріскування у воді первинного контуру реактора верхньої головки приводу стрижнів зі сплаву 600 зафіксу-

вали на АЕС Bugey (Блок №3, Франція) у 1991 р. під час гідростатичного випробування після десяти років експлуатації [37]. Вода протікала крізь осьову тріщину, що зародилася на внутрішній поверхні патрубку біля зварного шва. Весною 2001 р. на АЕС Osconee в Сенеді (Південна Кароліна, США) виявили розтріскування і протікання патрубків головки реактора типу RPV для приводу СУЗ (рис. 6.5) [38]. Деякі випадки розтріскування елементів корпусу реактора наведено в табл. 6.9.

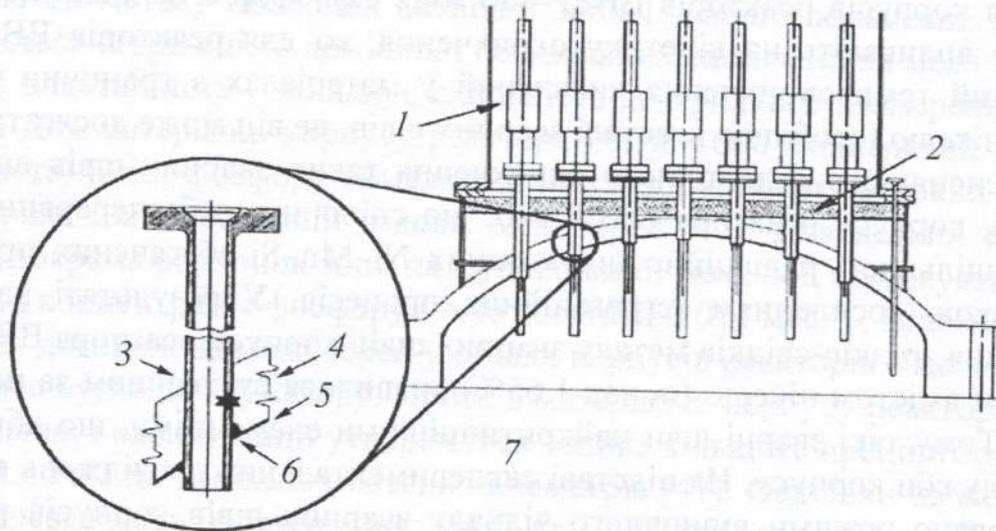


Рис. 6.5. Поперечний переріз кришки реактора з вертикальними металевими трубками для приводу СУЗ. Зірочка вказує місце виявленої тріщини і витоку теплоносія на АЕС Osconee [37]:

1 – механізм приводу СУЗ; 2 – ізоляція кришки; 3 – патрубок; 4 – кришка реактора (вуглецева сталь); 5 – наплавка із нержавної сталі; 6 – У-паз зварного шва; 7 – кришка.

У патрубку виявили також декілька інших глибоких осьових тріщин. Випадки розтріскування патрубків верхньої кришки реактора RPV детально описано в бюлетенях та звіті Комісії з ядерного регулювання США [34, 35], а також у звіті за програмою надійність MRP-111 [36].

Під час обстеження корпусів реакторів Нововоронезької АЕС (РФ) виявили тріщини на внутрішній поверхні патрубків Ду500 корпусу реактора на зварних з'єднаннях № 11 приварювання захисної втулки до наплавлення на радіусному переході корпусу реактора; на внутрішній поверхні (корінь зварного шва № 10) на патрубку 4Г максимальною довжиною 30 мм по лінії сплавлення першого шару наплавки М1 (ЕА395 / 9) з основним металом патрубка Ду500 корпусу реактора; на зовнішній поверхні на зварному з'єднанні № 10 патрубків Ду500 1Г, 3Г, 5Г, 6Г, 2Х, 3Х, 4Х корпусу реактора [7].

У 2012 р. за допомогою ультразвукової діагностики зафіксували приблизно 8000 мікротріщин в основному металі нижньої і верхньої ділянок стінки активної зони реактора АЕС Doel-3 (Бельгія) після 33 років експлуатації [39]. Їх глибина по товщині стінки була від кількох міліметрів поза інтерфейсом основний метал–наплавлення до 60% від товщини з внутрішньої

поверхні. Мікротріщини мали кругову форму діаметром від 1 до 10 мм, а найбільші – 70 мм [41]. Подібні дефекти, але в меншій кількості (загалом 2000) виявили після 32 років експлуатації реактора Tihange-2 (Бельгія) [40–43, 54]. Незалежний міждисциплінарний консорціум експертів INRAG [55] вивчив документи з цього питання [40, 42, 43], які опублікував Бельгійський регулювальний орган FANC [56]. За результатами досліджень INRAG, ці дефекти спричинені виготовленням і не підростали під час роботи реактора. Також їх не виявили під час приймальних випробувань після виготовлення. Водневі флокени зумовили малі розриви вуглецевої сталі під дією високого тиску водню, вкрапленого в метал під час виплавляння. Тому проблему сфокусували на виробнику корпусів реакторів – компанії Rotterdam Drydock Company (RDM). У подальшому висловили припущення, що це проблема світового масштабу і вирішили проінспектувати 430 атомних реакторів у світі [57].

У 2012 р. виявили чотири розтріпані патрубки корпусу реактора АЕС Shearon Harris (Нова Гора, Північна Кароліна, США) [38]. Проте жодна з тріщин не була наскрізною, не спричиняла втрати охолоджувальної води, тому їх відремонтували. У 2013 р. на цій же станції зафіксували тріщини в п'яти патрубках корпусу реактора і його тимчасово зупинили. Подальші перевірки зафіксували тріщину довжиною 8 мм і глибиною 4 мм (або близько 25% від товщини стінки патрубка), що поширилася на ділянку з підвищеним ступенем ризику.

6.5. Міцність і тріщиностійкість сталей корпусів атомних реакторів

Окрихчення матеріалів корпусів реакторів проявляється у зміні механічних властивостей, зокрема, у підвищенні температури в'язко-крихкого переходу, зниженні в'язкості руйнування і верхнього плато енергії руйнування [58–62]. Воно корелює з вмістом міді, фосфору, нікелю і марганцю в сталі. Зокрема, сталеві зварні шви в деяких перших комерційних реакторах – це особлива проблема через підвищений вміст міді в них внаслідок використання обміднених електродів.

Для моделювання радіаційного окрихчення застосовують термічну обробку, яка дає можливість отримати механічні властивості і температуру крихкості основного металу і металу зварного шва, що збігаються з аналогічними для опромінених матеріалів.

Сталь 15X2МФА(I) і її зварний шов, виконаний дротом марки Св-10ХМФТ(I), відповідають стану матеріалу корпусу реактора ВВЕР-440 на початку експлуатації. За допомогою термічної обробки досягли механічних властивостей, а також температури крихкості, як і для радіаційно опроміненої сталі і її зварного з'єднання на ділянці активної зони наприкінці терміну експлуатації – сталь 15X2МФА(III) і Св-10ХМФТ(II) [59]. Розрахункова доза опромінення нейтронами до кінця терміну експлуатації (приблизно 40 років)

корпусу реактора ВВЕР-440 на ділянці активної зони $F = 2,42 \times 10^{20}$ нейтр/см² з енергією понад 0,5 МеВ при температурі опромінення 270°C. При цьому зсув температури крихкості $\Delta T_{к0}$ для сталі і зварного шва становить відповідно 120 і 160°C. Сталь 15X2МФА(II) моделює стан матеріалу до середини терміну експлуатації. У цьому випадку інтегральний флюенс становить $1,21 \times 10^{20}$ нейтр/см² з енергією понад 0,5 МеВ.

У табл. 6.10 описані режими термічної обробки і механічні властивості сталі 15X2МФА і її зварного шва, виконаного дротом марки Св-10ХМФТ, на початку експлуатації і після термообробки, що моделює радіаційне окрихчення.

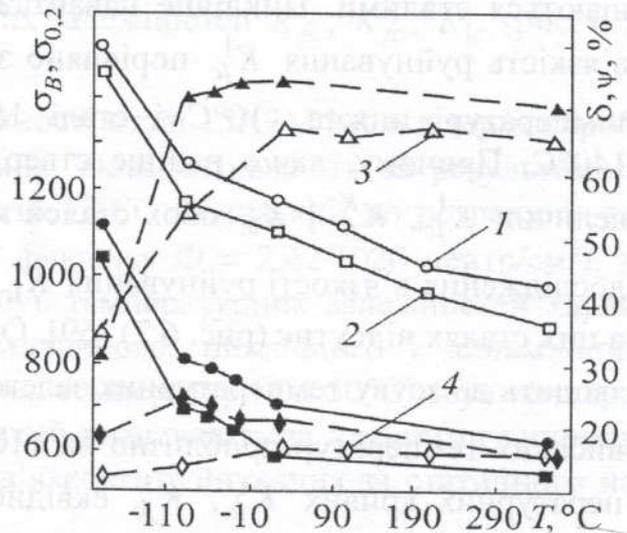
Таблиця 6.10

**Механічні властивості основного металу і зварного шва
корпусу реактора ВВЕР-440 [63]**

Матеріал, його склад, %	Термообробка	T, °C	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	Ψ
			МПа		%	
Сталь 15X2МФА (I): 0,18C; 0,62Mo; 0,27Si; 0,29V; 0,48Mn; 2,58Cr; 0,019S; 0,16Ni; 0,013P; 0,011Ti	Гартування від 1000°C 13 год в олії, відпуск при 963K 24 год у повітрі, додатковий відпуск 84 год у повітрі при 650...670°C	-196	1040	1120	18,6	31,1
		-90	696	805	24,1	72,1
		-60	674	780	23,0	72,8
		-30	647	750	20,4	74,2
		20	584	700	21,0	74,6
		350	545	510	14,7	70,3
Сталь 15X2МФА (II): хім. склад такий самий	Гартування від 1000°C 6 год в олії, відпуск	20	900	1000	15,8	-
Сталь 15X2МФА (III): хім. склад такий самий	Гартування від 1000°C 4 год в олії, відпуск 6 год (одно- разовий) при 620°C	-196	1440	1590	3,1	2,9
		-90	1160	1250	14,2	54,0
		20	1100	1160	16,6	67,2
		100	1040	1110	15,7	65,8
		200	956	1020	15,6	67,4
		350	880	970	15,2	65,2
Сталь 15X2МФАА: 0,15C; 0,64Mo; 0,29Si; 0,25V; 0,45Mn; 0,05Cu; 2,65Cr; 0,011S; 0,07Ni; 0,012P	Гартування від 1000°C 10,5 год в олії, відпуск 19 год у повітрі при 963...700°C, до- датковий відпуск 50 год у повітрі при 660...670°C	-150	923	926	18,2	54,8
		-90	689	761	22,4	60,4
		-30	616	718	21,9	75,1
		20	554	650	19,9	77,4
Зварний шов Св-10ХМФТ(I): 0,04C; 1,17Mn; 0,39P; 0,51Mo; 0,43Si; 1,30Cr; 0,10Ni; 0,20V; 0,014S	Відпуск 45 год у повітрі при 650°C	20	560	624	21,3	66,3
Зварний шов Св-10ХМФТ(II) хім. склад такий самий	-	20	560	700	20,0	-

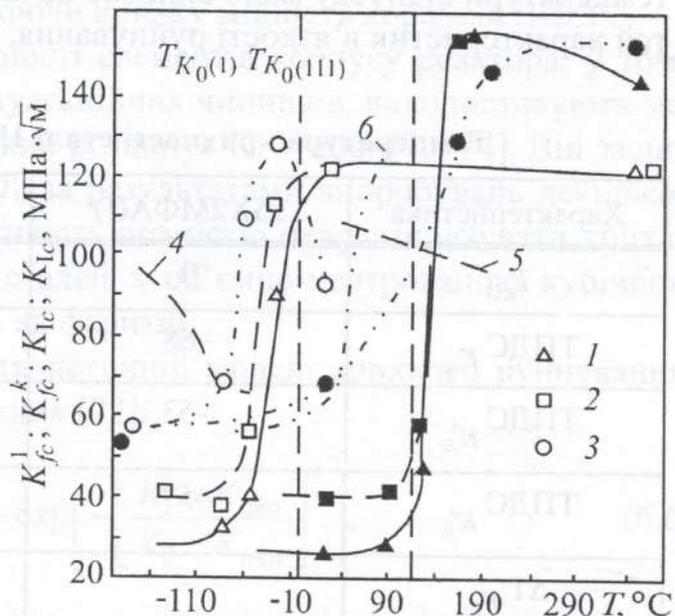
На рис. 6.6. побудовано температурні залежності характеристик міцності і пластичності σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ сталі 15X2МФА(I) і 15X2МФА(III). З підвищенням температури випробувань від -190°C до 350°C значення σ_B і $\sigma_{0,2}$ зменшуються, а δ і ψ спочатку збільшуються, а потім залишаються незмінними (для сталі 15X2МФА(III)), або зменшуються (для сталі 15X2МФА(I)). Зниження температури відпуску з 670 до 620°C істотно (в 1,4–1,7 рази) підвищує умовний поріг текучості і границю міцності сталі 15X2МФА. Сталь 15X2МФАА порівняно зі сталлю 15X2МФА(I) має нижчий середній вміст вуглецю (на 16%), сірки (на 42%), нікелю (на 65%) та ванадію (на 17%). Крім того, нормований вміст міді (0,05%), а також в ній відсутні домішки титану.

Рис. 6.6. Температурні залежності механічних властивостей сталей: темні значки – сталь 15X2МФА(I), світлі – сталь 15X2МФА (III); 1 – σ_B ; 2 – $\sigma_{0,2}$; 3 – ψ ; 4 – δ .



Знижений вміст домішок у сталі 15X2МФАА забезпечує нижчий коефіцієнт радіаційного окрихчення [58, 64, 65] проти сталі 15X2МФА(I).

Рис. 6.7. Залежність характеристик в'язкості руйнування K_{fc}^1 (1), K_{fc}^k (2), K_{Ic} (3) сталі 15X2МФА (I) (світлі позначення) і 15X2МФА (III) (темні) від температури: 4, 5 – лінії, нижче яких виконується умова плоскої деформації відповідно для сталі 15X2МФА(I) і 15X2МФА(III); 6 – розрахункова залежність в'язкості руйнування сталі 15X2МФА(III) за статичного навантаження. $T_{K_0(I)}$, $T_{K_0(III)}$ – температура крихкості сталі (I) і (III).



На рис. 6.7 і в табл. 6.11 наведені результати дослідження впливу температури випробувань на в'язкість руйнування і температуру крихкості сталі 15X2МФА у первісному (I) і окрихченому (III) станах за статичного і циклічного позацентрового розтягу зразків завтовшки 25 і 50 мм. Критичні КІН

K_{fc}^1 , K_{fc}^k визначали за циклічного навантаження при $R = 0,1$ в умовах контрольованого розмаху навантаження, і КІН K_{\max} , що монотонно зростає зі збільшенням довжини тріщини. Відомо, що для циклічно знеміцнюваних матеріалів при температурі нижче температури в'язко-крихкого переходу критичний КІН K_{fc}^k збігається з динамічною в'язкістю руйнування [66–68].

Характеристики тріщиностійкості K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{Ic} (рис. 6.7) спочатку з підвищенням температури до $-30...0^\circ\text{C}$ для сталі 15X2МФА(I) і до $-140...190^\circ\text{C}$ для сталі 15X2МФА(III) монотонно збільшуються, а потім залишаються сталими. Циклічне навантаження істотно (в 1,5–2,7 рази) знижує в'язкість руйнування K_{fc}^1 порівняно з K_{Ic} (K_c) для сталі 15X2МФА(I) при температурі нижче -10°C і сталі 15X2МФА(III) при температурі нижче 140°C . Причому, якщо раніше стверджували, що температурні залежності величин K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{Ic} обох сталей мають чітко окреслене нижнє плато, то дослідження в'язкості руйнування K_{Ic} при 150°C засвідчили, що нижнє плато в цих сталях відсутнє (рис. 6.7) [69]. Окрихчування сталі термообробкою призводить до зсуву температурних залежностей параметрів K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{Ic} у бік високих температур приблизно на $110...125^\circ\text{C}$ (рис. 6.7). Причому зсув температурних кривих K_{fc}^1 , K_{fc}^k еквідистантний, а кут нахилу температурної залежності K_{Ic} до осі абсцис зменшується з переходом від сталі 15X2МФА(I) до сталі 15X2МФА(III). Слід відзначити, що окрихчення внаслідок зниження температури відпуску мало впливає на нижнє плато температурних залежностей характеристик в'язкості руйнування, а верхнє плато збільшується.

Таблиця 6.11

Температура крихкості сталі 15X2МФА(I) і 15X2МФА(III)

Характеристика	15X2МФА(I)	15X2МФА(III)	$\Delta T_{к0}$, $^\circ\text{C}$
$T_{к0}$	0	120	120
ТПДС K_{Ic}	-88	122	210
ТПДС K_{fc}^1	-53	141	194
ТПДС K_{fc}^k	-57	137	194
$\Delta T_{K_{Ic}}$	–	–	165
$\Delta T_{K_{fc}^1}$	–	–	175
$\Delta T_{K_{fc}^k}$	–	–	180

Важливо також порівняти зсув температури в'язко-крихкого переходу (визначеної різними методами) зі зсувом температурних залежностей характеристик в'язкості руйнування K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{Ic} . Температуру в'язко-крихкого переходу T_{k0} визначали за результатами ударних випробувань зразків перерізом 10×10 мм з надрізом (ГОСТ 9467-60) (рис. 6.7, вертикальні лінії), а також на основі методу, де за T_{k0} приймають максимальну температуру, коли виконувалась умова плоскої деформації. Зсув температури крихкості $\Delta T_{ПДС}$ K_{Ic} , визначеної через K_{Ic} , становить 210°C ; визначеної через K_{fc}^1 дорівнює 194°C , що більше за зсув температурних залежностей K_{fc}^1 , K_{fc}^k , K_{Ic} (рис. 6.7; табл. 6.11).

Водночас зсув температури крихкості сталі 15Х2МФА від термообробки, що моделює радіаційне окрихчення, який визначають за результатами ударних випробувань зразків, становить 120°C і близький до розрахункової від нейтронного опромінення ΔT_F (за флюенсу $\Phi = 2,42 \cdot 10^{20}$ нейтр/см²), за підвищених температур ($T > 50^\circ\text{C}$) зсув температурних залежностей характеристик в'язкості руйнування за статичного, циклічного і динамічного навантажень суттєво менший. За нижчих температур ($T > 50^\circ\text{C}$) зсув температури крихкості сталі 15Х2МФА(Ш), який визначають за ударними випробуваннями, і температурної залежності в'язкості руйнування за статичного навантаження збігаються.

Той факт, що зсув температурної залежності величин K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{Ic} більший за зсув температури крихкості, визначеної за ударними випробуваннями, необхідно враховувати, оцінюючи крихку міцність корпусів ВВЕР.

Для оцінювання крихкої міцності елементів корпусу реактора, у тому числі і з урахуванням впливу експлуатаційних чинників, використовують метод т. зв. "майстер кривих" (МК), який розвинув К. Wallin [70–74]. Він заснований на визначенні температури T_0 за результатами випробувань декількох малогабаритних зразків і дає можливість повністю охарактеризувати крихку в'язкість руйнування майже усіх сталей з об'ємно-центрованою кубічною ґраткою, які загалом ідентифікують як феритні.

Метод МК ґрунтується на статистичній моделі крихкого руйнування, що описує розкид в'язкості руйнування [72]:

$$P[K_{Ic} \leq K_1] = 1 - \exp\left(-\left[\frac{K_1 - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right]^4\right), \quad (6.6)$$

де $P[K_{Ic} \leq K_1]$ – кумулятива ймовірності руйнування; K_1 – КІН першого роду; K_{\min} – теоретична нижня границя в'язкості руйнування; K_0 – нормалізована в'язкість руйнування, яка залежить від температури і розмірів зразка,

K_{fc}^1 , K_{fc}^k визначали за циклічного навантаження при $R = 0,1$ в умовах контрольованого розмаху навантаження, і КІН K_{max} , що монотонно зростає зі збільшенням довжини тріщини. Відомо, що для циклічно знеміцнюваних матеріалів при температурі нижче температури в'язко-крихкого переходу критичний КІН K_{fc}^k збігається з динамічною в'язкістю руйнування [66–68].

Характеристики тріщиностійкості K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{Ic} (рис. 6.7) спочатку з підвищенням температури до $-30...0^\circ\text{C}$ для сталі 15X2МФА(I) і до $-140...190^\circ\text{C}$ для сталі 15X2МФА(III) монотонно збільшуються, а потім залишаються сталими. Циклічне навантаження істотно (в 1,5–2,7 рази) знижує в'язкість руйнування K_{fc}^1 порівняно з K_{Ic} (K_c) для сталі 15X2МФА(I) при температурі нижче -10°C і сталі 15X2МФА(III) при температурі нижче 140°C . Причому, якщо раніше стверджували, що температурні залежності величин K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{Ic} обох сталей мають чітко окреслене нижнє плато, то дослідження в'язкості руйнування K_{Ic} при 150°C засвідчили, що нижнє плато в цих сталях відсутнє (рис. 6.7) [69]. Окрихчування сталі термообробкою призводить до зсуву температурних залежностей параметрів K_{fc}^1 , K_{fc}^k і K_{Ic} у бік високих температур приблизно на $110...125^\circ\text{C}$ (рис. 6.7). Причому зсув температурних кривих K_{fc}^1 , K_{fc}^k еквідистантний, а кут нахилу температурної залежності K_{Ic} до осі абсцис зменшується з переходом від сталі 15X2МФА(I) до сталі 15X2МФА(III). Слід відзначити, що окрихчення внаслідок зниження температури відпуску мало впливає на нижнє плато температурних залежностей характеристик в'язкості руйнування, а верхнє плато збільшується.

Таблиця 6.11

Температура крихкості сталі 15X2МФА(I) і 15X2МФА(III)

Характеристика	15X2МФА(I)	15X2МФА(III)	$\Delta T_{к0}$, $^\circ\text{C}$
$T_{к0}$	0	120	120
ТПДС K_{Ic}	-88	122	210
ТПДС K_{fc}^1	-53	141	194
ТПДС K_{fc}^k	-57	137	194
$\Delta T_{K_{Ic}}$	–	–	165
$\Delta T_{K_{fc}^1}$	–	–	175
$\Delta T_{K_{fc}^k}$	–	–	180

що відповідає 63,2% кумулятиви в'язкості руйнування і приблизно дорівнює $1,1 \bar{K}_{Ic}$ (середня в'язкість руйнування).

Модель описує статистичний вплив розмірів зразка [72]:

$$K_{B_2} = K_{\min} + [K_{B_1} - K_{\min}] \cdot \left(\frac{B_1}{B_2} \right)^{1/4}, \quad (6.7)$$

де B_1, B_2 – відповідна товщина зразків. Для конструкційних сталей МК описує температурну залежність в'язкості [72]:

$$K_0 = 31 + 77 \cdot \exp(0,019 \cdot [T - T_0]), \quad (6.8)$$

де T_0 – розрахункова температура ($^{\circ}\text{C}$), за якої середня в'язкість руйнування для зразка товщиною 25 мм становить $\bar{K}_{Ic} = 100 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$ і $K_0 = 108 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

Метод МК покладено в основу нормативних документів [75,76] для визначення розрахункової температури T_0 . Він дає можливість враховувати вплив розмірів зразків на температурні залежності в'язкості руйнування сталей корпусів атомних реакторів на початку експлуатації і після радіаційного окрихчення [76]. У подальшому його поширили для прогнозування температурних залежностей радіаційно окрихчених сталей корпусів реакторів за попереднього термомеханічного навантаження (warm pre-stress) [77].

Одним із методів підвищення крихкої міцності корпусів атомних реакторів, підданих радіаційному окрихченню, є попереднє термомеханічне навантаження, т. зв. ефект warm pre-stress, що полягає в навантаженні тіла за температури, що перевищує температуру в'язко-крихкого переходу, і призводить до значного підвищення опору матеріалів крихкому руйнуванню [63, 77–83, 86–94]. Це стосується металу і зварних швів корпусу реактора в активній зоні, які під дією радіаційного опромінення окрихчуються й підвищується температура зміни їх руйнування від крихкого до в'язкого. Внаслідок цього крихке руйнування матеріалів корпусів і їх зварних з'єднань за наявності тріщиноподібних дефектів можливе за аварійних режимів роботи, коли необхідно заливати холодну воду в корпус реактора.

6.6. Сталі трубопроводів і колекторів парогенераторів

Діаметри циркуляційних трубопроводів, незважаючи на багатоконтурність реакторної установки і значні швидкості теплоносія (9...10 м/с), досить великі: 550 мм для ВВЕР-440 і 850 мм для ВВЕР-1000. Для ВВЕР-440 їх виготовляють з аустенітної нержавної сталі 018НЮТ, а для ВВЕР-1000 – з перлітної малолегованої з внутрішнім наплавленням зі сталі 018НЮ [96]. Характеристики горизонтальних парогенераторів АЕС з ВВЕР наведені в табл. 6.12.

Таблиця 6.12

Характеристики горизонтальних парогенераторів АЕС з ВВЕР [97]

Основний показник	ВВЕР-365	ВВЕР-440	ВВЕР-1000
Кількість парогенераторів на один реактор (кількість петель), шт.	16	6	4
Електрична потужність на один парогенератор, МВт	45,5	73,3	250
Паропродуктивність парогенератора, т/год	325	452	1409
Температура теплоносія на вході/виході парогенератора, °С	280/252	301/268	322/289
Тиск/температура насиченої пари, МПа/°С	3,3/238	4,7/259	6,4/278В
Внутрішній діаметр корпусу, мм	3000	3210	4000
Довжина корпусу, мм	11570	11950	15000
Тиск теплоносія, МПа	10,5	12,5	16,5
Кількість/діаметр трубок, шт./мм	3664/16×1,4	5146/16×1,4	15648/12×1,5
Швидкість теплоносія в трубках, м/с	3,36	2,7	4,89

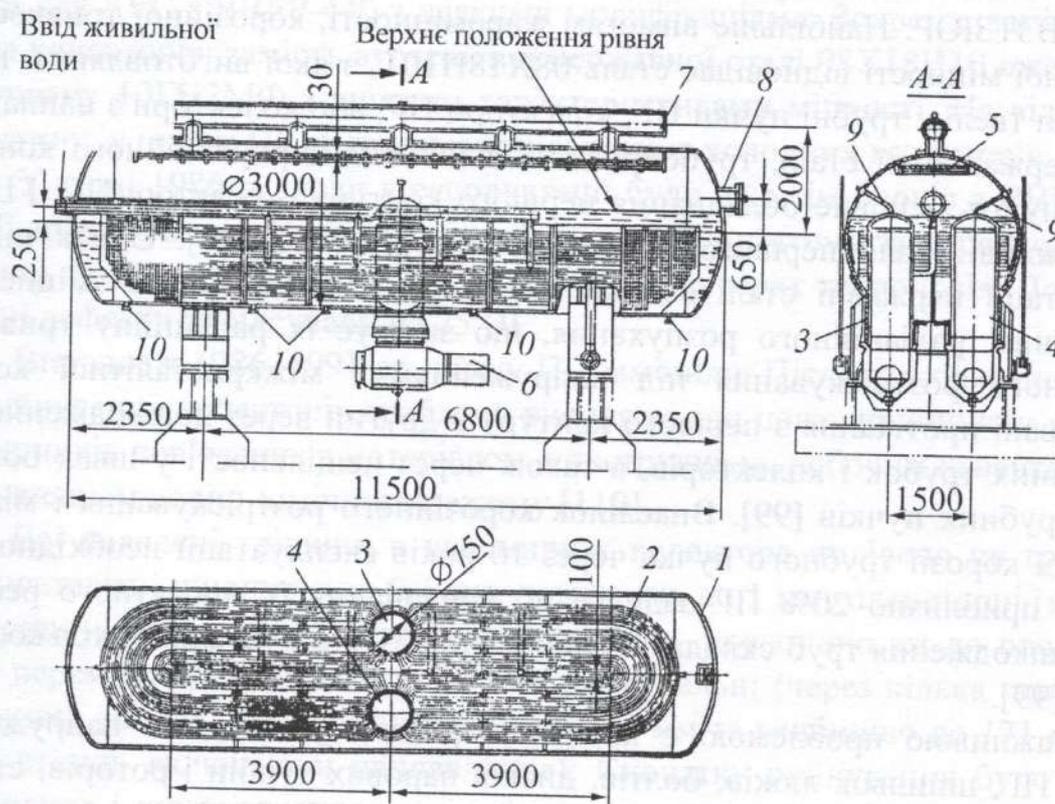


Рис. 6.8 Горизонтальний парогенератор з водяним теплоносієм із зануреним колектором: 1 – корпус парогенератора; 2 – поверхня теплообміну; 8, 4 – входний і вихідний колектори теплоносія; 5 – сепараторний пристрій; 6 – трубопровід головного циркуляційного контуру; 7 – збірний паровий колектор; 8 – лаз; 9 – повітряники колекторів; 10 – продувні і дренажні штуцери [97].

На рис. 6.8 зображено конструкцію парогенератора (ПГ), встановленого на першому і другому блоках Нововоронезької АЕС з реакторами ВВЕР-210 і ВВЕР-365 [97].

У горизонтальному корпусі 1 розміщена трубчаста поверхня 2. Теплоносії надходить у колектор 3, далі трубами поверхні теплообміну 2 і через вихідний колектор 4 головним циркуляційним трубопроводом 6 повертається в реактор. Живильна вода трубопроводом, що проходить уздовж осі парогенератора, подається під поверхню теплообміну з боку входу теплоносія. Пара, що утворюється, осушується в сепараційному пристрої 5 і через збірний колектор 7 направляється у паропровід на турбіну. Для огляду внутрішніх пристроїв ПГ є лаз 8. Для видалення повітря з колекторів ПГ під час заповнення першого контуру теплоносієм є повітряник 9. Лініями 10 частина води відводиться на очищення (продування).

6.7. Основні чинники деградації сталей колекторів парогенераторів і трубопроводів

В енергомашинобудуванні широко застосовують нержавні аустенітні хромонікелеві сталі, зокрема 0X18H10, 08X18H10T, 1X18H10T, 0X18H12B, X15H35B3T3ЮP. Найбільше вимогам жароміцності, корозійної тривкості та механічної міцності відповідає сталь 08X18H10T, з якої виготовляють також оболонки твелів, трубні пучки ПГ, колектори ПГ, або колектори з наплавленням з нержавіючої сталі, трубопроводи головного циркуляційного контуру, що з'єднують основне обладнання першого контуру – реактор, ПГ, ГЦН та інші важливі вузли першого і другого контурів АЕС [98]. Однак під час експлуатації нержавні сталі схильні до високотемпературного зміцнення і окрихчення, радіаційного розпухання, що знижує їх радіаційну тривкість, корозійного розтріскування під напруженням і міжкристалітної корозії. Зафіксовані протікання з першого контуру в другий через пошкодження теплообмінних трубок і колекторів, а також через нещільності у швах обварювання трубних пучків [99]. Внаслідок корозійного розтріскування і міжкристалітної корозії трубного пучка через 10 років експлуатації необхідно замінювати приблизно 20% ПГ задовго до вичерпання їх проектного ресурсу. Такі пошкодження труб складають приблизно 31% від загальної кількості дефектів [99].

Важливою проблемою є корозійне розтріскування під напруженням трубок ПГ, шпильок люків, болтів, дисків парових турбін і роторів, стопорних кілець роторів генераторів тощо АЕС [100–105]. Зокрема, виявлено пошкодження шпильок (сплав ХН35ВТ-ВД) і фланцевого роз'єму колекторів теплоносія першого контуру ПГ АЕС з ВВЕР-440; колекторів парогенераторів (сталь 08X18H10T) під захисними вигородками; холодних колекторів ПГ АЕС з ВВЕР-1000 (сталь 10ГН2МФА); теплообмінних труб ПГ АЕС з ВВЕР-440 та ВВЕР-1000 (сталь 08X18H10T) [106]. Серед основних їх причин

– напружено-деформований стан металу, який визначають технологічні і робочі навантаження, а також порушення водно-хімічного режиму теплоносія.

Повторювані дефекти виявлені на АЕС Росії і України у вигляді “тріщин і розривів у металі зварного з’єднання № 111 між заголовком першого контуру і SG посудини” в період з 1996 по 2013 р. (станом на 2013 р.) [107, 108]. Зокрема, на Південно-Українській АЕС наскрізний по товщині дефект зафіксували в зварному з’єднанні № 111 блоку № 1 у 2001 р. під час профілактичних ремонтних робіт, ненаскрізну тріщину довжиною 315 мм – в блоці № 2 під час ультразвукової діагностики зварного з’єднання № 111.

6.8. Структура і пошкоджуваність сталей парогенераторів і трубопроводів

Всього на сьогодні виготовлено понад 120 ПГ для АЕС з ВВЕР-1000 в Росії, Україні, Болгарії, Ірані, Китаї, Індії [109]. Зараз експлуатується 20 блоків АЕС, у складі яких працюють 80 парогенераторів ПГВ-1000 (ПГВ-1000М).

ПГВ-1000 горизонтального типу конструктивно базується на парогенераторі для АЕС з ВВЕР-440 з деякими модифікаціями. Зокрема, замінено матеріал колекторів: замість аустенітної нержавної сталі 08Х18Н10 вжито низьколеговану 10ГН2МФ з вищими характеристиками міцності. На відміну від прототипу, у цьому ПГ виявили розтріскування холодних колекторів.

У кінці 1986 р., коли в експлуатації було вже сім блоків з ВВЕР-1000, на ПГ другого блоку Південно-Української АЕС (п’ятому за порядком пуску) виявили тріщини на «холодних» вихідних колекторах теплоносія. Потім аналогічні дефекти зафіксували на 25 ПГ.

Впродовж 1986–1991 рр. низку ПГ замінили. Після дослідження випадків руйнування колекторів зроблено висновок, що цього спричинили комбінація чинників пов’язаних з матеріалом, конструкцією, робочим навантаженням і порушенням водно-хімічного режиму [110].

Всі виявлені тріщини в перемичках колектора поділено на три групи [110]: сателітні шириною до 0,1 мм, довжиною до 1 мм; планетарні (між двома сусідніми отворами) шириною 0,2...0,5 мм, довжиною аж до повної довжини перемички, глибиною до 30 мм; магістральні (через кілька перемичок) довжиною до 1000 мм; шириною більше 0,5 мм та глибиною до 171 мм (товщини стінки, включаючи наплавлення). Спочатку руйнування було мішане міжзеренне і внутрізеренне, далі тріщина в перемичках поширювалася внутрізеренно. Вимоги до хімічного складу і механічних властивостей сталі 10ГН2МФА подано в табл. 6.14 і 6.15 [110].

Таблиця 6.13

Дані про пошкодження парогенераторів ПГВ-1000 (вузол з'єднання колекторів з патрубком) [109]

№ за/п	Рік виявлення	АЕС	№ ПГ, виробник, рік	№ блоків і ПГ на АЕС	ПГ на АЕС: монтаж, заміна; рік	Колектор розневолений (+)	Зварне з'єднання			Напрясування до руйнування, роки	Вид дефекту, довжина
							оброблення	наплавлення	вид зварювання		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1	1998	НВ В-302	№ 28 Атоммаш 1988	5ПГ-1	Заміна 1989	Гарячий (+)	Несиметричне (-15°+45°)	так	Корінь, ручне, далі автоматичне	9	Поздовжня тріщина 330 мм
2	2001	ПУ В-302	№ 29 Атоммаш 1988	1ПГ-1	Заміна 1989	Гарячий (+)	Несиметричне (-15°+45°)	так	Від кореня 15 мм, ручне, далі автоматичне	9	Поздовжня тріщина 330 мм
3	2001	ПУ В-302	№ 36 Атоммаш 1988	1ПГ-2	Заміна 1989	Гарячий (+)	Несиметричне (-15°+45°)	так	Від кореня 15 мм, ручне, далі автоматичне	12	Поздовжня тріщина 1315 мм
4	2001	НВ В-302	№ 40 Атоммаш 1988	5ПГ-3	Заміна 1990	Гарячий (+)	Симетричне (±15°)	так	Корінь РАДЗ *, далі РЕДЗ **	15	Поздовжня тріщина 375 мм
5	2003	ПУ В-302	№ 29 Атоммаш 1988	1ПГ-1	Заміна 1989	Гарячий (+)	Несиметричне (-15°+45°)	ні	Від кореня 15 мм, ручне, далі автоматичне	14	Поперечна тріщина 1230 мм
6	2003	ПУ В-302	№ 36 Атоммаш 1988	1ПГ-2	Друга заміна 1989	Гарячий (+)	Несиметричне (-15°+45°)	так	Від кореня, далі автоматичне 15 мм, ручне, даі	14	Поперечна тріщина 650 мм

Продовження табл. 6.13

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
7	2004	ПУ В-302	№ 28 Атоммаш 1988	5ПГ-1	Друга заміна 1989	Гарячий (+)	Несиметричне (-15°+45°)	так	Корінь, ручне, далі авто-матичне	15	Поздовжньо-поперечна тріщина
8	2006	Запо-різька В-320	Атоммаш	4ПГ-3	Монтаж	Гарячий (+)	-	-	-	21	Поздовжньо-поперечна тріщина
9	2006	Бала-ківська В-302	ЗіО 04.1990	1ПГ-1	Заміна 11.1990	Гарячий (+) (на заводі)	Симетричне (±15°)	так	Корінь, РАДЗ, далі РЕДЗ	16	Поздовжньо-поперечна тріщина, 490 мм
10	2006	Калі-нінська В-302	ЗіО 1981	1ПГ-3	Монтаж 1984	Холодний (на АЕС)	Симетричне (±15°)	так	Корінь, РАДЗ, далі РЕДЗ	22	Поздовжнє тріщиноутворення (3-4 ряди)
11	2007	НВ В-302	№ 28 Атоммаш 1988	5ПГ-2 5ПГ-4	Заміна 1989	Гарячий (+)	Несиметричне (-15°+45°)	так	Корінь, ручне, далі авто-матичне	-	-

*РАДЗ – ручне аргонно-дугове зварювання; **РАДЗ – ручне електрично-дугове зварювання

Таблиця 6.14

Вимоги до хімічного складу сталі 10ГН2МФА (в %) [110]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	S	P
0,08... 0,12	0,17... 0,37	0,8... 1,10	≤ 0,3	1,8... 2,3	0,40... 0,70	0,03... 0,07	≤ 0,30	0,020	≤ 0,020

Таблиця 6.15

Вимоги до механічних властивостей сталі 10ГН2МФА [110]

T, °C	σ_B	$\sigma_{0,2}$	Ψ	δ	KCV, кДж/м ²
	МПа		%		
20	≥ 539	≥ 343	≥ 55	≥ 16	≥ 392
350	≥ 490	≥ 294	≥ 50	≥ 14	≥ 245*

Примітка: *при $T = -10^\circ\text{C}$; критична температура крихкості $< 15^\circ\text{C}$.

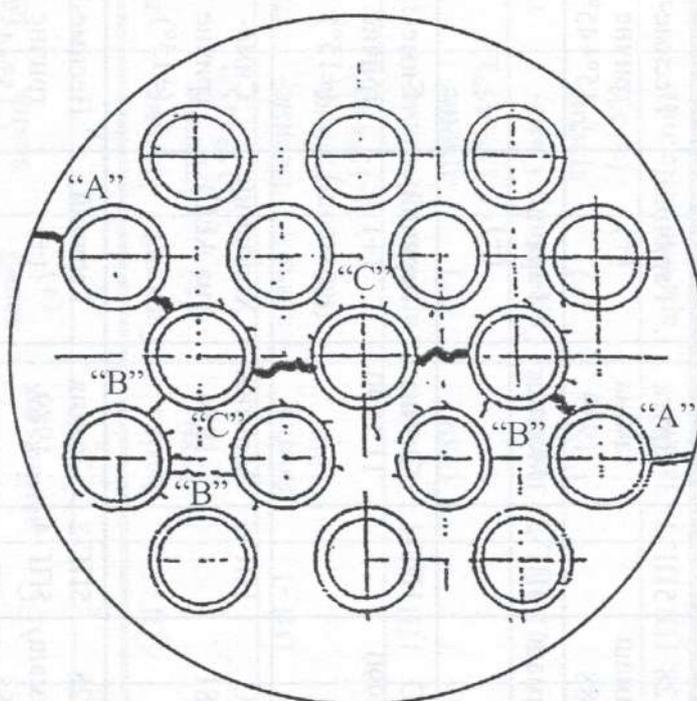


Рис. 6.9. Схема розвитку типових тріщин у колекторі: А – магистральні, В – планетарні і С – сателітні [110].

Однією із причин, окрім технологічних і конструктивних, є схильність сталі 10ГН2МФА до корозійного розтріскування за сповільненого деформування розтягом зі швидкістю деформації $10^{-6} \dots 10^{-7} \text{ с}^{-1}$ у діапазоні температур $230 \dots 320^\circ\text{C}$. У цьому температурному інтервалі спостерігається також критична концентрація кисню, що спричиняє крихке руйнування [110]. Виявлено, що в недеформованій і холоднодеформованій на 20% сталі в аерованій воді високої температури пітинги виникають у місцях включень MnS. Тому

запропоновано замінити спосіб її виплавляння для колектора з відкритого мартенівського на електрошлаковий переплав, а в подальшому перфоровану ділянку колектора виготовляти зі сталі 08X18H10T-B вакуумного переплаву [110].

Література до розділу 6

1. [Електронний ресурс]: Wikiland – Атомна електростанція. – Режим доступу: www.wikiwand.com/uk/%D0%90%D1%82%D0%BE%D0%BC%D0%BD%D0%B0_%D0%B5%D0%BB%D0%B5%D0%BA%D1%82%D1%80%D0%BE%D1%81%D1%82%D0%B0%D0%BD%D1%86%D1%96%D1%8F.
2. *The Database on Nuclear Power Reactors. Number of Reactors Operation Worldwide.* International Atomic Energy Agency. 2013-03-12.
3. *Nuclear Power Reactors In The World* Iaea, Vienna, 2015 IAEA-RDS-2/35 ISBN 978-92-0-104915-5 ISSN 1011-2642 Printed by the IAEA in Austria May 2015.
4. *Фроггамт Е.* Ризики ядерних реакторів [Електронний ресурс] // Ядерна енергія: міф і реальність. – 2005. – № 2. – С. 1–37 (укр. версія). – Режим доступу: www.boell.de/sites/default/files/assets/boell.de/images/download_de/oekologie/ukr_nip2.pdf.
5. [Електронний ресурс] *The Database on Nuclear Power Reactors.* – Режим доступу: www.iaea.org/PRIS/.
6. *Національна доповідь про виконання зобов'язань України відповідно до Конвенції про ядерну безпеку.* – Київ, 2013. – 100 с.
7. *Оценка состояния металла и сварных соединений оборудования и трубопроводов I контура РУ ВВЭР440 I поколения в период сверх проектного срока эксплуатации Нововоронежской АЭС / В.А. Викин, В.В. Жбанников, Прытков А.Н., М.П. Сливкин.* – <http://iet.jrc.ec.europa.eu/apsa/sites/apsa/files/files/documents/Slivkin.pdf>
8. *Generic Design Assessment – New Civil Reactor Build Step 3 Structural Integrity Assessment Of The Westinghouse AP1000.* Division 6 Assessment Report №. AR 09/013. HSE Nuclear Directorate. – 174 p.
9. *Эволюция конструкции корпуса реактора ВВЕР-1000 от головного до ВВЕР-1200 / В.И. Бакалдин, В.И. Каширин, В.И. Петров, В.Г. Федосов // Проблемы прочности.* – 2010. – № 1. – С. 54–61.
10. [Електронний ресурс] Информационный портал “Энергетика. ТЭС и АЭС”. – Режим доступу: tesiaes.ru/?p=9529.
11. [Електронний ресурс] Материалы для корпусов водо-водяных атомных реакторов. – Режим доступу: www.crisim-prometey.ru/about/activities/VVER.pdf.
12. *Gorynin I., Timofeev B., Chernaenko T.* Material Properties Degradation Assessment of the First Generation WWER-440 RPV after Prolonged Operation // Transactions of the 17th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 17) (Prague, Czech Republic, August 17–22, 2003). – P. D 02-4–D 02-12.
13. *Одейчук А.Н.* Материаловедческо-прогнозный подход к выбору корпуса водородяного ядерного реактора // Восточно-Европейский журн. передовых технологий. – 2014. – № 4/5(70). – С. 45–51.

14. Карзов Г.П., Теплухина И.В. Материаловедческие аспекты новых принципов повышения эксплуатационных характеристик теплоустойчивых сталей для корпусов АЭС и их практическая реализация // Вопросы атом. науки и техники. Сер.: Физика радиац. повреждений и радиац. материаловедение. – 2011. – 97, № 2. – С. 46–53.
15. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 526с.
16. Odette G.R., Lucas G.E. Irradiation embrittlement of reactor pressure vessel steels: Mechanisms, models and data correlations // Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels; An International Review (second volume) ASTM STP 909. – Philadelphia, PA, 1986. – P. 206–241.
17. Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels, An International Review, ASTM STP 1170, ed. L. E. Steele. – Philadelphia, PA, 1993.
18. Odette G.R. Radiation-induced microstructural evolution in reactor pressure vessel steels // Microstructure of Irradiated Materials, Symposium Proceedings, Vol. 373, I. M. Robertson, L. E. Rehn, S. J. 252 M. K. Miller et al. Zinkle, W. J. Phythian, eds., Materials Research Society. – Pittsburgh, PA, 1995. – P. 137–148.
19. Radiation Damage of Nuclear Power Plant Pressure Vessel Steels / N.N. Alekseenko, A. Amaev, I. Gorynin, V.A. Nikolaev // American Nuclear Society, La Grange Park, IL. – 1997.
20. Odette G.R., Liu C.L., Wirth B.D. On the composition and structure of nanoprecipitates in irradiated pressure vessel steels // Microstructure Evolution During Irradiation, Symposium Proceedings, Vol. 439, I. M. Robertson, G. S. Was, L. W. Hobbs, T. D. de la Rubia, eds., Materials Research Society, Pittsburgh, PA, 1997. – P. 457–469.
21. Козлов Д.В., Голованов В.Н., Бунаков Н.А. Изменение свойств материала корпуса реактора ВВЭР 1000 под влиянием нейтронного облучения в исследовательских реакторах // Изв. Самарск. науч. центра Росс. академии наук. – 2012. – 14, № 4(4). – С. 1062–1067.
22. Radiation Embrittlement of Soviet 1000-MV Pressurized Water Reactor Vessel Steel 15KH2NMFA, Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels / O.M. Vishkarev, Yu.I. Zvezdin, V.K. Shamardin, G.A. Tulyakov // An International Review (Fourth Volume), ASTM STP 1170. – Philadelphia, 1993. – P. 218–226.
23. Радиационное повреждение стали корпусов водоводяных реакторов / Н.Н. Алексеев, А.Д. Амаев, И.В. Горынин, Ю.А. Николаев. – М.: Энергоатомиздат, 1981. – 192 с.
24. Erak D.Yu., Kryukov A.M., Amaev A.D. Radiation Embrittlement of WWER1000 Pressure Vessel Materials // Irradiation Embrittlement and Mitigation. Proceedings of the IAEA Specialists Meeting held in Madrid, Spain, 1999. – P. 374–385.
25. Shamardin V.K., Golovanov V.N. On the prognosis of radiation service life of steel 15Kh2NMFAA // Irradiation Embrittlement and Mitigation, Proceedings of the IAEA Specialists Meeting held in Gloucester, United Kingdom. – 2001. – P. 547–563.
26. Standard Practice for Conducting Surveillance Tests for Light Water Cooled Nuclear Power Vessels, ASTM-E 185, ASTM, West Conshohocken, PA. – USA, 2002.
27. Standard Practice for Conducting Supplemental Surveillance Tests for Nuclear Power Reactor Vessels, ASTM E-636, ASTM, West Conshohocken, PA. – USA, 2002.

28. *Embrittlement of Reactor Vessel Material*. Regulatory Guide 1, 1989 (Task ME30654). Revision 2 May 1988. – P. 1.99-1–1.99-10.
29. *Guidelines for prediction of irradiation embrittlement of operating WWER-440 reactor pressure vessels IAEA-TECDOC-1442*, Printed by the IAEA in Austria, June 2005. – 70 p.
30. *Radiation Embrittlement Of VVER-1000 Reactor Pressure Vessel Materials* / D. Erak, B. Gurovich, E. Kuleshova, Y. Shtrombakh, D. Zhurko, V. Papina // 22nd Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology Transactions, SMiRT-22 (San Francisco, California, USA, August 18–23, 2013) Division I. – P. 1–10.
https://www.iasmirt.org/transactions/22/Pap_653_ver_1.pdf
31. *Crack in Florida Reactor Containment Signal Hidden Danger In PWR'S/ Nuclear Monitor*. – 2009. – Issue: #697. <https://www.wiseinternational.org/nuclear-monitor/697/crack-florida-reactor-containment-signals-hidden-danger-pwrs>
32. 8 more nozzles at Davis-Besse found to be flawed. *The Blade* (Toledo, OH). 2010-05-04. Retrieved 2015-07-27. <http://www.toledoblade.com/local/2010/05/04/8-more-nozzles-at-Davis-Besse-found-to-be-flawed.html>
33. *Jump up “Meeting set to discuss Besse reactor-head flaws”*. *The Blade* (Toledo, OH). 2010-05-15. Retrieved 2015-07-27. Overview of Nuclear Reactor Systems and Fundamentals. – P. 41.
34. [Електронний ресурс] *Bulletin : 2001-01 : Circumferential Cracking of Reactor Pressure Vessel Head Penetration Nozzles*. – Режим доступу: <http://www.nrc.gov/reading-rm/doc-collections/gen-comm/bulletins/2001/bl01001.html>
35. *NUREG-1823. U.S. Plant Experience With Alloy 600 Cracking and Boric Acid Corrosion of Light-Water Reactor Pressure Vessel Materials*. U.S. Nuclear Regulatory Commission Office of Nuclear Regulatory Research Washington, DC 20555-0001: April 2005.
36. *MRP-111. Materials Reliability Program Resistance to Primary Water Stress Corrosion Cracking of Alloys 690, 52, and 152 in Pressurized Water Reactors*. – 29-Mar. – 2004. – 282 p.
37. [Електронний ресурс] *Reactor Vessel Structural Integrity* – Режим доступу: http://ocw.mit.edu/courses/nuclear-engineering/22-091-nuclear-reactor-safety-spring-2008/readings/MIT22_091S08_read05.pdf
38. *The NRC and Nuclear Power Plant Safety in 2013 More Jekyll, Less Hyde*, David Lochbaum, March 2014, 60 p.
39. *Nuclear reactor pressure vessel crisis*. Greenpeace briefing. – February 15th, 2015.
40. [Електронний ресурс] *FANC, Doel 3 Tihange reactor pressure vessel, Provisional evaluation report*, January 30, 2013. – Режим доступу: <http://fanc.fgov.be/GED/00000000/3300/3391.pdf>
41. [Електронний ресурс] *Materials Reliability Program: Evaluation of the Reactor Vessel Beltline Shell Forgings of Operating U.S. PWRs for Quasi-Laminar Indications, (MRP-367) 3002000647 FINAL Report, October 2013 Non-Privileged / Confidential Version for NRC(Privileged & Confidential Version submitted to NRC under Affidavit), US Nuclear Regulatory Commission*. – Режим доступу: <http://pbadupws.nrc.gov/docs/ML1406/ML14064A411.pdf>

42. [Електронний ресурс] FANC, Doel 3 Tihange reactor pressure vessel, Final evaluation report, May 2013. – Режим доступу:
<http://fanc.fgov.be/GED/00000000/3400/3429.pdf>
43. [Електронний ресурс] Electrabel, Safety case report: Doel 3 - Reactor pressure Vessel Assessment, 05/12/2012. – Режим доступу:
<http://fanc.fgov.be/GED/00000000/3300/3390.pdf>
44. [Електронний ресурс] Восстановительный отжиг. – Режим доступу:
<http://i-russia.ru/nuclear/articles/2736/>
45. *Анализ поверхности методами Оже- и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии* / Под ред. Д. Бриггса, М.П. Сиха. – М.: Мир, 1987. – 600 с.
46. *Radiation- and Thermally-Induced Phosphorus Inter-Granular Segregation in Pressure Vessel Steels* / Z. Lu, F.G. Faulkner, R.B. Jones, P.E.J. Flewitt // *J. of ASTM Int.* – 2005. – 2, № 8. – P. 180–194.
47. *The principal structural changes proceeding in Russian pressure vessel steels as a result of neutron irradiation, recovery annealing and re-irradiation* / B.A. Gurovich, E.A. Kuleshova, O.V. Lavrenchuk, K.E. Prikhodko, Ya.I. Shtrombakh // *JNM.* – 1999. – 264. – P. 333–353.
48. *Intergranular and intragranular phosphorus segregation in Russian pressure vessel steels due to neutron irradiation* / B.A. Gurovich, E.A. Kuleshova, Ya.I. Shtrombakh, O.O. Zabusov, E.A. Krasikov // *JNM.* – 2000. – 279. – P. 259–272.
49. *Moulder John. F., Joshi A.* Atomistic details of the fracture path in temper – embrittled low alloy steel // *Metall. Trans. A.* – 1998. – 9A. – P. 219–29.
50. *Особенности микроструктуры поверхности разрушения материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000* / М.А. Салтыков, О.О. Забусов, Б.А. Гурович, М.А. Артамонов, А.П. Дементьев, Е.А. Кулешова, С.В. Федотова, Д.А. Журко // *Вопросы атомной науки и техники.* – 2013. – № 2(84). – С. 75–81.
51. *Структурные критерии выбора режима восстановительного отжига материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000* / Б.А. Гурович, Я.И. Штромбах, Е.А. Кулешова, С.В. Федотова // *Вопросы атомной науки и техники.* – 2010. – № 5. Сер.: Физика радиац. повреждений и радиац. материаловедение (96). – С. 50–57.
52. *Nikolaev Yu.A.* Radiation embrittlement of Cr–Ni–Mo and Cr–Mo RPV steels // *J. of ASTM Int.* – 2007. – 4, № 8. – P. 1–17.
53. *Экспериментальная оценка эффективности проведения восстановительного отжига корпусов ВВЭР-1000* / Я.И. Штромбах, Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, Д.Ю. Ерак, С.В. Федотова, Д.А. Журко, О.О. Забусов, Ю.А. Николаев // *Атомная энергия.* – 2010. – 109, вып. 4. – С. 205–213.
54. *IAEA Power Reactor Information System*,
<https://pris.iaea.org/PRIS/CountryStatistics/ReactorDetails.aspx?current=13>, accessed February 14th 2015.
55. www.inrag.org
56. FANC: Federal Agency for nuclear Control.
57. *Belgium Director General of the Federal Agency for Nuclear Control (FANC) Jan Bens as reported of broadcaster.* <http://deredactie.be/cm/vrtnieuws/binnenland/1.2238955>

58. Вайнер Л.А., Звездин Ю.И. Исследование возможности моделирования радиационного охрупчивания сталей для корпусов ВВЭР // Атомная энергия. – 1989. – **88**. – С. 86–88.
59. Haggag F.M. Effects of Irradiation Temperature on Embrittlement of Nuclear Pressure Vessel Steels, "Effects of Radiation on Materials // 16th Int. Symp., ASTM STP 1175. – Philadelphia, 1993. – P. 172–185.
60. Влияние масштабного фактора на циклическую трещиностойкость пластичных сталей в низкотемпературной области нагружения / Г.Н. Никифорчин, А.А. Попов, Б.Н. Андрусив и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1985. – **21**, № 4. – С. 57–64.
61. Влияние однократной предварительной пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению / В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, П.В. Ясний и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1989. – **25**, № 6. – С. 3–12.
62. Исследование влияния температуры испытаний на трещиностойкость корпусной стали с различным содержанием примесей / В.В. Покровский, П.В. Токарев, П.В. Ясний и др. // Проблемы прочности. – 1988. – № 1. – С. 11–16.
63. Ясний П.В. Пластично деформовані матеріали: в тома і тріщинотривкість. – Львів: Світ, 1998. – 298 с.
64. Перспективы совершенствования перлитных сталей для корпусов реакторов и другого оборудования первого контура АЭС / Ю.Ф. Баландин, И.В. Горынин, Ю.И. Звездин и др. // Энергомашиностроение. – 1976. – № 10. – С. 25–28.
65. Сопротивление хрупкому разрушению и радиационному охрупчиванию корпусов водо-водяных энергетических реакторов / И.В. Горынин, Ю.Ф. Баландин., Ю.И. Звездин и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1983. – **19**, № 4. – С. 96–103.
66. Ясний П.В., Покровский В.В., Прокопенко А.В. О соотношении характеристик вязкости разрушения при циклическом и динамическом нагружениях // Проблемы прочности. – 1983. – № 8. – С. 35–39.
67. Sireni unavovyh thrlin v ocelih pro tlakove, nadoby jadernyh reaktory / M. Klesnil, L. Kunz, P. Lukas, V.T. Troscenko, V.V. Pokrovski, P.V. Jasnij, J.S. Skorenko // Kovove materialy. – 1983. – № 6. – S. 274–285.
68. Предельное состояние металлов с трещинами при циклическом нагружении: Модель и методы определения вязкости разрушения конструкционных сплавов при циклическом нагружении / В.Т. Трощенко, В.В. Покровский, П.В. Ясний, В.Г. Каплуненко. – Киев, 1988. – 50 с. – Препр. АН УССР. Ин-т проблем прочности.
69. Трощенко В.Т., Ясний П.В., Покровский В.В. Влияние температуры испытаний на трещиностойкость конструкционных сталей // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – **22**, № 1. – С. 98–106.
70. Microstatistical model for carbide induced Cleavage Fracture / K. Wallin, T. Shario, K.A. Torrönen, J. Forsten // Technical Research Center of Finland, Research Reports 220. – Espoo, 1983.
71. Wallin K. Irradiation damage effects on the fracture toughness transition curve shape for reactor pressure vessel steel // Int. J. Pres. Ves. Piping. – 1993. – 55(1). – P. 61–79.
72. Wallin K.R.W. Fracture toughness of engineering materials – estimation and application. – EMAS Publishing, Warrington UK, 2011.

73. Wallin K. The Elusive Temperature Dependence of the Master Curve // 13th Int. Conf. on Fracture (June 16–21, 2013, Beijing, China). – P. 1–9.
74. Applicability of miniature size bend specimens to determine the master curve reference temperature T_0 / K. Wallin, T. Planman, M. Valo et al. // Eng. Fract. Mech. – 2001. – 68. – P. 1265–1296.
75. Guidelines For Application Of The Master Curve Approach To Reactor Pressure Vessel Integrity // Nuclear Power Plants. Technical Reports Series № 429. – Int. Atomic Energy Agency Vienna, 2005.
76. ASTM E1921 – 15aе1. Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range. Annual Book of ASTM Standards 2015; 03.01.
77. Wallin K. Master Curve implementation of the warm pre-stress effect // Engng Fract. Mech. – 2003. – 70. – P. 2587–2602.
78. Киселев В.А., Рывкин Е.Ю. Влияние предварительного теплового нагружения на сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению // Энергомашиностроение. – 1988. – № 10. – С. 16–18.
79. Chell G.G. Some fracture mechanics applications of warm prestressing to pressure vessels // Proc. 4th Int. Conf. Press. Vessel Technology. – London, 1980. – P. 117–124.
80. Chell G.G., Haigh J.R. The effect of warm prestressing of proof tested pressure vessels // Int. J. Press. Vess. Piping. – 1986. – 23. – P. 121–132.
81. Curry D.A. A model for predicting the influence of warm prestressing and strain ageing on the cleavage fracture toughness of ferritic steels // Int. J. Fract. – 1983. – 22. – P. 145–159.
82. Harrop L.P. Warm prestressing during severe thermal shock of a pressure vessel // Int. J. Press. Vess. Piping. – 1979. – № 7. – P. 463–468.
83. Ясній П., Гуцайлюк В., Пшоняк П. Вплив комбінованого попереднього термомеханічного навантаження на опір крихкому руйнуванню теплостійкої сталі // Вісник Тернопільськ. держ. техн. ун-ту. – 2003. – 8, № 4. – С. 5–12.
84. Yasniy P., Hutsauluyk V., Pshonyak P. The influence of preloading stage cyclic Component on efficiency warm-prestress // Safety and Reliability in Energy Technology // Proceeding of the 29 MPA–Seminar, Stuttgart. – Materialprüfungsanstalt (MPA) Universitat Stuttgart, 2003. – 1. – P. 6.1.
85. Ясній П.В., Пшоняк П.В., Гуцайлюк В.Б. Вплив комбінованого попереднього термомеханічного навантаження на напружено-деформований стан тіл з тріщинами // Машинознавство. – 2004. – № 6(84). – С. 13–17.
86. The influence of combined warm prestress on brittle fracture material of the pressure vessel of VVER-type / P. Yasniy, P. Pshonyak, V. Hutsayluk, I. Okipny // Proceeding of 18th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor Technology (SMiRT 18) (August 7–12, 2005, Beijing, China). – P. 1864–1871.
87. Ясній П.В., Пшоняк П.В., Окіпний І.Б. Вплив комбінованого попереднього навантаження на крихку міцність теплотривкої сталі // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – 42, № 3. – С. 100–106.
88. Вплив попереднього термомеханічного навантаження на напружено-деформівний стан у вістрі тріщини / П.В. Ясній, Ю.І. Пиндус, І.Б. Окіпний, І.В. Шульган // Вісник Тернопільськ. держ. техн. ун-ту. – 2007. – № 2. – С. 7–12.

89. *Modeling of the effect of combined WPS on the brittle fracture of a heat-resistant steel / P. Yasniy, Yu. Pyndus, V. Hlado, I. Okipny, I. Shulhan // The 2nd Hungarian-Ukrainian Joint Conf. on Safety, Reliability, and Risk of Engineering Plants and Components: Abstracts of Papers / Ed. V.T. Troshchenko. – Kyiv, 2007. – P. 60–62.*
90. *Ясній П.В., Окіпний І.Б., Пиндус Ю.І. Квасікрихка міцність теплостійких сталей з урахуванням попереднього термомеханічного навантаження // Зб. наук.-інформ. матеріалів до 15-ї річниці УТМРМ. – Львів, 2008. – С. 534–545.*
91. *Yasnii P.V., Okipnyi I.B., Pyndus Yu.I. Assessment of brittle strength of nuclear reactor pressure vessel steel upon warm prestressing // Strength of Materials – 2010. – 42, № 1. – P. 32–37.*
92. *Toughness and failure of heat resistant steel before and after hydrogenation / P.V. Yasniy, I.B. Okipnyi, P.O. Maruschak, R.T. Bishchak, A.P. Sorochak // Theoretical and Appl. Fract. Mech. – 2011. – 56, № 2. – P. 63–67.*
93. *FEM prediction of the influence of warm prestressing on fracture toughness of heat-resistant steel / P.V. Yasnii, Yu.I. Pyndus, V.B. Glad'о, I.B. Okipnyi, I.V. Shul'gan // Strength of Materials. – 2011. – 43, № 2. – P. 113–121.*
94. *Прогнозування впливу попереднього термомеханічного навантаження на в'язкість руйнування теплостійкої сталі з використанням методу скінченних елементів / П.В. Ясній, Ю.І. Пиндус, В.Б. Гладь, І.Б. Окіпний, І.В. Шульган // Проблеми прочності. – 2011. – № 2. – С. 5–16.*
95. *Ясній П.В., Окіпний І.Б., Гуцайлюк В.Б. Вплив експлуатаційних факторів на деформування і руйнування корпусних реакторних сталей. – Тернопіль: ТНТУ ім. Івана Пулюя. – 2014. – 186 с.*
96. *Характеристика основного оборудования реакторных контуров // Атомные электрические станции и их оборудование. <http://leg.co.ua/arhiv/generaciya/atomnye-elektricheskie-stancii-i-ih-oborudovanie-19.html>.*
97. *Парогенераторные установки // Атомные электрические станции и их оборудование. <http://leg.co.ua/arhiv/generaciya/atomnye-elektricheskie-stancii-i-ih-oborudovanie-22.html>.*
98. *Конструкционные материалы ядерных реакторов: в 2-х ч. – Ч. II: Структура, свойства, назначение / Под общ. ред. Н.М. Бескоровайного. – М.: Атомиздат, 1977. – 256 с.*
99. *Смыков В.Б. Коррозионные проблемы эксплуатации парогенераторов ЯЭУ. – М.: ЦНИИАтоминформ, 1985. – 62 с.*
100. *Оценка остаточного ресурса коллекторов парогенераторов блоков № 5 и № 6 АЭС “Козлодуй” в Болгарии с учетом особенностей их эксплуатации / В.А. Федорова, Б.З. Марголин, В.И. Костылев // Металловедение и терм. обработка металлов. – 2002. – № 2. – С. 28.*
101. *Krucan A., Tubielevich K., Melekhov R. Stress – assisted corrosion damage in Ukrainian power generating equipment. <http://konference.tanger.cz/data/metal2000/sbornik/papers/718.pdf>.*
102. *Melekhov R.K., Fridman M.A., Smian O.D. SCC of steam generator components from 08X18H10T steel // Work. mat. “Erosion and Corrosion of Nuclear Power Plant Materials”. Proc. of Spec. Meet. organized by the Int. Atomic Energy Agency (19–22 Sept., 1994, Kiev), Vienna, Austria. – 1994. – P. 20–39.*

103. Мелехов Р.К., Тубилевич Х., Смиан О.Д. Растрескивание стали 08X18H10T и сплава ХН35ВТ в условиях работы парогенератора АЭС // Защита металлов. – 1998. – № 3. – С. 245–256.
104. SCC of 18-10 austenitic steel in steam generator of pressurized water reactor / R.K. Melekhov, O.D. Smian, M.J. Mc Nallan, S. Hirnyjs // Proc. of the Int. Symp. on Corrosion and Wear of Metals (17–20 Aug. 1994, Sudbery, Canada), The Metallurgical Soc. of CIM. – 1997. – P. 10–24.
105. Danko I.C. Corrosion in the nuclear power industry // ASM Handbook. Corrosion ASM Int., Material Park. – 1977. – № 13. – P. 927–983.
106. Banyuk G.F., Dragunov Yu.G., Lukasevich B.I. Damage of a metal of equipment at NPPs with WWER reactors and measures intended to provide the integrity of pressure boundaries // Collection of reports of 6. Russian conf. on reactor material science (11–15 September, 2000). – 2001. – Vol. 1. – P. 191–198.
https://inis.iaea.org/search/search.aspx?orig_q=RN:33057263.
107. Povarov V.P. Analysis of damaged welds no. 111 in the PGV-1000 steam generator and damage repair proposals // Nuclear Energy and Technology. – 2015. – № 1. – P. 68–73.
108. Tehnicheskaya spravka TSAE AES OAO “VNIIAES” dlya soveschaniya-videokonferencii koncerna Rosenergoatom 11.07.2013. Informaciya ob analogichnyh povtoryayuschihsiya narusheniyah v rabote AES (k narusheniyu, proizoshedshemu 08.07.2013 na energobloke № 5 Novovoronezhskoj AES). [Information similar repetitive NPP operational events (to a breach occurring July 08 2013 at power unit № 5 Novovoronezh NPP)] (in Russian).
109. Новые технологии ремонта оборудования и трубопроводов АЭС с использованием сварки. (2005–2008 гг.). ОАО НПО “ЦНИИТМАШ”.
<http://www.aer-rea.ru/files/user/proceedings/hodakov.pdf>.
110. Целостность парогенераторов АЭС с реакторами типа ВВЕР. Публикация внебюджетной программы по безопасности АЭС с реакторам РБМК и ВВЭР. – Международное агентство по атомной энергии МАГАТЭ, ВЕНА, 1997; IAEA-EVP-WWER-07, 1997.

Технічна діагностика матеріалів і конструкцій [Текст] : довід. посіб. : у 8 т. / за заг. ред. акад. НАН України З.Т. Назарчука ; НАН України, Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка. - Львів : Простір-М, 2016. - ISBN 978-617-7501-02-1.

Т. 1 : Експлуатаційна деградація конструкційних матеріалів / Є. І. Крижанівський [та ін.] ; за ред. акад. НАН України Є. І. Крижанівського. - 2016. - 356 с.

РОЗДІЛ 6.

МАТЕРІАЛИ АТОМНИХ ЕЛЕКТРОСТАНЦІЙ