

Національна академія наук України
Інститут ядерних досліджень

Національна академія наук України
Інститут ядерних досліджень

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

Тригубенко Олександр Вікторович

УДК 621.039.5

ДИСЕРТАЦІЯ

Ефект зниження ударної в'язкості металу корпусів реакторів ВВЕР в умовах понадпроектної експлуатації

Спеціальність 05.14.14 – теплові та ядерні енергоустановки

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____ О.В. Тригубенко

Науковий керівник Ревка Володимир Миколайович, кандидат фізико-математичних наук

Київ – 2020

АНОТАЦІЯ

Тригубенко О.В. Ефект зниження ударної в'язкості металу корпусів реакторів ВВЕР в умовах понадпроектної експлуатації. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.14.14 «Теплові та ядерні енергоустановки». – Інститут ядерних досліджень, НАН України, Київ, 2020.

Дисертаційна робота присвячена вивченню ефекту зниження ударної в'язкості сталей корпусів реакторів ВВЕР-1000 та повторно опромінених сталей КР ВВЕР-440 в умовах довгострокової експлуатації.

Корпуси реакторів з водою під тиском зазнають вплив потужного нейтронного і γ -випромінювання, що призводить до поступової зміни механічних властивостей металу, з якого виготовлений корпус. Найбільш небезпечними з них є поступове зменшення в'язкості руйнування і, як наслідок, збільшення вірогідності крихкого руйнування КР. При дослідженні процесів деградації металу корпусу переважно аналізуються базові характеристики, що визначаються під час експерименту, такі як границя текучості або критична температура крихкості. Малодослідженим залишається зміна параметрів ударної в'язкості сталі КР, які характеризують спротив матеріалу в'язкому руйнуванню. Аналіз впливу нейтронного опромінення на ці характеристики може поглибити рівень знань про механізми радіаційного пошкодження сталей КР ВВЕР і допомогти у проясненні процесів окрихчування.

В Україні, як і в багатьох країнах світу, які експлуатують ядерні реактори, актуальним зараз є питання обґрунтування можливості понадпроектної експлуатації енергоблоків АЕС. Надзвичайно цінною є інформація про вплив на властивості металу КР довготривалого нейтронного опромінення в умовах енергетичного реактора, оскільки більшість опублікованих досліджень виконані для матеріалів КР, що опромінені у дослідницьких реакторах високими

густинами потоку нейтронів при температурах, що не завжди близькі до умов опромінення стінки корпусу енергетичного реактора.

За останні роки завдяки випробуванням зразків-свідків штатних програм в Україні було накопичено значна кількість експериментальних даних і з'явилась можливість провести аналіз змін механічних властивостей, що відбуваються у металі КР внаслідок довготривалого нейтронного опромінення в умовах енергетичних реакторів та глибше зрозуміти закономірності радіаційного пошкодження корпусної сталі. Крім того, унікальними є результати досліджень повторно опромінених після відновлювального відпалу зразків-свідків. Ці результати отримано в Україні вперше і вони дозволяють оцінити стан металу КР ВВЕР-440 на період понадпроектної експлуатації.

Основними задачами даної роботи є аналіз ступеню зниження в'язких властивостей корпусних сталей під впливом опромінення, пошук емпіричної кореляції ударної в'язкості з іншими параметрами, такими як поперечне розширення та границя текучості, для сталей КР ВВЕР-1000, дослідження зміни в'язких властивостей матеріалів КР ВВЕР-440, повторно опромінених після відновлювального відпалу, та оцінка впливу вмісту фосфору у металі ЗШ на енергію верхнього шельфу температурної залежності ударної в'язкості. Крім того, важливою задачею, вирішеною в рамках роботи, є оцінка впливу низьких значень верхнього шельфу на термін безпечної експлуатації і ресурс КР.

Для виконання поставлених задач використано результати випробувань зразків, виготовлених з матеріалу корпусів ядерних реакторів, які входять до складу програм контролю властивостей металу КР ВВЕР за зразками-свідками. У роботі досліджувалися зразки у вихідному, опроміненому та повторно опроміненому після відновлювального відпалу стані. Дані для аналізу отримано за результатами проведення випробувань стандартних зразків Шарпі на ударний вигин та циліндричних зразків на одновісний розтяг. Максимальні значення флюенсу нейтронів, накопичені ЗС, перевищують величини флюенсів, які накопичать КР ВВЕР-1000 за період 60 років експлуатації, тому результати випробувань ЗС характеризуватимуть довготривалу експлуатацію КР.

Випробування переважної більшості зразків, включених до аналізу, проводилися в лабораторії «гарячих» камер Інституту ядерних досліджень НАН України. Для роботи з опроміненими матеріалами використовувалися дистанційні маніпулятори та дистанційно кероване обладнання. Основними установками, на яких отримано експериментальні дані, є випробувальний комплекс Instron 8862 та маятниковий копер КМД-30. Обидві установки укомплектовані термокриокамерами, завдяки чому реалізовано можливість випробування зразків при понижених та підвищених температурах.

Випробування матеріалів та обробка експериментальних даних виконувалися у відповідності з діючими в Україні стандартами. До уваги бралися також вимоги міжнародних стандартів ASTM.

У даній роботі шляхом співставлення експериментальних даних випробувань зразків-свідків металу КР ВВЕР-1000 та ВВЕР-440 виявлено зв'язок ударної в'язкості (KCV) матеріалів та поперечного розширення (Δb) зразків після руйнування. Експериментальні точки з малим розкидом формують лінійну прямо пропорційну залежність KCV від Δb з практично однаковим коефіцієнтом пропорційності як для неопромінених так і для опромінених зразків; тобто кут нахилу прямої залишається майже незмінним навіть при накопиченні значного флюенсу. Показано, що під дією нейтронного опромінення відбувається одночасне зменшення енергії в'язкого руйнування металу та поперечного розширення зразків.

Для виявлення ефектів зниження роботи в'язкого руйнування металу під впливом опромінення було побудовано графіки залежності долі в'язкої складової у зламі зразків (FA) від ударної в'язкості та визначено кути нахилу отриманих апроксимуючих прямих. Зниження спротиву в'язкому руйнуванню матеріалу під впливом нейтронного опромінення продемонстровано шляхом побудови графіків дозової залежності кута нахилу кореляції FA та ударної в'язкості.

Долю в'язкої складової у зламі визначено також для критеріального рівня ударної в'язкості, при якому визначається температура крихко-в'язкого

переходу, для матеріалів КР ВВЕР-1000 у вихідному та опромінену стані. Отримані дані дозволили встановити тенденцію збільшення долі в'язкої складової у матеріалі при перехідній температурі з накопиченням флюенсу нейтронів, що також вказує на зниження спротиву в'язкому руйнуванню.

Особливу увагу в роботі приділено впливу опромінення на максимальну енергію в'язкого руйнування металу КР, тобто верхній шельф кривої Шарпі (*USE*). Дослідження важливе, щоб показати, що значний вплив опромінення на властивості корпусної сталі може спостерігатися не лише в зоні крихко-в'язкого переходу, зсуваючи температуру переходу в область додатних температур, а й в діапазоні температур, що відповідають повністю в'язкому стану металу, знижуючи *USE*. У багатьох міжнародних регулятивних документах питанню падіння *USE* приділена особлива увага. Зазвичай регламентується мінімально допустимий рівень енергії верхнього шельфу у вихідному або опромінену стані. Нормативними документами, що діють в Україні не передбачено необхідність визначення положення *USE*, відсутні вимоги щодо гранично допустимого значення падіння цього параметра і, відповідно, відсутня інформація про трендові зміни *USE* при збільшенні флюенсу на метал КР. Таким чином, в Україні не проводився широкий аналіз впливу опромінення на *USE*, відсутній моніторинг зміни цього параметру та практично відсутні встановлені кореляції *USE* з іншими параметрами для металу КР ВВЕР.

З графіків залежності *USE* від флюенсу швидких ($E_n > 0,5$ MeV) нейтронів для окремих блоків ВВЕР-1000 показано, що під дією нейтронного опромінення відбувається поступове падіння ударної в'язкості металу. Узагальнення результатів дозових залежностей *USE* для енергоблоків ВВЕР-1000 дозволило виявити корпуси, для яких спостерігаються найнижчі значення *USE* протягом експлуатації. Для металу ЗШ така поведінка металу може бути пов'язана з вмістом хімічних елементів, які впливають на швидкість окрихчування: міді, нікелю та марганцю.

Для повторно опромінених ЗШ КР ВВЕР-440 також виявлено схильність металу до зниження *USE* під дією нейтронного опромінення, однак значення *USE*

суттєво нижчі у порівнянні з матеріалами ЗШ КР ВВЕР-1000. Для ОМ КР ВВЕР-440 зниження USE не спостерігається, що узгоджується з незначним зсувом температури крихко-в'язкого переходу для цього матеріалу.

Більш детальний аналіз виконано для оцінки впливу вмісту фосфору у металі ЗШ на енергію верхнього шельфу температурної залежності ударної в'язкості. Продемонстровано пропорційну залежність між вмістом фосфору в металі ЗШ КР ВВЕР-440 і положенням верхнього шельфу для груп ЗС третього вивантаження для енергоблоку РАЕС-1.

З графіків температурної залежності ударної в'язкості для повторно опромінених зразків металу КР ВВЕР-440 виявлено, що низьке значення USE може призводити до штучного завищення перехідної температури T_{KR} . У зв'язку з цим, представлено рекомендації про необхідність внесення змін до діючих в галузі нормативних документів і вказано на важливість включення зразків механіки руйнування до програм ЗС КР ВВЕР.

Додатковий аналіз було виконано для виявлення кореляції між значеннями USE та границею текучості матеріалу $R_{p0,2}$, визначеній при кімнатній температурі. Для розглянутих корпусів показано одночасне зниження верхнього шельфу та росту $R_{p0,2}$, що свідчить про наявність певного зв'язку між вказаними параметрами.

Представлені у роботі результати випробувань зразків повторно опромінених після відновлювального відпалу металу зварних швів КР ВВЕР-440 вказують на вплив вмісту фосфору на значення ТКВП. Цей вплив пов'язаний зі зниженням USE при рості концентрації Р. Підвищений вміст цього хімічного елементу у металі прискорює окрихчування матеріалу та знижує в'язкість. Для розглянутих матеріалів з вмістом фосфору 0,041% і вище зниження енергії в'язкого руйнування призводить до обмеження у застосуванні методики визначення ТКВП. У роботі показано, що для матеріалів КР з низьким рівнем верхнього шельфу кривої Шарпі нормативний метод дає невиправдано завищену оцінку критичної температури крихкості, яка є базовим параметром в розрахункових оцінках ресурсу КР.

Крім того, важливим практичним результатом роботи для атомної енергетики є демонстрація того, що через недосконалу процедуру визначення перехідної температури для матеріалів із вкрай низьким значенням *USE*, обґрунтований термін безпечної експлуатації КР ВВЕР може суттєво зменшитися.

Ключові слова: корпус реактора ВВЕР, зразки-свідки, ударна в'язкість, довготривале нейтронне опромінення, окрихчування металу, крива Шарпі, енергія верхнього шельфу, поперечне розширення, доля в'язкої складової.

ABSTRACT

Trygubenko O.V. The effect of impact toughness decrease for WWER reactor pressure vessel steels under the long-term operation. – Qualification scientific work with the manuscript copyright.

The thesis for a candidate of technical sciences degree in specialty 05.14.14 «Thermal and nuclear power plants». – Institute for Nuclear Research, National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2020.

The dissertation is devoted to the study of the effect of impact toughness decrease for WWER-1000 reactor pressure vessel (RPV) steels and re-irradiated WWER-440 RPV steels under the long-term operation.

RPVs are exposed to powerful neutron and γ -radiation, which leads to a gradual change in the RPV metal mechanical properties. The most dangerous of these are the loss of ductility and increasing of metal susceptibility to brittle fracture. The basic characteristics such as yield strength or critical temperature of brittleness are mainly analyzed when study of the RPV degradation processes. The change in the RPV toughness parameters, which characterize material resistance to ductile fracture, remains poorly studied. Analysis of neutron irradiation effect on these characteristics may deepen the level of knowledge about the radiation damage mechanisms of WWER steels and help to clarify the processes of embrittlement.

The issue of NPP long-term operation is relevant now for Ukraine and many other countries that operate nuclear reactors. Extremely valuable is the information of the effect of long-term neutron irradiation in a power reactor on RPV metal properties. Most of the published studies are performed for RPV materials irradiated in research reactors with high neutron flux densities at temperatures not always close to the reactor wall.

Due to the testing of surveillance-specimens a significant amount of experimental data has been accumulated in Ukraine. It became possible to analyze RPV mechanical properties changes due to long-term neutron irradiation in power reactors and to better understand the features of radiation damage of RPV steel. In addition, test

results of surveillance-specimens re-irradiated after recovery annealing are unique. These results were obtained in Ukraine for the first time and they allow us to assess WWER-440 RPV metal state for the period of over-design operation.

The main objectives of this work are to analyze the degree of ductile properties reduction for RPV metal due to irradiation; search for empirical correlation of impact toughness with other parameters, such as lateral expansion and yield strength, for WWER-1000 RPV steels; study of changes in impact toughness for WWER-440 RPV materials, re-irradiated after recovery annealing; and evaluation of the effect of phosphorus content in the weld metal on the upper shelf energy level. In addition, an important task solved within the work is the impact of low values of the upper shelf energy on RPV safe operation term.

The results of RPV metal surveillance-specimens tests are used to perform the tasks. The specimens in unirradiated, irradiated and re-irradiated after recovery annealing condition were investigated in this work. The analysis is based on Charpy impact toughness and tensile test results. The maximum values of fast neutron fluence accumulated by the specimens exceed the values that WWER-1000 RPV will accumulate for a period of 60 years of operation, so surveillance-specimens test results will characterize RPV long-term operation.

Testing of the vast majority of specimens included in the analysis were performed in the "hot" cells laboratory of the Institute for Nuclear Research of the NAS of Ukraine. Remote manipulators and remotely controlled equipment were used to work with irradiated materials. The main installations on which the experimental data were obtained using such basic equipment as Instron 8862 test machine and KMD-30 pendulum machine. Both machines are equipped with environmental chamber which allows testing specimens at low and high temperatures.

Specimens testing and processing of experimental data was performed in accordance with the Ukrainian standards. Requirements of international ASTM standards were taken in account as well.

In this work, by comparing the experimental test data of RPV metal surveillance-specimens, the relationship between material impact toughness (*KCV*) and the lateral

expansion (Δb) of the broken specimens was revealed. Experimental data points form a linear directly proportional dependence of KCV on Δb with a small scatter for both non-irradiated and irradiated samples; that is, the slope of the line remains almost unchanged even for material with significant fluence. It is shown that there is a simultaneous decrease in the energy of metal ductile fracture and lateral expansion of the specimens under fast neutron irradiation.

To identify the effects of ductile fracture energy reduction under irradiation, dependences of fracture appearance (FA) on impact toughness were constructed and the angles of the approximating lines slope were determined. The reduction of material resistance to ductile fracture under neutron irradiation has been demonstrated by plotting dose dependence of the slope of FA and impact toughness correlation.

The fracture appearance parameter is also determined for criterion level of impact toughness, which determines ductile to brittle transition temperature, for WWER-1000 RPV materials in non-irradiated and irradiated condition. The data allowed to establish the tendency of increasing fracture appearance value at the transition temperature with neutron fluence value growth, which also indicates a decrease in resistance to ductile fracture.

Particular attention is paid to the impact of radiation on the maximum energy of RPV metal ductile fracture, i.e. Charpy upper shelf energy (USE). Research is important to show that significant effect of irradiation on RPV steel properties is observed not only in the ductile to brittle transition region, shifting the transition temperature to positive values, but also in the temperature range that corresponds to metal completely ductile condition by lowering USE value. The issue of USE decrease is given special attention in many international regulatory documents. The minimum allowable energy level of the upper shelf in initial or irradiated condition is usually regulated. Regulatory documents of Ukraine do not provide for the need to determine USE level, there are no requirements for the maximum allowable value of its decrease and there is no information on USE trend changes with fluence increasing on RPV metal. Thus, in Ukraine there was no extensive analysis of the impact of radiation on

USE parameter, there is no monitoring of changes in *USE* value and there are almost no established correlations of *USE* with other parameters for WWER RPVs.

The graphs of *USE* on fast neutrons fluence ($E_n > 0.5$ MeV) dependence for individual WWER-1000 units show that there is a gradual decrease in the impact toughness under neutron irradiation. The generalization of *USE* dose dependences results for WWER-1000 power units allowed to identify reactor vessels for which the lowest *USE* values are observed during operation. The observed behavior for weld metal may be related to the content of chemical elements that affect the rate of embrittlement: copper, nickel and manganese.

A tendency of *USE* decrease under neutron irradiation is also revealed for WWER-440 RPV weld metal re-irradiated after recovery annealing. The values of *USE* are significantly lower compared to WWER-1000 RPV materials. *USE* decrease is not observed for WWER-440 RPV base metal, which is consistent with insignificant ductile to brittle transition temperature shift for the material.

A more detailed analysis was performed to assess the effect of phosphorus content in SS metal on the upper shelf energy. The proportional relationship between phosphorus content in WWER-440 weld metal and upper shelf level for surveillance-specimens groups of the third withdrawal period for the Rivne NPP-1 power unit is demonstrated.

Impact toughness on temperature dependences for re-irradiated WWER-440 RPV specimens discovered that low *USE* value may lead to artificial overestimation of transition temperature T_{KR} . In this regard, recommendations are made on the need to adopt revision of existing regulations in the field and importance of fracture mechanic specimens including in surveillance-specimens programs for WWER RPVs.

Additional analysis was performed to detect the correlation between *USE* and material yield strength $R_{p0.2}$ values. The simultaneous decrease of the upper shelf energy and $R_{p0.2}$ growth is shown for considered cases. This indicates the existence of certain relationship between the specified parameters.

Test results of re-irradiated after recovery annealing surveillance-specimens of RPV WWER-440 welds presented in the work denote the effect of phosphorus content

on transition temperature value. This effect is associated with *USE* reduction when P concentration increases. The high content of the chemical element accelerates material embrittlement and reduces ductility. For the considered materials containing 0.041% phosphorus or above ductile fracture energy reduction leads to limitation in application of the method for transition temperature determination. It is shown that application of standard method for RPV materials with low upper shelf energy provides unjustified value of critical temperature of brittleness, which is the basic parameter in RPV lifetime assessment.

In addition, an important practical result of the work for nuclear industry is demonstration that due to the imperfect procedure of transition temperature determination for materials with extremely low *USE* values justified term of WWER RPV safe operation may be significantly reduced.

Key words: WWER reactor pressure vessel, surveillance-specimens, impact toughness, long term neutron irradiation, metal embrittlement, Charpy curve, upper shelf energy, lateral expansion, fracture appearance.

Список публікацій здобувача

Наукові праці, в яких опубліковані основні результати дисертації

1. Кореляція поперечного розширення та ударної в'язкості матеріалів корпусів реакторів ВВЕР-1000 / О. В. Тригубенко // Ядерна фізика та енергетика. – 2014. – Т. 15, № 4. – С. 344-348.
2. Different approaches to estimation of reactor pressure vessel material embrittlement / V.M. Revka, L.I. Chyrko, Yu.V. Chaikovskiy, O.V. Trygubenko / Ядерна фізика та енергетика, т. 14, № 1, 2013, С. 38-41 (Особистий внесок – брав участь в обробці даних та підготовці статті).
3. Особливості окрихчення металу корпусу реактора енергоблоку ЗАЕС-2 / В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко // Проблемы прочности. – 2013. - № 4. – С. 119-124 (Особистий внесок – брав участь в плануванні експерименту, узагальненні результатів та підготовці статті).
4. Радіаційне окрихчування матеріалів корпусу реактора енергоблоку № 1 Рівненської АЕС внаслідок повторного після відпалу опромінення / М.Г. Голяк, Г.П. Гринченко, В.М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко, О.В. Шкапяк // Ядерна фізика та енергетика. – 2019. – Т. 20, № 3. – С. 248-257 (Особистий внесок – брав участь у проведенні експериментальних досліджень, обробці результатів та підготовці статті).

Опубліковані праці апробаційного характеру

5. Атестація та апробація технології реконструкції зразків-свідків / А.Ф. Васильєв, В.М. Колочко, О.В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко // Енергетика: економіка, технології, екологія. – 2011. – №1. – С. 4-10 (Особистий внесок – брав участь в плануванні експерименту, узагальненні результатів та підготовці статті).
6. Зміна характеристик міцності корпусної сталі при довготривалому опроміненні / В. Ревка, О. Тригубенко, Ю. Чайковський, Л. Чирко // Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2013. – №3 (71). – С. 252-258 (Особистий внесок – брав участь в обробці даних та

- підготовці статті).
7. Нормативні аспекти визначення критичної температури крихкості в частині вимог до кривої Шарпі / Г.П. Гринченко, В.М. Ревка, О.В. Тригубенко // Збірник доповідей п'ятої міжнародної науково-практичної конференції «Безпека та ефективність атомної енергетики». – Одеса, 2017. – С. 175-179 (Особистий внесок – брав участь в проведенні експериментальних досліджень, обробці даних та підготовці статті).
 8. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко. Вплив радіаційного пошкодження на міцність сталі корпусу реактора ВВЕР-1000 // Тези доповідей XX щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2013. – С. 96-97.
 9. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко. Вплив нейтронного опромінення на енергію верхнього шельфу кривої Шарпі для матеріалів корпусів реакторів ВВЕР // Тези доповідей XXI щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2014. – С. 145-146.
 10. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко. Зв'язок поперечного розширення та ударної в'язкості зразків Шарпі сталі корпусів реакторів ВВЕР-1000 в неопроміненому та опроміненому стані // Тези доповідей XXII щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2015. – С. 130-131.
 11. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко. Пошуки оптимального підходу для визначення зсуву критичної температури крихкості матеріалів корпусів реакторів типу ВВЕР-1000 // Матеріали IV Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування». – Тернопіль, 2015. – С. 194-197.
 12. Гринченко Г.П., Ревка В.М., Тригубенко О.В. Моніторинг методологій визначення критичної температури крихкості в частині вимог до кривої Шарпі // Тези доповідей XII Міжнародної науково-технічної конференції молодих вчених та фахівців «Проблеми сучасної атомної енергетики». –

Харків, 2016. – С. 53-54.

13. Г.П. Гринченко, О.В. Тригубенко, В.М. Ревка, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко. Особливості визначення температури крихко-в'язкого переходу для повторно опроміненого після відпалу металу зварного шва корпусу реактора ВВЕР-440 // Тези доповідей XXV щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2018. – С. 92-93.
14. О.В. Тригубенко, В.М. Ревка, Л.І. Чирко. Оцінка ресурсу корпусу реактора енергоблоку № 1 Рівненської АЕС згідно різних нормативних підходів // Тези доповідей XXVI щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2019. – С. 93-94.
15. В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Л.І. Чирко. Аналіз повторного після відновлювального відпалу окрихчування корпусу реактора РАЕС-1 // Праці VI Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування». – Тернопіль, 2019. – С. 87-90.

ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ	2
ABSTRACT	8
ЗМІСТ	16
ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	19
ВСТУП	21
РОЗДІЛ 1 ВПЛИВ ОПРОМІНЕННЯ НА СТАЛІ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ	29
1.1 Загальний опис та вимоги до сталі корпусів ВВЕР	29
1.2 Основи досліджень структурних змін в металі під дією опромінення.....	32
1.3 Напрямки дослідження матеріалів корпусу реактора.....	37
1.4 Незміцнююче радіаційне окрихчування сталі	44
1.5 Особливості визначення температури крихкості	45
РОЗДІЛ 2 ПІДХОДИ ДО ЗНИЖЕННЯ РАДІАЦІЙНОГО ОКРИХЧУВАННЯ МЕТАЛУ КОРПУСУ РЕАКТОРА.....	50
2.1 Відновлювальний відпал «мокрим» методом.....	51
2.2 Технологія «сухого» відпалу	52
2.3 Фактори, що впливають на ефективність відпалу.....	54
2.4 Особливості термічного відпалу КР енергоблоку № 1 РАЕС	58
РОЗДІЛ 3 ПРОГРАМИ КОНТРОЛЮ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ КР ВВЕР ЗА ЗРАЗКАМИ-СВІДКАМИ.....	65
3.1 Штатна програма зразків-свідків для корпусів реакторів ВВЕР-1000	66
3.2 Модернізовані програми зразків-свідків для КР ВВЕР-1000.	77
3.2.1 Модернізація конструкції контейнерів зі зразками-свідками	77
3.2.2 Модернізація однорядних контейнерних збірок	83
3.3 Додаткові програми ЗС для КР ВВЕР-1000.....	84
3.4 Програма зразків-свідків для КР енергоблоку № 1 РАЕС	85

РОЗДІЛ 4	ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ ОБРОБКИ ДАНИХ	92
4.1	Лабораторія «гарячих» камер	92
4.2	Випробування на статичний розтяг	94
4.2.1	Установка для проведення експериментів	94
4.2.2	Процедура випробування та обробка діаграми розтягу	96
4.3	Випробування на ударний вигин	99
4.3.1	Обладнання для випробувань	99
4.3.2	Методика проведення експерименту та вимірювання параметрів зразків	102
4.4	Реконструювання зразків-свідків	110
4.5	Виготовлення зразків-свідків для енергоблоку № 1 РАЕС ..	112
РОЗДІЛ 5	ЗМІНА ПАРАМЕТРІВ УДАРНОЇ В'ЯЗКОСТІ ПІД ВПЛИВОМ НЕЙТРОННОГО ОПРОМІНЕННЯ	115
5.1	Зв'язок ударної в'язкості матеріалу та поперечного розширення	115
5.2	Вплив опромінення на спротив в'язкому руйнуванню	121
5.3	Зміна в'язкої складової у зламі на критеріальному рівні ударної в'язкості	124
Висновки до розділу 5		130
РОЗДІЛ 6	ВПЛИВ ОПРОМІНЕННЯ НА ЕНЕРГІЮ ВЕРХНЬОГО ШЕЛЬФУ КРИВОЇ ШАРПІ	132
6.1	Вплив опромінення на енергію верхнього шельфу кривої Шарпі для металу КР ВВЕР-1000	133
6.2	Зниження енергії в'язкого руйнування повторно опромінених після відновлювального відпалу матеріалів КР ВВЕР-440 ..	143
6.3	Зв'язок USE та границі текучості матеріалу	152
Висновки до розділу 6		155
РОЗДІЛ 7	ОЦІНКА КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ ДЛЯ ПОВТОРНО ОПРОМІНЕНИХ МАТЕРІАЛІВ КР ВВЕР-440	159

7.1	Моделі повторного окрихчування матеріалів корпусів ВВЕР	159
7.2	Оцінка повторного окрихчування зразків програми ЗС енергоблоку № 1 РАЕС згідно стандартних моделей окрихчування.....	162
7.3	Оцінка ресурсу КР при врахуванні результатів випробування груп ЗС з низьким <i>USE</i>	167
	Висновки до розділу 7	171
	ВИСНОВКИ.....	173
	ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	175
	ДОДАТКИ	187

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

АЕС – атомна електрична станція

АЗ – активна зона

ВВЕР – водо-водяний енергетичний реактор

ГПН – густина потоку нейтронів

ЗАЕС – Запорізька атомна електрична станція

ЗС – зразки-свідки

ЗТВ – зона термічного впливу

ЗШ – зварний шов

ІЯД – Інститут ядерних досліджень

КЗ – контейнерна збірка

КР – корпус реактора

НАН – Національна академія наук

ОМ – основний метал

РАЕС – Рівненська атомна електрична станція

РНЦ – Російський науковий центр

РУ – реакторна установка

ХАЕС – Хмельницька атомна електрична станція

ЮУАЕС – Южно-Українська атомна електрична станція

E_n – енергія нейтронів, MeV

FA – вид зламу, доля в'язкої складової у зламі зразка Шарпі, %

KCV – ударна в'язкість матеріалу, Дж/см²

$\sigma_{0,2}$, $R_{p0,2}$ – умовна границя текучості, МПа

T_K – критична температура крихкості, °C

T_{ka} – гранично допустима критична температура крихкості, °C

T_{kF} – температура крихко-в'язкого переходу для опроміненого металу, °C

T_{KR} – температура крихко-в'язкого переходу або критична температура крихкості для повторно опроміненого металу, °C

USE – ударна в'язкість на рівні верхнього шельфу кривої Шарпі, Дж/см²

$\Phi_{0,5}$ – флюенс нейтронів з енергією понад 0,5 MeV, нейтр./м²

Δb – поперечне розширення зразка типу Шарпі на грані, протилежній надрізу, мм

ВСТУП

Одним із найбільш відповідальних елементів конструкції реактора ВВЕР, який значною мірою визначає одиничну потужність і безпеку експлуатації, являється корпус реактора (КР). Корпус реактора є найбільш важливим бар'єром безпеки реакторної установки (РУ), призначеним для втримання радіоактивності у герметичному об'ємі, створеному ним і кришкою разом з іншим обладнанням першого контуру. Габарити КР, а також фізико-механічні властивості його матеріалів впливають не лише на потужність реактора, а й на основні параметри теплоносія першого контуру (температуру і тиск), забезпечують можливість надійної експлуатації РУ й АЕС в цілому протягом її проектного терміну експлуатації та досить часто на понад проектний період.

На відміну від звичайних посудин високого тиску, корпуси реакторів зазнають вплив потужного нейтронного і γ -випромінювання, що призводить до поступової зміни механічних властивостей металу, з якого виготовлений корпус. Найбільш небезпечними з них є втрата пластичності і збільшення схильності металу до крихкого руйнування. Окрім цього, корпус піддається дії змінних навантажень, пов'язаних з коливаннями температури і тиску теплоносія навіть при нормальній експлуатації, планових зупинках для перевантаження палива і тому подібних ситуаціях. У зв'язку з цим питання радіаційної та механічної стійкості матеріалу КР з точки зору тривалої його працездатності набуває першочергового значення.

Слід також відмітити, що на практиці можливий лише періодичний (при зупинках реактора) контроль за поточним станом корпусу, особливо його внутрішньої поверхні. Безпосередній контроль за змінами механічних властивостей матеріалу корпусу діючого реактора і його ремонт у випадку необхідності становлять великі технічні труднощі. Внаслідок вказаних причин, до матеріалу корпусу, до його конструкції та експлуатаційних режимів пред'являють значно більші вимоги, порівняно з посудинами під тиском, які використовуються в інших областях техніки.

Підвищені вимоги мають бути висунуті і до програм контролю за змінами стану металу КР. Для більш повного розуміння процесів деградації матеріалу важливо отримувати та аналізувати широкий набір параметрів, що характеризують такі властивості як міцність, текучість, в'язкість руйнування, циклічну втому тощо. Шляхом аналізу експериментальних даних потрібно виконувати роботи з виявлення трендів поведінки металу та пошуку нових зв'язків і кореляцій між різними характеристиками. Ці роботи сприятимуть зниженню надлишкової консервативності при обґрунтуванні ресурсу корпусів та допоможуть під час організації заходів з управління старінням КР.

Обґрунтування вибору теми дослідження

Дослідження змін механічних властивостей, що відбуваються у металі КР з водою під тиском під дією нейтронного опромінювання та підвищеної температури, є задачею, над якою працюють дослідники багатьох країн світу. Численні експерименти та сучасні моделювання процесів пошкодження металу дають певне розуміння механізмів деградації сталі КР, однак все ще залишають багато прогалин, які не дозволяють надійно спрогнозувати поведінку металу при накопиченні значних доз радіаційного пошкодження. У дослідженнях переважно аналізуються базові характеристики, що визначаються під час експерименту, такі як границя текучості або критична температура крихкості. В цей же час питання, що стосуються зниження спротиву в'язкому руйнуванню матеріалів при ударних навантаженнях залишаються відкритими, в тому числі для повторно опромінених після відновлювального відпалу сталей. Аналіз впливу нейтронного опромінення на ці характеристики може поглибити рівень знань про механізми радіаційного пошкодження сталей КР ВВЕР і уточнити підходи до визначення швидкості процесів окрихчування, що важливо для розрахунку ресурсу КР, особливо при подовженні строку їх експлуатації на понадпроектний період.

Більшість опублікованих досліджень виконані для матеріалів КР, що опромінені у дослідницьких реакторах високими густинами потоку нейтронів при температурах, що не завжди близькі до умов опромінення стінки корпусу

енергетичного реактора. Дослідники обмежені у використанні даних з випробування матеріалів, що були опромінені до необхідних флюенсів нейтронів з коефіцієнтом випередження не вищим 10. За останні роки завдяки випробуванням зразків-свідків штатних програм в Україні було накопичено значна кількість експериментальних даних і з'явилась можливість провести аналіз змін механічних властивостей, що відбуваються у металі КР внаслідок довготривалого нейтронного опромінення в умовах енергетичних реакторів та глибше зрозуміти закономірності радіаційного пошкодження корпусної сталі. Крім того, унікальними є результати досліджень повторно опромінених після відновлювального відпалу зразків-свідків. Ці результати отримано в Україні вперше і вони дозволяють прогнозувати стан металу КР ВВЕР-440 на період понадпроектної експлуатації.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами, грантами

Результати експериментів отримано в рамках реалізації програми зразків-свідків, яка виконується з метою матеріалознавчого супроводу безпечної експлуатації корпусів реакторів енергоблоків ВВЕР-1000 та ВВЕР-440. Дисертаційна робота виконувалася в рамках наукових тем Інституту ядерних досліджень НАН України «Вплив опромінення та термічного старіння на міцність і пластичність матеріалів корпусів ядерних реакторів водо-водяного типу, шифр 300/240, ДР № 0112U005131» і «Радіаційне окрихчування високоопромінених матеріалів корпусів реакторів ВВЕР-1000 в надпроектний період експлуатації, шифр 300/283, ДР № 0115U002668», в яких автор приймав участь в якості співвиконавця.

Мета і завдання дослідження

Враховуючи важливість визначення фактичних змін механічних характеристик металу корпусів реакторів внаслідок довготривалого нейтронного опромінення, метою дисертаційної роботи було отримання експериментальних даних ударної в'язкості досліджуваних матеріалів та інших характеристик, що можуть бути отримані внаслідок випробувань на ударний вигин, пошук і встановлення нових кореляцій між характеристиками, що визначаються в

процесі досліджень, а також виявлення закономірностей зміни спротиву матеріалів КР ВВЕР в'язкому руйнуванні при ударних навантаженнях.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні завдання:

- проаналізувати склад та реалізацію програм зразків-свідків, що прийняті на АЕС України;
- провести експериментальні дослідження на одновісний розтяг та ударний вигин зразків-свідків та визначити механічні характеристики металу;
- провести дослідження повторно опромінених після відновлювального відпалу зразків металу КР блоку № 1 РАЕС;
- виконати збір та обробку результатів досліджень ЗС всіх вивантажень для КР ВВЕР, що експлуатуються в Україні;
- проаналізувати ступінь зниження в'язких властивостей сталі КР ВВЕР-1000 під впливом опромінення;
- в'яснити емпірично зв'язок між ударної в'язкістю та поперечним розширенням для сталей КР ВВЕР-1000;
- дослідити зміну в'язких властивостей матеріалів КР ВВЕР-440, повторно опромінених після відновлювального відпалу, та оцінити вплив вмісту фосфору у металі ЗШ на енергію верхнього шельфу температурної залежності ударної в'язкості;
- виконати оцінку впливу низьких значень верхнього шельфу кривої Шарпі на ресурс КР.

Об'єкт дослідження – низьковуглецеві сталі марки 15Х2МФА і 15Х2НМФА-А з ферито-перлитною металографічною структурою, що використовуються при виготовленні корпусів реакторів типу ВВЕР, а також зварні шви корпусів.

Предмет дослідження – параметри ударної в'язкості та критична температура крихкості матеріалів корпусів реакторів ВВЕР-1000 в опроміненому й неопроміненому стані та ВВЕР-440 в повторно опроміненому після відновлювального відпалу та неопроміненому стані.

Методи дослідження

Для досягнення поставленої мети і вирішення задач дослідження було використано наступні методи:

- випробування на одновісний статичний розтяг циліндричних зразків для визначення характеристик міцності та пластичності;
- випробування на ударний вигин зразків Шарпі для визначення ударної в'язкості та критичної температури крихкості.

Наукова новизна отриманих результатів полягає в тому, що на основі результатів випробувань ЗС матеріалів корпусів реакторів ВВЕР було оцінено вплив довготривалого нейтронного опромінення в умовах енергетичного реактору на спротив матеріалу в'язкому руйнуванню і верхній шельф кривої Шарпі, що раніше не розглядалися для даних матеріалів. Завдяки цьому було отримано нові кореляції, що дають цінний внесок у розуміння механізмів радіаційного зміцнення та окрихчування матеріалів КР, та надають підґрунтя для розробки нових нормативних залежностей.

Вперше виявлено методичні недоліки діючих нормативних підходів до обробки даних випробувань для сильно окрихчених матеріалів, що ведуть до некоректного визначення температури крихкості. Цей результат є основою для перегляду та доопрацювання нормативних документів, що діють в атомній енергетиці і за якими виконується оцінка ресурсу КР, з метою запобігання надмірного консерватизму при прогнозування строку безпечної експлуатації КР.

У роботі також вперше розглянуто результати випробувань ЗС, що були опромінені в енергетичному реакторі і накопичили флюенс швидких нейтронів $(60-80) \cdot 10^{22}$ нейтр/м² і вище, що значно перевищує проектний. Цей аналіз дозволяє оцінити поведінку металу КР ВВЕР-1000 на період експлуатації 60 років і більше та при необхідності намітити заходи для послаблення деградації матеріалів КР у понадпроектний період експлуатації.

Крім того вперше показано суттєве обмеження ресурсу КР при врахуванні результатів випробувань ЗС матеріалу з низьким рівнем верхнього шельфу

кривої Шарпі за рахунок штучно завищеного значення критичної температури крихкості.

Практичне значення отриманих результатів

Представлені в дисертації результати розширюють існуючі уявлення про поведінку металу КР та співвідношення різних механічних характеристик матеріалів корпусів ВВЕР при довготривалому нейтронному опроміненні в умовах енергетичного реактора.

Результати роботи можуть бути використані при встановленні емпіричних моделей для опису механізмів деградації металу КР, для розробки нових нормативних залежностей зниження верхнього шельфу кривої Шарпі при оцінці терміну безпечної експлуатації КР.

Врахування виявлених методичних недоліків діючих нормативних документів дозволить уникнути некоректного визначення зсуву критичної температури крихкості металу КР, яке може привести до недооцінки ресурсу КР ВВЕР. Крім того врахування розглянутих в роботі недоліків дозволить об'єктивно обґрунтувати необхідні заходи для пом'якшення деградації КР і ефективного управління старінням.

Особистий внесок здобувача

При отриманні результатів, представлених в дисертації, автор брав активну участь практично у всіх етапах роботи: участь у плануванні та проведенні експериментів з визначення механічних властивостей корпусних матеріалів корпусів реакторів шляхом випробування ЗС, виконання необхідних розрахунків, узагальнення та аналіз експериментальних даних, написання науково-технічних звітів і наукових статей.

За даними звітів та протоколів випробувань ЗС на ударний вигин було відібрано значення верхніх шельфів кривої Шарпі для всіх вивантажень зразків металу КР ВВЕР та обчислено середнє значення флюенсу для цих зразків. Також з метою оцінки зниження в'язких властивостей металу КР енергоблоку № 1 РАЕС автором проаналізовано дані випробувань ЗС даного корпусу до та після проведення відновлювального відпалу.

Наукові роботи опубліковані у співавторстві з Чирко Л.І., Ревкою В.М., Чайковським Ю.В., Гринченко Г.П.

Співавторами наукових праць є науковий керівник та науковці, спільно з якими проведені дослідження. У наукових працях, опублікованих у співавторстві, дисертанту належить фактичний матеріал і основний творчий доробок.

Постановка мети та завдань, обговорення результатів проведені разом з науковим керівником.

Апробація результатів дисертації

За результатами дисертаційної роботи було зроблено доповіді на Міжнародній науково-технічній конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування» (17-20 вересня 2013 р., 21-24 вересня 2015 р., 24-27 вересня 2019 р., м. Тернопіль), на XII Міжнародній науково-технічній конференції молодих вчених та фахівців «Проблеми сучасної атомної енергетики» (16-18 листопада 2016 р., м. Харків), на міжнародних науково-практичних конференціях «Безпека та ефективність атомної енергетики» (5 - 9 вересня 2016 р., 4-6 вересня 2018 р., м. Одеса), на щорічних наукових конференціях ІЯД НАН України (28 січня - 01 лютого 2013 р., 27 - 31 січня 2014 р., 26 - 30 січня 2015 р., 16-20 квітня 2018 р., 8-12 квітня 2019 р., м. Київ).

Публікації. Результати дисертації опубліковані в 15 роботах, з них: основні результати опубліковані в 4 статтях у наукових спеціалізованих виданнях України, які включені в міжнародну наукометричну базу даних Scopus [72, 79, 93, 103], 3 – статті апробаційної характеру [70, 95, 100], а решта 8 – тези доповідей на конференціях [73, 92, 96, 98, 99, 101, 102, 108].

Обсяг і структура дисертації

Дисертаційна робота викладена на 191 сторінці машинописного тексту, складається зі вступу, 7 розділів, загальних висновків, списку використаних джерел та 1 додатку. Обсяг основного тексту дисертації складає 146 сторінок друкованого тексту. Робота ілюстрована 10 таблицями та 98 рисунками. Список

використаних джерел містить 108 найменувань, з них 54 кирилицею та 54 латиницею.

РОЗДІЛ 1

ВПЛИВ ОПРОМІНЕННЯ НА СТАЛІ КОРПУСІВ РЕАКТОРІВ

1.1 Загальний опис та вимоги до сталі корпусів ВВЕР

Корпус реактора ВВЕР-1000 являє собою зварну циліндричну посудину і складається з фланця, трьох циліндричних обичайок й еліптичного днища (рис. 1.1). Фланець і всі обичайки виконані цільнокованими, днище штамповане із заготовки [1]. Для одержання обичайок використовують ковальські злитки масою до 200 т. У верхній частині посудини розташована зона патрубків, до яких приварюються трубопроводи для подачі й відводу теплоносія. Два ряди патрубків Ду-850 по чотири в ряді витягнуті із основного металу обичайки зони патрубків методом гарячої штамповки. Застосування корпусу з дворядним розташуванням патрубків дозволяє зменшити габарити корпусу по патрубкам в плані в порівнянні з однорядним розташуванням, а також спрощує схему циркуляції теплоносія в реакторі за рахунок поділу потоку теплоносія суцільною кільцевою перегородкою, що частково виключає появу "гарячих" плям в зоні концентрацій напружень біля патрубків корпусу.

Основними відмінностями КР ВВЕР-440 є наявність шести патрубків у ряді для входу та виходу теплоносія з реактора, нижче значення робочого тиску (12,5 МПа проти 16 МПа для ВВЕР-1000), менший внутрішній діаметр та дещо більша висота (бл. 4000 мм).

З точки зору забезпечення однорідності і заданого рівня механічних властивостей таких великогабаритних деталей, як кришка, днище, циліндричні обичайки, досить важливою операцією являється термічна обробка і наплавка внутрішнього антикорозійного облицювання.

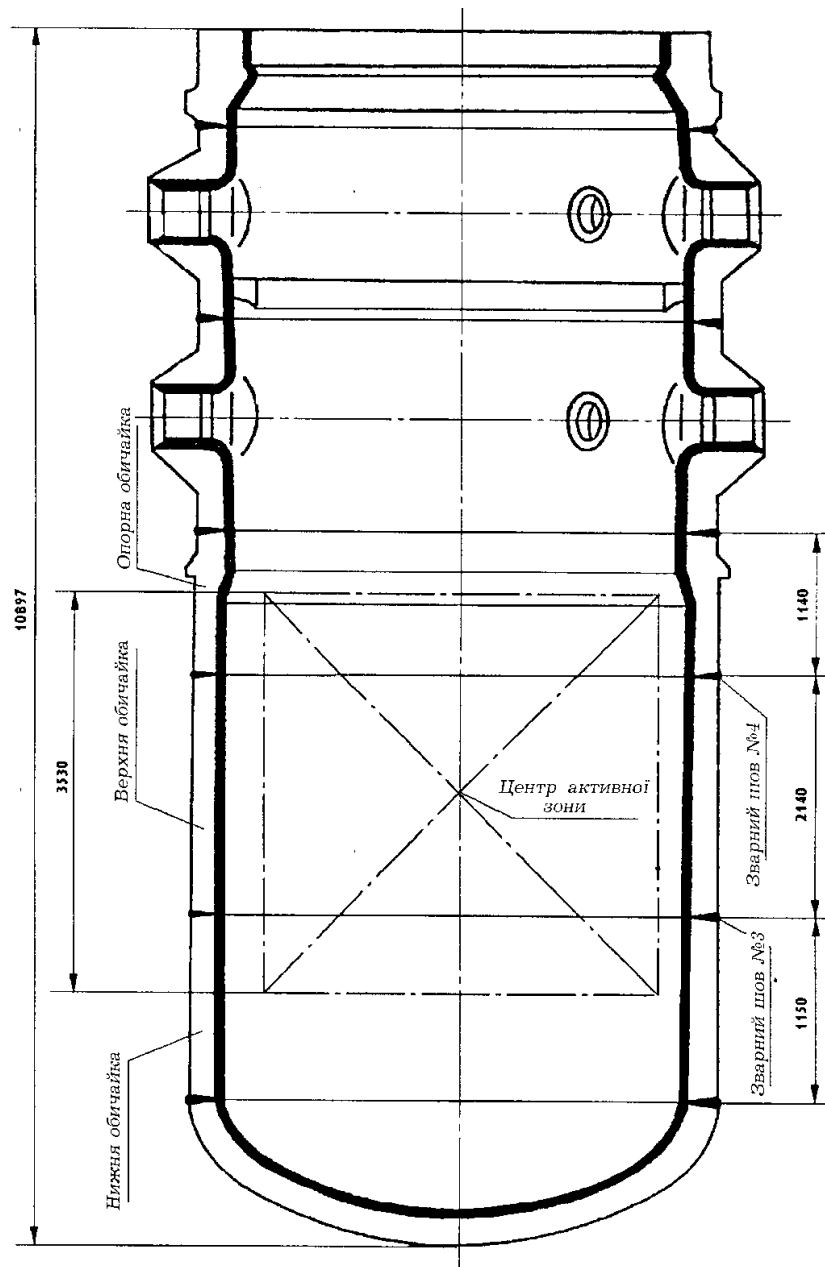


Рис. 1.1 Корпус енергетичного реактора ВВЕР-1000

Зварювання обичайок між собою і приварка днища виконуються автоматичним методом. В процесі зварювання корпус піддається проміжному відпуску для зняття залишкових напружень. Зварні шви (ЗШ) контролюються методом рентгено- або гама-просвічування, а також ультразвуковою і кольоровою (або люмінесцентною) дефектоскопією [2]. Допустимі розміри і кількість дефектів, що можуть бути не видалені, регламентуються відповідними правилами контролю якості зварних з'єднань. Заключною стадією контролю

готового корпусу являється його гідропресування тиском, що 1,5 рази перевищує робочий. При гідропресуванні здійснюється тензометрування корпусу для перевірки відповідності фактичного напруженого стану виконаним розрахункам на міцність.

Умови роботи корпусів реакторів АЕС і технологія їх виготовлення дають можливість сформулювати основні вимоги до корпусної сталі:

1. Висока металургійна технологічність, що дозволяє робити виплавку й розливання на злитки масою до 200 т, висока пластичність при куванні великогабаритних деталей; відсутність таких технологічних дефектів, як розвинена дендритна кристалізація, великі неметалічні включення, тріщини при гарячій пластичній деформації.

2. Необхідний рівень міцності (границя текучості при температурі експлуатації повинна бути не менша 400 МПа) і рівномірність механічних властивостей по перерізу деталей при термічній обробці заготовок товщиною до 400 - 500 мм; стабільність механічних властивостей впродовж усього строку експлуатації реактора.

3. Гарні зварювальні властивості, що забезпечують зварювання деталей товщиною до 300 мм із застосуванням високоефективних методів (автоматичного, електрошлакового зварювання та ін.) одержання рівномічних зварних з'єднань без тріщин, непроварів, великих шлакових включень і пористості.

4. Високий опір основного металу (ОМ) й металу зварних швів крихкому й втомному руйнуванню в умовах тривалого впливу високої температури, нейтронного опромінювання й періодично змінного складного напруженого стану.

Окрім виготовлення корпусу з високоміцної радіаційно-стійкої сталі, різні проекти реакторів із водою під тиском мають загальні конструкційні особливості: корпус має мінімальну кількість зварних швів; вхід і вихід із реактора здійснюється вище активної зони, що дозволяє виконати нижній напівкорпус найбільш міцним, без патрубків і отворів; існує можливість

вилучення усіх пристроїв, розташованих всередині корпусу, для заміни, ремонту й контролю внутрішньої поверхні; теплоносій в активній зоні рухається знизу нагору, що забезпечує охолодження активної зони в режимі природної циркуляції.

1.2 Основи досліджень структурних змін в металі під дією опромінення

З початком широкого освоєння атомної енергетики був виявлений ряд нових фізичних явищ у матеріалах, які знаходяться під впливом опроміненням, у тому числі в реакторних сталях: радіаційний ріст, радіаційне окрихчування, розпухання, радіаційно-стимульовані процеси окислення, корозії і т. д. Для корпусів реакторів ВВЕР найбільш актуальними є окрихчування сталі та її зміцнення внаслідок радіаційного пошкодження.

Вихідним моментом радіаційного пошкодження матеріалу являється зміщення атомів із вузлів кристалічної решітки й утворення точкових дефектів – вакансій і міжвузлових атомів. Характерною особливістю опромінення швидкими нейтронами являється виникнення в матеріалі, що піддається впливу опромінення, каскадів атомних зіткнень, які призводять до утворення мікроскопічних областей структурного пошкодження з високою концентрацією точкових дефектів. Теорія показує, що один нейтрон може вивести з положення рівноваги за допомогою вибитих атомів до 300 атомів в алюмінії [3]. Під впливом температури початковий стан пошкодження змінюється в результаті термічно активованої міграції точкових дефектів, яка супроводжується їх взаємною рекомбінацією, анігіляцією на стоках, утворенням або дисоціацією скупчень.[4].

Перегрупування атомів, викликане каскадами зміщень, роблять слабкий внесок у процес зміни властивостей опромінених сталей КР. Саме міграція точкових дефектів, які збереглися в металі, являються відповідальними за ці зміни. Насправді, шляхом дифузії, ці дефекти формують кластери і взаємодіють з атомами твердого розчину та домішками. Всі ці явища ведуть до утворення дефектів зміцнення та сегрегації.

Підтвердження цьому можна знайти, наприклад, у роботі [5], в якій аналізувалися зміцнення та мікроструктура сталі A533B із помірним (0,12% і 0,16% Cu) та низьким (0,03%) вмістом міді. Сталі були опромінені при 290°C до $1 \cdot 10^{-3}$ з.н.а. та $1 \cdot 10^{-2}$ з.н.а. у реакторі Кіотського університету. Після опромінення проводилися вимірювання на твердість матеріалу, застосовувалась методика позитронної анігіляції та атомний зонд для виявлення різних типів дефектів.

У сталі з помірним вмістом міді радіаційне зміцнення збільшувалося з накопиченням дози опромінення. Були виявлені чітко видимі кластери міді при таких низьких дозах як $1 \cdot 10^{-3}$ з.н.а., їх щільність та розміри зросли при $1 \cdot 10^{-2}$ з.н.а. Утворення кластерів та радіаційне зміцнення залежали від концентрації міді у сталі. В той же час не спостерігалася зміна твердості чи утворення кластерів у низьколегованій міддю сталі. В жодній із сталей не утворювалися мікропори. Проведення післярадіаційного відпалу сталі з вмістом Cu 0,12% виявило, що міцність починає відновлюватися при 350-400°C і повністю стає на рівень, який був до опромінення при 600°C. Щодо кластерів міді помітили не лише зниження їх густини, але й композиційні зміни, такі як зниження концентрації Mn та Si у кластерах. Ці зміни можуть бути пов'язані з відновленням величини твердості.

В іншій роботі [6] теж вказується на роль міді у зміцненні та окрихчуванні сталей після опромінення. Особливо це актуально для застарілих корпусів, у яких доля міді у металі часто перевищує 0,15%, тому автори досліджували сталі з вмістом Cu 0,06-0,31%. При цьому вміст інших елементів суттєво не змінювався ($\approx 0,6\%$ Ni). У роботі розглядається два різні механізми, які разом відповідальні за зміну міцності матеріалу. Першим є механізм зміцнення преципітатами, пов'язаний з радіаційно-підсиленою дифузією деяких атомів твердого розчину і утворення їх кластерів. Визначено, що такими елементами є мідь і фосфор, які схильні до формування преципітатів. За деяких обставин преципітати можуть утворювати і комплекс атомів MnNi. Дисперсійне зміцнення можна пояснити надлишком дефектів, створених опроміненням, які прискорюють дифузію Cu.

Другий механізм зазвичай відноситься до пошкодження матриці і є не повністю зрозумілим. По суті, цей механізм складається з кластерів точкових дефектів, в основному комплексів розчинених вакансій та міжвузлових атомів.

За результатами роботи був зроблений висновок про те, що дисперсійне зміцнення досягає величини насичення, яке відповідає піку зміцнення при дозі опромінення швидкими ($E_n > 1$ MeV) нейтронами $1 \cdot 10^{19}$ нейтр./см², в той час як зміцнення матриці неперервно збільшується з ростом дози опромінення. Експериментальні дані дозволили отримати значення піку зміцнення внаслідок впливу преципітатів міді, оскільки пошкодження матриці в основному подібне для всіх розглянутих матеріалів.

Таким чином, зміна міцності матеріалів під впливом опромінення визначається взаємодією радіаційних дефектів із системою дислокацій, яка є в матеріалі та перебуває у постійному розвитку в процесі пластичної деформації кристалів.

З точки зору мікроскопічної пластичності границя текучості відповідає тому напруженню, при якому стає можливим зародження і «проштовхування» дислокацією через спектр різних потенціальних бар'єрів у кристалі. В залежності від природи і потужності цих бар'єрів різною є і природа границі текучості. У випадку потужних об'ємних дефектів границя текучості відповідає напруженню огинання дислокаціями цих бар'єрів за механізмом Орована (дислокації при своєму русі утримуються частинками, доки прикладене напруження не буде достатнім, щоб лінія дислокації прогнулась і пройшла між частинками (рис. 1.2), залишивши навколо них дислокаційні петлі); якщо бар'єри представляють собою точкові перешкоди малої потужності, то границя текучості визначається процесом перерізання перешкод (рис. 1.3); якщо бар'єри представляють собою дислокації «лісу» (а ними можуть бути і дислокаційні петлі, площини яких перпендикулярні напрямку зсуву ковзаючи дислокацій), то границя текучості визначається механізмом перетину цього «лісу» дислокацій і т. д.

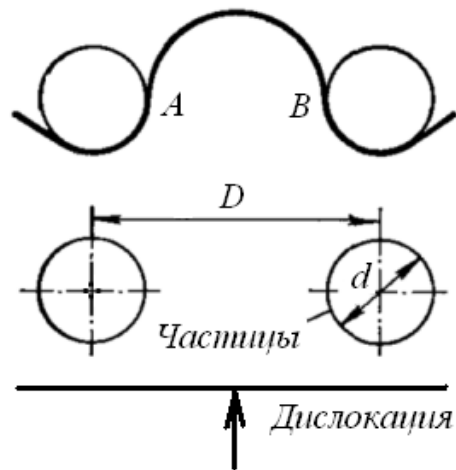


Рис. 1.2. Огинання частинок дислокацією

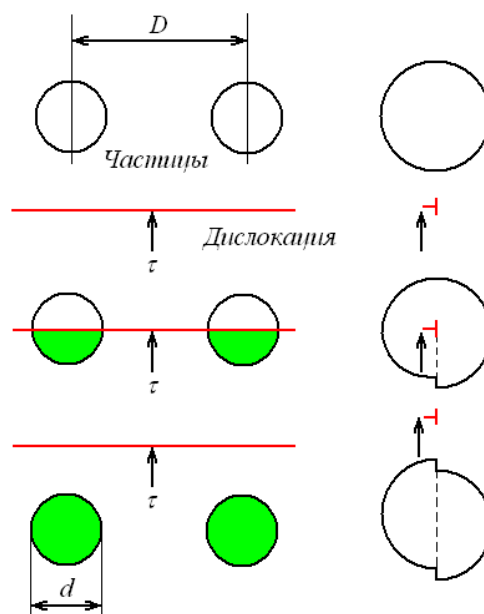


Рис. 1.3 Перерізання частинок дислокацією

Радіаційне окрихчування ферито-перлитної сталі становить окремий прояв холодноламкості, здатності металів і сплавів проявляти крихкість, внаслідок зниження температури [7]. Перехід від в'язкого руйнування до крихкого при пониженні температури спостерігається у багатьох металів і сплавів, в першу чергу з ОЦК-кристалічною структурою. Перше пояснення цьому явищу було дане на основі відомої схеми А. Ф. Іоффе. Відповідно до цієї схеми, характер руйнування визначається співвідношенням між температурно-залежним опором зсуву (границею текучості σ_T) і незалежною від температури крихкою міцністю

(S_{xp}), яка характеризує опір матеріалу руйнуванню сколом. Температура, що відповідає рівності $\sigma_T = S_{xp}$, являється перехідною (рис. 1.4) [2].

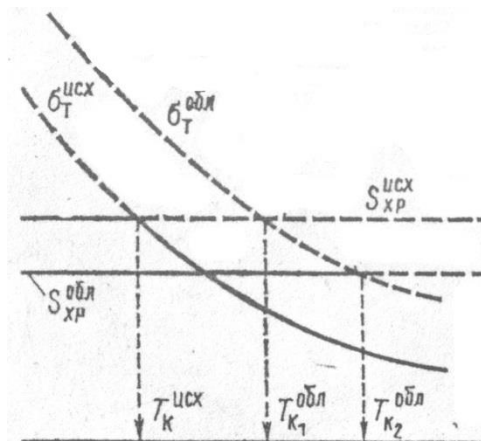


Рис. 1.4 Схема переходу від в'язкого руйнування до крихкого для опроміненого металу

Критичне відношення до пояснення холодноламкості на основі схеми Іюффе викликane рядом обставин. Добре відомо, що ідеально крихке руйнування металів на практиці не зустрічається. На поверхні крихких зламів, як правило, виявляються сліди деформацій ковзання. Не можна не відзначити, однак, що наявність ознак пластичної деформації в зламі макроскопічно крихко зруйнованого зразка саме по собі ще не є незаперечним доказом того, що деформація перешкоджає руйнуванню, а не супроводжує його. Найбільш уразливим місцем класичної теорії є кількісна розбіжність між фактичним значенням крихкої міцності (500-600 МПа в сталі) і теоретичною міцністю кристалів на розрив. Усунути це протиріччя можна, лише допустивши, що метал завжди містить концентратори напружень у вигляді готових тріщин, що, як правило, не відповідає дійсності. Тому в наш час переважає переконання в тім, що причиною народження крихких тріщин є пластична деформація.

Сучасні теорії крихкого руйнування базуються на дислокаційних моделях, згідно яким зародження тріщин відбувається за допомогою злиття дислокацій ковзання. Процес руйнування розглядається як трьохстадійний:

- а) генерація вільних дислокацій;
- б) злиття дислокацій ковзання у порожнинні;

в) ріст тріщини, утвореної порожнинними дислокаціями.

Стадії а) і б) визначаються дотичними напруженнями, стадія в) напруженнями розтягу. Критерії переходу від в'язкого руйнування до крихкого, ґруновані на дислокаційних уявленнях, виявляють найбільш важливі параметри й характеристики, відповідальні за схильність матеріалу до крихкості.

1.3 Напрямки дослідження матеріалів корпусу реактора

В останні роки питанням причини та механізмів радіаційного окрихчування та зміцнення сталей КР приділяється багато уваги. Досліджуються різні фактори, що впливають на швидкість та ступінь пошкодження металу корпусу. Поглиблюються знання про відомі механізми пошкодження та проводяться дослідження з виявлення нових процесів в опромінені металі.

Так, у роботі [8] представлено результати випробувань ЗС ОМ та ЗШ для КР ВВЕР-1000 та ВВЕР-440, які були проведені в рамках міжнародного проекту ТАСІС, в якому брала участь й Україна. Метою цього дослідження було оновлення баз даних ЗС, отримання нових результатів випробувань на ударний згин та в'язкість руйнування реконструйованих зразків, проведення додаткових досліджень для перевірки форми кривої в'язкості руйнування для ОМ і металу ЗШ та визначення характеристик наплавки.

На основі проведених досліджень було сформульовано рекомендації щодо отримання більш адекватних та коректних даних стану металу КР:

1) Методи оцінювання нейтронних доз мають бути модернізовані, в основному за рахунок використання інформації детального розташування датчиків нейтронного потоку (орієнтація капсули згідно з картою активності в активній зоні, розподілом вигоряння палива навколо збірки) та за рахунок використання нейтронно-активаційних детекторів у збірках, які плануються вивантажити у майбутньому.

2) Реконструйовані зразки типу Шарпі з V-подібним концентратором дадуть можливість отримати більш точне значення критичної температури крихкості T_K .

3) З метою підтвердження наявних позитивних результатів слід провести подальшу перевірку можливості застосування підходу «Майстер кривої» шляхом випробування реконструйованих ЗС типу Шарпі з попередньо вирощеною втомною тріщиною.

4) Необхідні додаткові програми для перевірки локального підходу до руйнування «Local Approach».

Окрім цього у даній роботі окреслені питання, які потребують додаткових досліджень в найближчому майбутньому. До таких проблем автори віднесли можливу зміну форми кривої в'язкості руйнування матеріалів з високим ступенем опромінення та можливе існування флакс-ефекту, тобто впливу густини потоку нейтронів (ГПН) на зміну властивостей матеріалів.

Величина ГПН разом з температурою опромінення і спектром нейтронів є важливими параметрами для екстраполяції результатів прискореного опромінення на умови опромінення, типові для енергетичних реакторів. Ще в кінці 60-х у роботі [9] було проаналізовано вплив дози опромінення та температури, при якій відбувалось опромінення, на швидкість окрихчування сталі КР.

Автор роботи провів серію випробувань падаючим вантажем, а також випробування методом Шарпі на зразках різних марок сталі, змінюючи дозу опромінення та температуру. За результатами експериментів зроблено наступні висновки:

1) Була виявлена стала тенденція до окрихчування сталі реакторів на легкій воді із ростом нейтронного опромінення (енергія нейтронів > 1 MeV). Швидкість окрихчування дещо спадає з кожним додатковим збільшенням дози нейтронів, починаючи приблизно з $(1\div 2) \cdot 10^{19}$ н/см²;

2) Ступінь окрихчування сталей, опромінених в діапазоні температур від 95°C до 230°C, не залежить від температури, проте з поступовим

підвищенням температури опромінення, у діапазоні від 230°C до 400°C, стає все меншою.

Однак, слід зауважити, що опромінення при таких температурах все ж вносить певний вклад у процес деградації властивостей металу. Сталі, які використовуються для кування обичайок корпусів реакторів типу ВВЕР схильні до термічного старіння, тому окрихчуванням корпусних сталей внаслідок цього процесу не можна нехтувати, про що говориться в недавніх дослідженнях [10]. Допущення, прийняте в ПНАЕ Г-7-002-86 [11] про відсутність впливу термічного старіння ($\Delta T_t = 0$) при флюенсі $F > 1 \cdot 10^{22}$ нейтр/м² і $T_{опр} = 250 \dots 300^\circ\text{C}$ може не відповідати дійсності. На думку авторів, вклад в окрихчування сталі, що спричинене нейтронним опроміненням та термічним старінням є адитивним і, таким чином, зсув температури крихкості (ΔT_k) може бути обраховане за формулою:

$$\Delta T_k = \Delta T_t + \Delta T_F \quad (1.1)$$

У роботі [12] проаналізовано сучасний стан знань і розуміння впливу вищезгаданих факторів (спектр нейтронів, температура опромінення, густина потоку нейтронів) на радіаційне окрихчування сталі КР. У своїх висновках автори керуються останніми літературними даними та тематичними публікаціями.

Вплив спектру нейтронів є очевидним, оскільки нейтрони з вищою енергією створюють більшу кількість первинно-вибитих атомів і, як наслідок, зростає кількість точкових дефектів кристалічної решітки, тому звичним явищем є визначення флюенсу нейтронів вище певного порогового рівня енергії при визначенні радіаційного пошкодження металу. Для реакторів типу ВВЕР величина порогової енергії становить 0,5 МеВ.

Для реакторів типу PWR (Pressurized water reactor) прийнятий рівень порогової енергії становить 1 МеВ. Флюенс нейтронів з енергією, вищою за 1 МеВ, вважається хорошим дозовим параметром для цього типу реакторів за результатами дослідницької програми ESTREL у Франції. Ця програма була реалізована у період між 1989 і 1995 роками з метою кількісного визначення

впливу нейтронів на контейнери зі ЗС та на стінку КР, і визначити найбільш прийнятний параметр дози опромінення (флюенс вищий 1 чи 0,1 МеВ або з.н.а.) для оцінки поведінки корпусних сталей на основі результатів, отриманих в рамках програми ЗС. У цьому дослідженні використали можливості двох дослідницьких реакторів OSIRIS та SILOE, але спектр нейтронів в опромінюваних каналах був відтворений аналогічний спектру, який досягає стінки КР та спектру, який зафіксований у місці розташування контейнерів зі ЗС. Хоча відмінність впливу спектру між обома позиціями дуже мала, результати цього дослідження вказують на те, що флюенс нейтронів вищий 1 МеВ є найкращим дозовим порогом для екстраполяції результатів випробувань ЗС на оцінку ступеню окрихчування металу КР.

Пізніше цей результат був підтверджений в рамках дослідницького проекту REVE, який фокусувався на моделюванні радіаційних ефектів [13].

Як зазначають автори [12], питання обґрунтованості результатів, отриманих на зразках, які опромінювались у дослідницьких реакторах, тобто зазнавали прискореного опромінення, ставилось багатьма дослідниками [14, 15]. Так званий «флакс-ефект» є тим фактором, який вносить невизначеність у кількісний аналіз ступеню окрихчування КР. Радіаційними дозами, отриманими за декілька тижнів чи декілька місяців, однаково можна накопичити флюенс, який відповідає проектному для корпусів енергетичних реакторів. Усвідомлення невизначеності щодо того, чи буде величина пошкодження, спричинена накопиченням флюенсу «швидко», такою ж за умови накопичення флюенсу «повільно», відбулось у 1960-х роках, проте й сьогодні це питання все ще залишається відкритим. Труднощі подальших досліджень, пов'язаних з впливом ГПН, полягають в основному із взаємним зв'язком рівня нейтронного потоку із їх спектром. Експериментально розділити ці два фактори досить складно.

У даний час механізми окрихчування, що залежать від параметрів потоку нейтронів, до певної міри вивчені та зрозумілі. Флакс-ефект виникає, головним чином, з двох причин: 1) постійне переважаючого одного з процесів – утворення чи зникнення термічно нестабільних дефектів при температурі опромінення та 2)

вплив швидкості зміщень атомів з їх регулярних місць в решітці на радіаційно підсилена дифузію атомів твердого розчину та утворення кластерів дефектів у матеріалі.

Результати різноманітних досліджень говорять про дещо більший зсув КТК та глибші радіаційно-індуковані зміни в металі при опроміненні його з нижчою ГПН. Цей ефект є більш вираженим при низькотемпературному опроміненні (50 - 150°C) [14] та для металу КР з підвищеним вмістом міді ($C_{Cu} \geq \sim 0,13 \%$) [16, 12].

Повертаючись до факторів, які значним чином змінюють поведінку сталі під дією опромінення, необхідно відмітити вплив хімічного складу. Вплив домішкових елементів на чутливість корпусних сталей до опромінення вперше був експериментально показаний у 1967 р. на лабораторній сталі А302-В, підтверджений на промисловій сталі А533-В у 1970 р. і потім інтенсивно вивчався до середини 1990-х [17]. Аналіз індивідуальної ролі різних елементів довгий час був ускладненим, так як основна інформація про вплив нейтронних потоків на конструкційні матеріали відноситься до конкретних марок сталі, які відрізняються між собою вмістом ряду основних легуючих елементів і домішок, а також технологією виплавки і пластичної деформації, режимами термічної обробки і структурою. Додаткові труднощі створює розбіжність в параметрах опромінення – температурі, флюенсі, енергетичному спектрі нейтронів.

Мідь, нікель і марганець виділяються із числа елементів заміщення здатністю підсилювати як зміцнення, так і окрихчування сталі під опроміненням. На відміну від Ni добавки Cu порівняно слабо впливають як на окрихчування, так і на зміцнення бінарних сплавів при $T_{опр} = 50 \div 80^\circ\text{C}$, але при підвищенні до $\sim 120^\circ\text{C}$ обидва ефекти різко зростають (рис. 1.5) [2]. Залежність впливу концентрації міді від температури опромінення пов'язана, очевидно, з участю її атомів у процесах, що відповідають за радіаційно-термічне зміцнення.

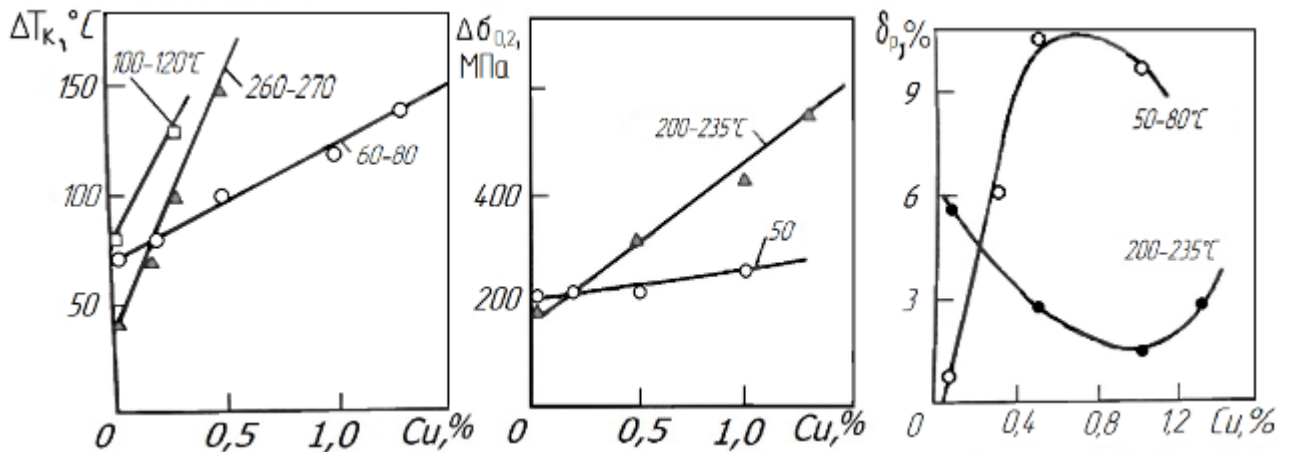


Рис. 1.5 Радіаційне зміцнення й окрихчування сплавів Fe-Cu в залежності від концентрації другого компонента і температури опромінення ($F \sim 3 \cdot 10^{19}$ нейтр./см²)

Для сталей КР вплив міді проявляється при вмісті Cu близько 0,04% і стає дуже сильним вище 0,1%. З 1970-х вміст цього хімічного елемента у корпусних сталях і їх зварних швах був обмежений до максимального значення в 0,1%, і навіть нижчих значень у більшості країнах Заходу (наприклад, 0,07% у Франції) [17].

Вміст міді у багатьох сучасних сталях КР є нижчим границі розчинності цього елемента при температурі термообробки для зняття напружень ($\approx 0,17\%$ у чистому залізі) (табл. 1.1) [18, 17]. Таким чином, можна вважати, що в таких сталях велика доля атомів міді є у твердому розчині під час експлуатації корпусу (якась частина може осідати під час охолодження, яке слідує за термообробкою). Так як границя розчинності Cu при температурі опромінення є дуже низькою ($\approx 0,007\%$ у чистому залізі), то атоми міді мають схильність до формування преципітатів або кластерів у сталях під час експлуатації корпусу.

Інтенсивне вивчення впливу нікелю почалося на початку 1980-х. В якості легуючого елемента нікель є особливо цінним для сталей, оскільки досить добре зміцнює ферит, при цьому не знижує його в'язкість і знижує поріг холодноламкості, зменшуючи тим самим схильність заліза до крихкого руйнування [3]. Проте цей елемент має сильний, і на сьогодні ще не повністю

пояснений, шкідливий вплив на радіаційно-спричинене окрихчування сталей КР. Цей вплив може ставати дуже великим при вмісті нікелю вище 1 чи 1,2 % і підвищуватися одночасно із вмістом міді [17].

Таблиця 1.1

Границі розчинності деяких хімічних елементів у залізі

	Cu	P	N	Mn	Ni
при 575°C (% маси)	≈0,17	≈0,27	≈0,12	≈2,8	≈5,4
при 290°C (% маси)	≈0,007	≈0,05	≈0,04	≈3	≈4,2

Зазвичай вміст нікелю і марганцю нижчий, ніж границі розчинності цих елементів у залізі (див. табл. 1.1). Однак, експериментальні дослідження і моделювання показали, що під час експлуатації корпусу Ni, як і Mn, може об'єднуватися з преципітатами міді у реакторних сталях. Додатково, як стверджував Одетте [19], термодинамічний підхід виявляє, що нікель може також бути присутнім у фазах Ni з Mn, які містять невелику кількість міді (так звані «late blooming phases»). Припускається, що високий вміст нікелю і марганцю, високий флюенс та низькі вміст міді і температура сприяють утворення цих фаз. Кінетика їх осідання (випадання) буде контролюватися швидкістю зародження. Нещодавні дослідження підтвердили існування MnNi late blooming phases, навіть у сплавах без міді [20]. Це питання отримує все більшу увагу наукової спільноти.

Значну роль у підтвердженні факту формування преципітатів або кластерів і наглядній демонстрації скупчень атомів міді та деяких інших елементів зіграли сучасні техніки, такі як томографія із застосуванням атомного зонду (Atom probe tomography (APT)) і малокутове нейтронне розсіяння (SANS), які дали можливість виявити преципітати діаметром бл. 2 нм міді, нікелю, марганцю та кремнію під час нейтронного опромінення, а також укрупнення цих преципітатів після радіаційного відпалу [21, 22].

1.4 Незміцнююче радіаційне окрихчування сталі

Вище було згадано, що окрихчування сталі тісно пов'язане з її зміцненням, проте матеріалам корпусів реакторів властиве також підвищення кількісної характеристики окрихчування – температури крихко-в'язкого переходу (ТКВП) – без зміни характеристик міцності. Це явище може бути спричинене радіаційно та термічно підсиленою сегрегацією атомів твердого розчину та домішкових атомів. Особливу увагу приділяють сегрегації фосфору на границях зерен. Цей тип окрихчування переважно проявляється як міжкристалітне (по границях зерен) руйнування.

Відокремлені атоми Р, С, Мо та Ні були ідентифіковані на площинах міжкристалічного зламу для декількох неопромінених та опромінених сталях типу А533В у роботі [23]. Хімічні елементи були виявлені на мікрофотографіях, отриманих на скануючому мікроскопі та за допомогою диференційного електронного спектру.

З ростом флюенсу нейтронів та вмісту Р його сегрегація підсилювалася і була особливо суттєвою у високоопроміненій сталі з концентрацією фосфору 570 ppm (0,057%).

У цій же роботі автори обґрунтовують можливість опроміненням нейтронами пом'якшувати окрихчуючий вплив Р: з ростом флюенсу зменшується кількість міжзеренного руйнування і зростає роль зміцнення у зсуві ТКВП, за винятком високолегованої фосфором і опроміненої до великих значень флюенсу сталі.

Залежність радіаційного окрихчування від вмісту Р більш детально вивчалась на сталі типу 15Х2НМФА лабораторної плавки [2]. Вміст Р змінювався в межах 0,005-0,035% при низькій концентрації домішок кольорових металів (0,04% Cu і по 0,001-0,002% Sb, Sn і As). Із отриманих даних видно (рис. 1.6), що коефіцієнт радіаційного окрихчування (КРО) (A_F) сталі росте лінійно з підвищенням концентрації Р, причому це спостерігається при температурі

опромінення як 300-350, так і 50-80°C. На зміну характеристик міцності і пластичності фосфор не впливає.

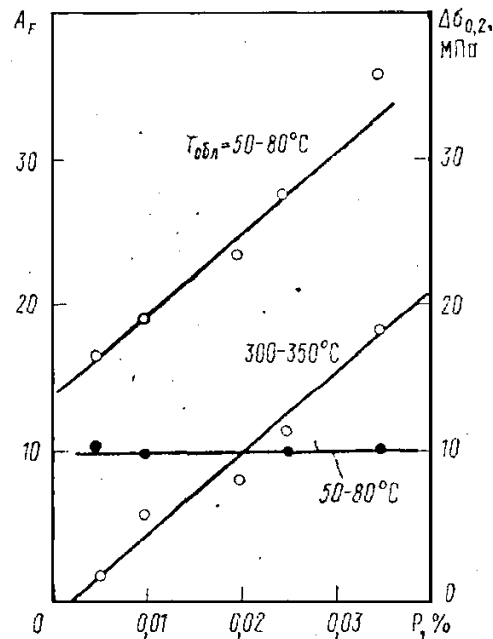


Рис. 1.6 Вплив вмісту P у сталі типу 15X2НМФА на приріст границі текучості ($\Delta\sigma_{0,2}$) і КРО після опромінення флюенсом $\sim 2 \cdot 10^{19}$ нейтр./см²

В іншому дослідженні [24] вказується на роль фосфору в окрихчуванні зварних швів КР. У роботі відмічається, що причиною прискореного окрихчування ЗШ у початковий період експлуатації корпусу являється оборотна відпускна крихкість, викликана підвищеною концентрацією дифузійно-рухливих домішок, особливо фосфору. Проте при збільшенні флюенсу швидких нейтронів росте густина дефектів кристалічної ґратки, які сприяють зниженню концентрації домішок на границях зерен і відповідно зменшенню відпускної крихкості.

1.5 Особливості визначення температури крихкості

Окрихчування сталей КР під дією нейтронного опромінення триває протягом усього експлуатаційного періоду. Цей процес має бути до певної міри

контрольованим для того, щоб гарантувати структурну цілісність корпусу реактора протягом періоду експлуатації.

Основним критерієм, який використовується для оцінки ступеню деградації і зниження в'язкості руйнування металу КР, є температура крихко-в'язкого переходу та її зсув внаслідок опромінення. За цими даними та з урахуванням додаткового температурного запасу, що використовується для врахування невизначеності оцінки зсуву температури крихкості, визначається критична температура крихкості (КТК) опроміненого металу.

Знаючи КТК (T_K) і робочу температуру T_p досліджуваного матеріалу, можна оцінити його температурний запас в'язкості [25]:

$$\chi = (T_p - T_K) / T_p \quad (1.2)$$

Чим більше значення χ , тем менша небезпека крихкого руйнування.

Для знаходження ТКВП та її зсуву існує декілька методів. Однак всі вони передбачають попередні випробування серії зразків Шарпі на ударний вигин та визначення відповідних характеристик за результатами випробувань. До таких характеристик, в першу чергу, відносять ударну в'язкість матеріалу, поперечне розширення грані зразка, протилежній надрізу, та вид зламу випробуваного зразка.

Основним підходом при визначенні ТКВП є побудова кривої Шарпі – апроксимованої залежності роботи удару або ударної в'язкості від температури випробувань. Крива Шарпі має форму гіперболічного тангенса та визначається за формулою:

$$KCV(T) = A + B \cdot th\left(\frac{T - T_0}{C}\right), \quad (1.3)$$

де KCV – ударна в'язкість (питома робота руйнування) для зразків з V-подібними концентратором, A – середнє значення KCV між верхнім KCV_{max} і нижнім KCV_{min} значенням ударної в'язкості, $B = (KCV_{max} - KCV_{min})/2$, T – температура випробувань, T_0 – температура, що відповідає значенню ударної в'язкості A й C – параметр, що характеризує нахил температурної залежності KCV .

Визначення ТКВП після побудови кривої виконується з використанням певного критеріального рівня (KCV^{ind}). Критеріальний рівень для кривої Шарпі вибирають як фіксований, так і змінний. Американський стандарт ASTM E185 [26] рекомендує брати значення 41 Дж в якості критеріального рівня незалежно від зони вирізання зразків та ступеню їх опромінення.

Відповідно до нормативного підходу ПНАЕ Г-7-002-86 критеріальний рівень при випробуваннях на ударний вигин визначається в залежності від границі текучості матеріалу і змінюється ступінчато з різницею в 10 Дж/см² (табл. 1.2).

Таблиця 1.2

Нормативні значення енергії руйнування для визначення температури в'язко-крихкого переходу за результатами випробувань зразків Шарпі [11]

Границя текучості при 20°C, МПа	Енергія руйнування	
	Е, Дж	KCV, Дж/см ²
До 304 вкл.	23	29
Від 304 до 402 вкл.	31	39
Від 402 до 549 вкл.	39	49
Від 549 до 687 вкл.	47	59

Визначення ТКВП за даними вимірювань поперечного розширення зруйнованого зразка відбувається також після побудови температурної залежності цієї характеристики для серії випробувань зразків та апроксимації даних функцією гіперболічного тангенса. При такому способі визначення T_K було обрано фіксований критеріальний рівень, що становить $\Delta b = 0,89$ мм [27].

Оскільки крихкий і в'язкий характер руйнування при ударному вигині чітко розрізняються по виду зламу (блискучий «кристалічний» або матовий, волокнистий), T_K можна визначати за структурою зламу. За T_K приймають температуру, при якій в зламі з'являються перші ділянки крихкого руйнування або він стає повністю крихким. Можлива також оцінка T_K як температури, що

відповідає рівним долям крихкої і в'язкої ділянок руйнування в зламі. Недоліком даного способу є низька достовірність внаслідок значної суб'єктивної похибки визначення крихкої складової.

Сьогодні більшість країн світу користуються методиками, які базуються на визначенні КТК при побудові кривої Шарпі. Криву умовно поділяють на три області: верхній і нижній шельфи та перехідну зону (рис. 1.7а). Аналіз кривих для одного матеріалу при різному ступені нейтронного пошкодження дозволяє визначити два показника деградації досліджуваного металу: зсув ТКВП та зниження енергії верхнього шельфу (upper shelf energy – USE) (рис. 1.7б).

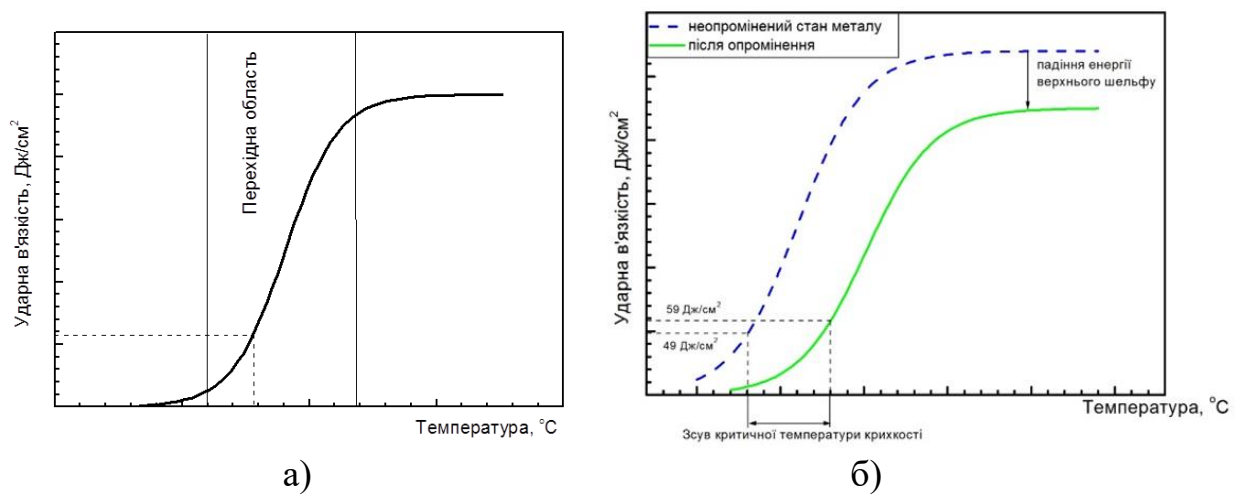


Рис. 1.7 Загальний вид кривої Шарпі з розподілом на типові області (а) та порівняння форми кривої для вихідного та опроміненого стану металу (б)

Для визначення ТКВП на кривій Шарпі країнами, що експлуатують реактори типу PWR, переважно використовується сталий критеріальний енергетичний рівень. В Україні основним документом при визначенні величини ТКВП є ПНАЕ Г-7-002-86, який вказує на необхідність використання рівня, що залежить від границі текучості.

У наукових дослідженнях використовують й інші критеріальні рівні енергії для визначення ТКВП. Одним з таких є широко використовуваний рівень, що відповідає енергії руйнування 28 Дж [28]. Вибір рівня 28 Дж пояснюється необхідністю більш коректно характеризувати в'язкість матеріалу з точки зору спротиву крихкому руйнуванню, тим самим зменшуючи відмінності між

динамічним та статичним методами. Вважається, що температура переходу повинна лежати нижче значення, при якій починає зароджуватися в'язка тріщина. І в цей же час вона має бути однозначно вищою значень нижнього шельфу, щоб лежати в області, де залежність в'язкості від температури є значною.

Аналіз літературних джерел показав, що до корпусу реактора як одного з основних бар'єрів безпеки РУ висувають високі вимоги, що стосуються технологічності сталі КР, радіаційної стійкості, механічних властивостей та в'язкості металу як у вихідному стані, так і після нейтронного опромінення.

Питанню впливу опромінення на механічні властивості приділяється значна увага серед науковців та інженерів багатьох країн світу. В першу чергу досліджуються окрихчування сталі та її зміцнення внаслідок радіаційного пошкодження та термічного старіння.

В наукових роботах аналізується вплив хімічних елементів на швидкість зміни властивостей матеріалів КР та досліджуються механізми такого впливу. Ефективному розумінню механізмів деградації сталі КР сприяють комп'ютерне моделювання радіаційних дефектів і процесів пошкодження металу, яке виконується з допомогою сучасних програмних кодів.

Значну роль у дослідженні радіаційно індукованих та радіаційно підсилених змін у металі КР і наглядній демонстрації скупчень атомів деяких хімічних елементів зіграли сучасні техніки, такі як томографія із застосуванням атомного зонду і малокутове нейтронне розсіяння.

Деградація властивостей металу КР під дією нейтронного опромінення залежить від багатьох факторів та вивчається всесторонньо. Проте одним із малодосліджених аспектів цього питання залишається зміна параметрів ударної в'язкості корпусної сталі в умовах довготривалого нейтронного опромінення. Це стало підставою для поглибленого аналізу експериментальних даних випробувань зразків-свідків на ударний вигин та дослідження деградації сталі КР з точки зору втрати металом спротиву в'язкому руйнуванню.

РОЗДІЛ 2

ПІДХОДИ ДО ЗНИЖЕННЯ РАДІАЦІЙНОГО ОКРИХЧУВАННЯ МЕТАЛУ КОРПУСУ РЕАКТОРА

Для зниження ступеню радіаційного окрихчування металу КР можуть бути застосовані наступні пом'якшуючі заходи [29]:

- застосування схеми завантаження активної зони (АЗ) зі зниженим витоком нейтронів (наприклад, установка касет-екранів). Даний захід може знизити густину потоку нейтронів на стінку КР на 30-40% і ефективно застосовується на АЕС України протягом більш, ніж 10 років;

- використання імітаторів твелів на периферії активної зони реактора, що може знизити пікові значення густини потоку нейтронів на стінку КР до 4,5 разів та до 2,5 разів у місцях «нових» піків;

- застосування технології відновлювального відпалу, яка є найбільш ефективним заходом з повного або часткового відновлення вихідних механічних властивостей матеріалів КР.

Всі перераховані заходи сприяють тривалій експлуатації КР, однак якщо ступінь деградації металу наближається до максимально допустимих значень, то єдиним шляхом для подовження ресурсу енергоблоку є відновлювальний відпал корпусу реактора. Термічний відпал є тією альтернативою, яка дозволяє, до певної міри, відновити значення ТКВП та рівень верхнього шельфу матеріалу, що були змінені під дією нейтронного опромінення.

Розрізняють два основні методи проведення відновлювального відпалу:

- «мокрый» відпал (з або без вивантаження активної зони);
- «сухий» відпал з вивантаженням АЗ та внутрішньокорпусних пристроїв реактора.

2.1 Відновлювальний відпал «мокрим» методом

Технологія «мокрого» відпалу застосовується при температурах до 343°C. При цьому відпалювання виконується водою першого контуру, яка зазвичай нагрівається головними циркуляційними насосами. З інженерної точки зору «мокрим» відпал є нескладним, оскільки температура циркулюючої води контролюється нагрівом насосу до проектних температур корпусу реактора.

Першими корпусами водо-водяних реакторів, для яких проведено відновлювальний відпал, були корпус американського реактора SM-1A та бельгійського BR-3.

Розроблений в рамках військово-ядерної програми США, реактор SM-1A було запущено у 1962 році на Алясці, а вже у 1967 проведено відпал корпусу. Теплоносій першого контуру нагрівався теплотою, що виділялася від ядерного палива, до величини 293-300°C (72-79°C вище температури експлуатації). Ступінь відновлення властивостей металу КР становила 70% [30].

У 1984 році було відпалено корпус дослідницького реактора BR-3, виготовленого з модифікованої сталі SA302B із вмістом нікелю 0,56% і міді 0,19%. З точки зору радіаційного окрихчування, критичним елементом даного корпусу був поздовжній зварний шов із вмістом 0,70% Ni і 0,19% Cu. Температура теплоносія при нормальному режимі експлуатації реактора становила 260°C. Головним циркуляційним насосом вода була нагріта до 343°C і витримана при цій температурі протягом 168 годин [31]. Відновлення механічних властивостей матеріалів корпусу оцінено щонайменше у 50%.

Простота реалізації технології «мокрого» відпалу пояснюється тим, що в більшості випадків з реактора необхідно вивантажити лише ядерне паливо. Однак вона може використовуватися лише в реакторах, що мають низьку робочу температуру теплоносія, оскільки у проекті енергоблоків не передбачається витримувати корпусом тиск при вищій температурі і критичний тиск досягається при температурі води 374°C ($p_{crit} = 219$ бар). Таким чином, через обмеженість ступеню можливого відновлення властивостей металу КР при «мокрому»

відпалу водою він не вважається практичним рішенням для сучасних енергетичних реакторів, оскільки потребуватиме частого повторення проведення процедури [30].

Тим не менше у зв'язку з складнощами та ризиками застосування технології «сухого» відпалу для КР ВВЕР-1000 [32], російськими фахівцями виконуються роботи з оцінки ефективності низькотемпературного «мокрого» відпалу КР ВВЕР-1000 [33]. Було зазначено, що періодична реалізація відносно простої процедури «мокрого» відпалу дозволяє підтримувати механічні властивості матеріалів експлуатованого корпусу на прийнятному з погляду радіаційного окрихчування рівні. При виконанні низькотемпературного «мокрого» відпалу відсутня загроза пошкодження бетону, металоконструкцій і відшарування наплавки на корпусі реактора.

2.2 Технологія «сухого» відпалу

Відпал КР «сухим» методом дозволяє проводити його при вищих температурах, порівняно з «мокрим». При цьому обов'язковою умовою перед початком робіт є повне вивантаження паливних збірок та внутрішньокорпусних пристроїв із корпусу реактора, дренаж теплоносія, очистка й осушення внутрішньої поверхні КР для розміщення джерела нагріву.

Нагрівальний пристрій локалізують поблизу найбільш окрихчених ділянок корпусу. Інженерні задачі, що виникають в процесі «сухого» відпалу є досить складними. Вони часто вимагають специфічної й індивідуальної оцінки щодо можливого негативного впливу підвищених температур на інші частини реакторної установки (наприклад, бетону).

Після публікації концептуальної процедури сухого термічного відпалу окрихчених КР компанії Westinghouse, фахівці СРСР провели термічний відпал декількох високоопромінених корпусів ВВЕР-440 [30].

Технологія «сухого» термічного відпалу реакторів ВВЕР-440 була розвинена в Радянському Союзі у першій половині 1980-х років і вперше

застосована у 1987 році для третього енергоблоку Нововоронежської АЕС. Термічний відпал розглядався як крайня міра пом'якшення окрихчування КР. У той час більш бажаним було проектування АЗ зі зниженим виотоком нейтронів або попередній нагрів аварійного запасу водяного охолоджувача до 55°C.

На сьогодні відпалено 15 КР ВВЕР-440, чотири з яких відпалено двічі (табл. 2.1). 12 корпусів відпалено обладнанням російської організації ДКБ «ГИДРОПРЕСС», 3 – чеською SKODA.

Таблиця 2.1

Енергоблоки ВВЕР-440, для яких проведено термічний відпал КР

АЕС, блок	Тип реактора	Рік відпалу	Температура/час	Наплавка
1	2	3	4	5
Нововоронежська-3	ВВЕР-440 В-179	1987	430±20°C/168 год.	немає
Вірменська-2	ВВЕР-440 В-270	1988	450±50°C/168 год.	немає
Грайфсвальд-1	ВВЕР-440 В-230	1988	475±15°C/158 год.	немає
Кольська-1	ВВЕР-440 В-230	1989	475±15°C/158 год.	немає
Кольська-2	ВВЕР-440 В-230	1989	475±15°C/158 год.	немає
Козлодуй-1	ВВЕР-440 В-230	1989	475±15°C/158 год.	немає
Козлодуй-3	ВВЕР-440 В-230	1989	475±15°C/158 год.	є
Грайфсвальд-2	ВВЕР-440 В-230	1990	475±15°C/158 год.	немає
Грайфсвальд-3	ВВЕР-440 В-230	1990	475±15°C/158 год.	є
Нововоронежська-3 (повторний відпал)	ВВЕР-440 В-179	1991	475±15°C/158 год.	немає
Нововоронежська-4	ВВЕР-440 В-179	1992	475±15°C/158 год.	немає
Козлодуй-2	ВВЕР-440 В-230	1992	475±15°C/158 год.	немає
Богуніце-2	ВВЕР-440 В-230	1992	475–503°C/ 160 год.	є
Богуніце-1	ВВЕР-440 В-230	1993	475 –496 °C / 168 год.	є
Ловіза-1	ВВЕР-440 В-213	1996	475±15°C / 100 год.	є

АЕС, блок	Тип реактора	Рік відпалу	Температура/час	Наплавка
Рівненська-1	ВВЕР-440 В-213	2010	475±15°C / 150 год.	є
Кольська-2 (повторний відпал)	ВВЕР-440 В-230	2016	475±15°C/150 год.	немає
Кольська-1 (повторний відпал)	ВВЕР-440 В-230	2017	475±15°C/150 год.	немає
Нововоронежська-4 (повторний відпал)	ВВЕР-440 В-179	2018	475±15°C/150 год.	немає

2.3 Фактори, що впливають на ефективність відпалу

Домінуючими факторами, які впливають на ступінь відновлення властивостей опромінених сталей КР, є температура відпалу відносно температури опромінення (експлуатації), тривалість витримки при температурі відпалу, рівні домішок та легуючих елементів, а також тип виробу (виплавка, поковка, зварний шов тощо) [30]. Досвід відпалу корпусів ВВЕР, результати лабораторних досліджень матеріалів КР західного типу, опромінених у дослідницьких реакторах, а також матеріали, отримані в рамках програм зразків-свідків комерційних АЕС узгоджуються між собою і вказують на те, що температура відпалу має бути щонайменше на 150°C вищою температури опромінення, а тривалість витримки від 100 до 168 годин для того, щоб отримати суттєвий результат.

Основний результат всебічного дослідження матеріалів реакторів типу PWR після відновлювального відпалу представлено в [34]. Відновлювальний відпал ряду сталей та зварних швів західних КР опромінених при температурі вище 270°C і відпалених протягом 168 годин показано на рис 2.1.

Детальне вивчення залежності ступеню відновлення механічних властивостей від тривалості відпалу було проведено в Окриджській національній лабораторії (ORNL) (рис. 2.2) [35]. Показано, що для спеціально виготовленої сталі (з високим вмістом міді, низьким значенням енергії верхнього шельфу, зварний шов 73W), відновлення величини верхнього шельфу становить 100%

після 24 годин відпалу та відбувається швидше у порівнянні з ТКВП. Відпал протягом 168 годин дозволив відновити величину перехідної температури на 90%, а протягом наступних 168 годин призвів лише до додаткового 5% відновлення.

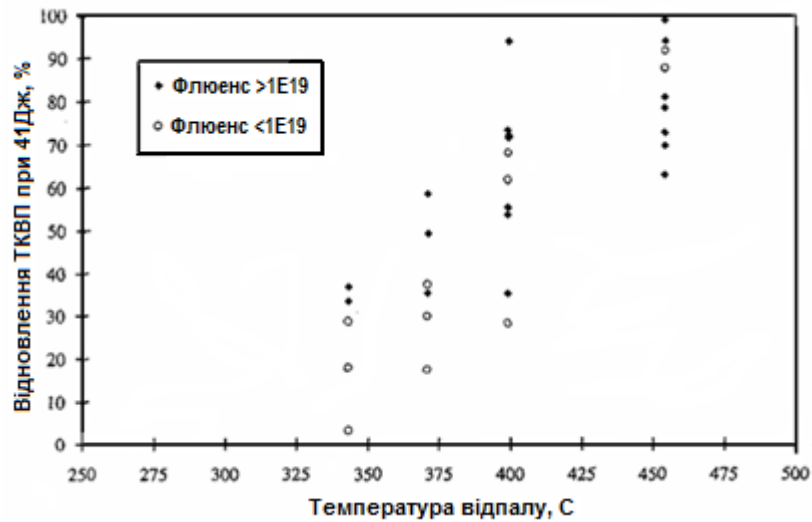


Рис. 2.1 Відновлення за результатами відпалу ТКВП основного металу та металу ЗШ корпусів ряду реакторів західного типу, опромінені при температурі $>270^{\circ}\text{C}$ і відпалених протягом 168 годин [34]

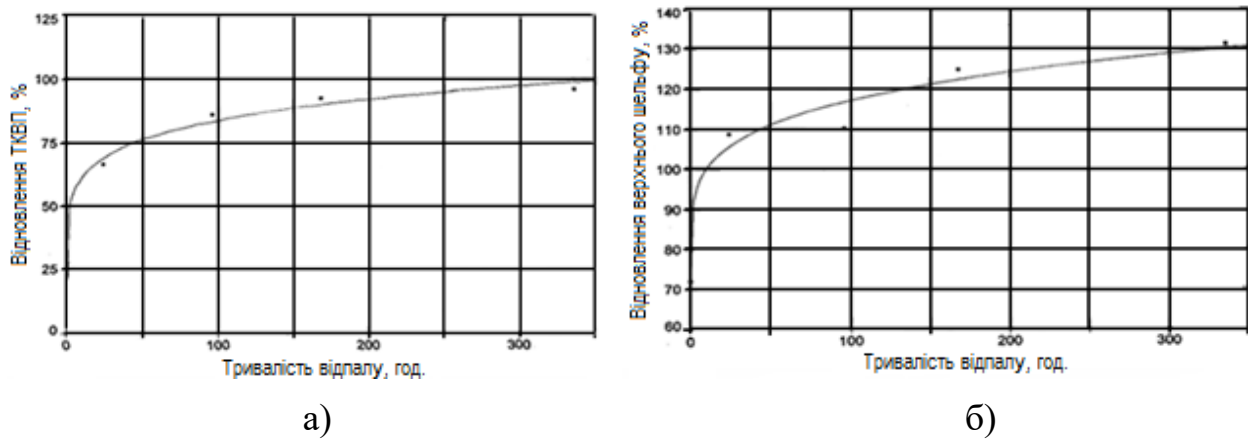


Рис. 2.2 Порівняння відновлення ТКВП (а) та енергії верхнього шельфу (б) після відпалу зварного шва 73W при температурі 454°C [35]

Для вивчення впливу температури відпалу на ступінь відновлення властивостей матеріалів корпусів ВВЕР було проведено комплексні дослідження на зразках, опромінені в реакторах АЕС у місцях розташування ЗС [36].

Одержані дані свідчать про часткове відновлення температури T_K при різниці температур відпалу та опроміненням у 70°C . Зі збільшенням температури відпалу також збільшується ступінь відновлення T_K . В роботі було розглянуто велику кількість матеріалів основного металу та зварних швів ВВЕР-440 з широким спектром вмісту домішок та опромінених до різних значень флюенсу. В якості оціночного коефіцієнта відновлення значення T_K при різних температурах відпалу було використано наступну величину:

$$\eta = \frac{(T_F - T_a)}{(T_F - T_{k0})} \cdot 100 \quad (3.1)$$

де T_{k0} , T_F і T_a значення T_K для неопроміненого, опроміненого і відпаленого стану матеріалу відповідно. Результати показано на рис. 2.3.

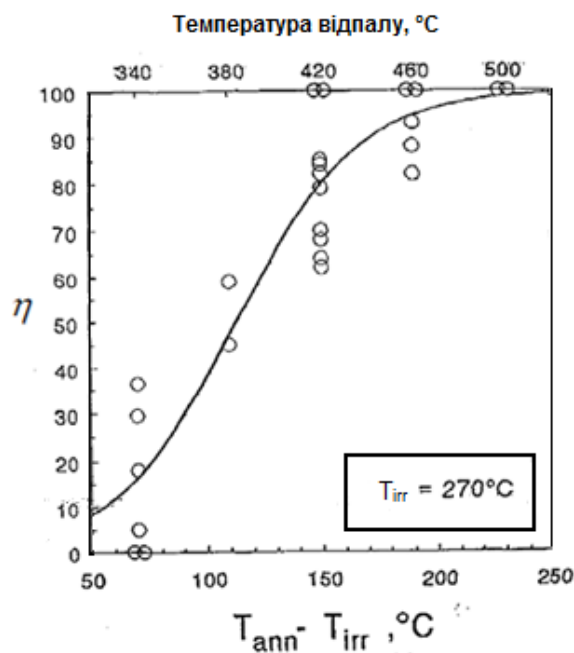


Рис. 2.3 Ефективність відпалу для ОМ та зварних швів КР ВВЕР-440 як функція від температури відпалу. $T_{\text{опром.}} = 270^\circ\text{C}$ [36]

Досить високий розкид даних на рис. 2.3 пояснюється залежністю ефективності відпалу не лише від температури відпалу, а й від вмісту домішок (фосфору і міді) у матеріалі та накопиченого флюенсу нейтронів.

Однак пізніше в роботі [37] розглянуто 9 зварних швів КР ВВЕР-440 із вмістом фосфору в металі 0,16-0,51% та міді – 0,14-0,23%, відпалених в діапазоні

температур 460-475°C протягом 100 годин та показано, що ефективність відновлення властивостей не залежить від ступеню зміцнення (окрихчування) в опромінену стані, від вихідного стану матеріалу та від вмісту фосфору і міді для розглянутого діапазону вмісту цих елементів (рис. 2.4).

Вплив міді на залишкове окрихчування ($\Delta T_{зал}$) було виявлено при дослідженні модельних сплавів, опромінених у дослідницькому реакторі до флюенсу нейтронів $3 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$ при температурі 270°C і відпалених при 475°C протягом 100 годин [38]. Було відзначено, що ефект Cu є очевидним при його масовому вмісті 0,25-0,30% і вище.

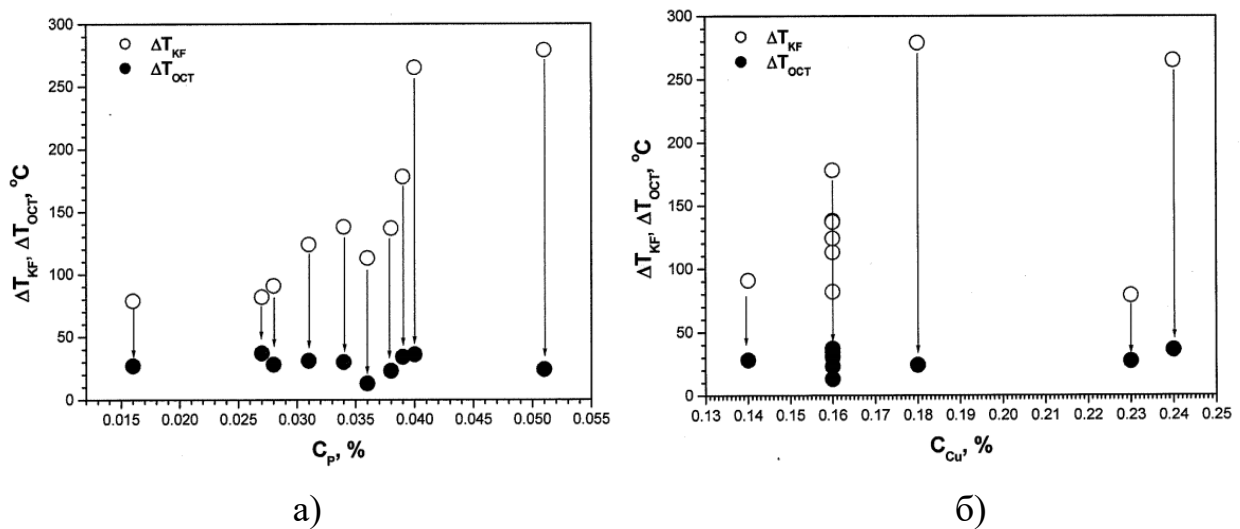


Рис. 2.4 Відновлення КТК опромінених матеріалів ВВЕР-440 після відпалу в діапазоні температур 460-475°C (100 годин) для різного вмісту фосфору (а) і міді (б)

В роботі [39] було проведено аналіз впливу флюенсу швидких нейтронів на залишкове після відпалу окрихчування. Дослідження було виконане на металі зварного шва КР блоку № 1 Рівненської АЕС і блоку № 2 Вірменської АЕС (ВАЕС-2). Для виготовлення ЗС цих блоків була використана одна і та ж зварна проба. Відпал опромінених до різних флюенсів швидких нейтронів зразків проводили при температурі 420°C протягом 144 годин. Результат роботи показав (рис. 2.5), що зниження критичної температури крихкості внаслідок відпалу

металу не залежить від флюенсу у дослідженому діапазоні флюенсів ($10 \div 500 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$).

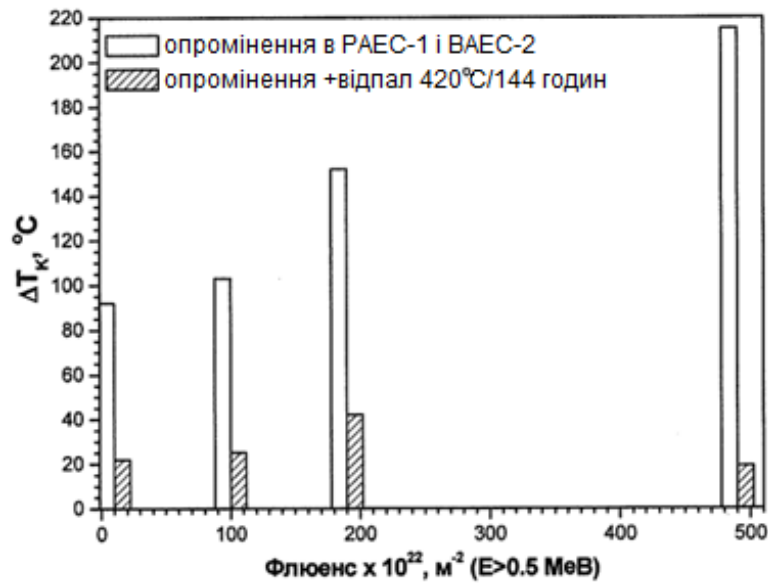


Рис. 2.5 Значення зсувів критичної температури крихкості після опромінення і наступного відпалу зразків зварного шва, опромінених в каналах для ЗС РАЕС-1 і ВАЕС-2 [39]

2.4 Особливості термічного відпалу КР енергоблоку № 1 РАЕС

Корпуси реакторів типу ВВЕР-440, включаючи КР енергоблоку № 1 Рівненської АЕС (РАЕС-1), характеризуються підвищеним вмістом фосфору і міді в металі зварного шва № 4, що призводить до прискореного радіаційного окрихчування матеріалів. Внаслідок підвищеної чутливості до опромінення шов № 4 є конструктивним елементом, який обмежує термін служби КР. Серед блоків ВВЕР-440/213, В-230 та В-179 корпус реактора блоку РАЕС-1 відповідно до паспортних даних є одним з найгірших за вмістом фосфору (0,037%) і міді (0,21%) у зварному шві № 4 (рис. 2.6).

Усі корпуси реакторів ВВЕР-440, що мають близький за вмістом домішок хімічний склад, уже було відпалено у період з 1987 по 1996 роки. Значно триваліша експлуатація блоку РАЕС-1 пояснюється установкою з початку

експлуатації касет-екранів, що зменшують густину потоку нейтронів на внутрішню стінку КР.

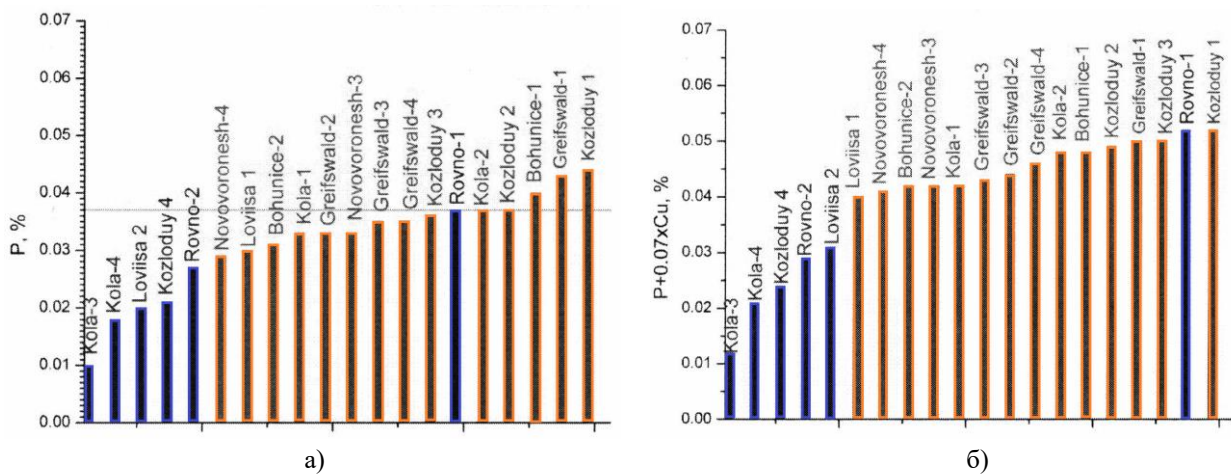


Рис. 2.6 Вміст фосфору (а) та фосфору і міді (б) у зварному шві № 4 КР ВВЕР-440 (— КР, що було відпалено, — невідпалені КР станом на 2009 рік) [40]

У відповідності до вимог нормативних документів оцінка стану металу ЗШ № 4 КР ВВЕР-440/213 проводиться за результатами випробувань зразків-свідків, вирізаних із зварної проби, яка пройшла аналогічну термічну обробку і виготовлена із застосуванням зварювальних матеріалів тих же партій, що і ЗШ № 4.

На рисунках 2.7 і 2.8 представлено схему вирізки зразків металу ЗШ і зони термічного впливу (ЗТВ) із контрольної проби.

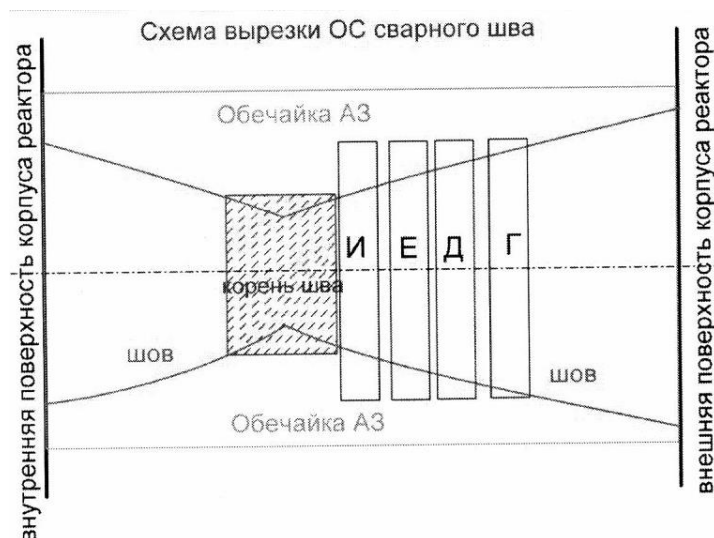


Рис. 2.7 Схема вирізки зразків-свідків металу ЗШ із зварної проби

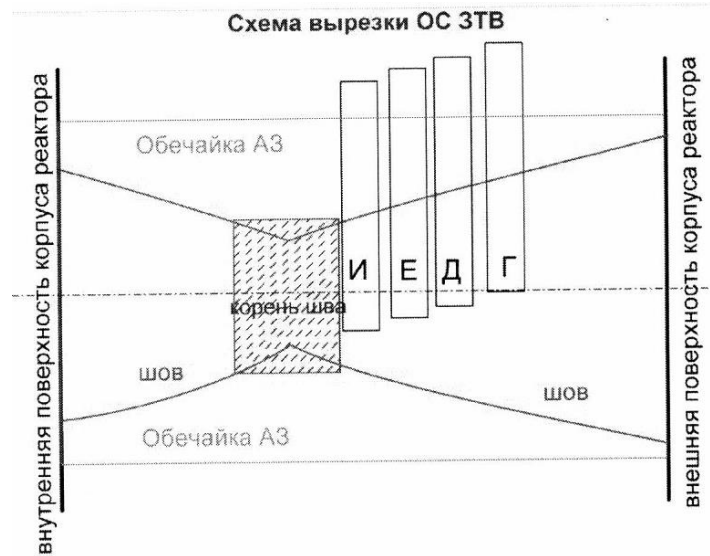


Рис. 2.8 Схема вирізки зразків-свідків металу ЗТВ із зварної проби

Як видно з рисунків зразки Шарпі вирізаються з чотирьох шарів зовнішньої обробки. Із внутрішньої обробки, яка прилягає до внутрішньої сторони КР, зразки не вирізаються.

Для більш детального обґрунтування радіаційного окрихчування ЗШ № 4 РАЕС-1 в РНЦ «Курчатовський інститут» проведено додатковий аналіз хімічного складу металу зразків-свідків. При цьому в аналіз включено як раніше отримані дані, так і результати, отримані в рамках міжнародної програми ТАРЕГ 2.01/03 [41].

Аналіз даних показав наступне [42]:

- 1) Середні значення вмісту фосфору у зварному шві збільшуються при віддаленні від кореня шва.
- 2) Розкид значень вмісту фосфору в одному шарі ЗС ЗШ № 4 енергоблоку № 1 РАЕС суттєво перевищує характерні для інших зварних швів значення.
- 3) В деяких зразках середній вміст фосфору перевищує паспортне значення і складає 0,038-0,039%.

На рисунку 2.9 показано узагальнення всіх даних, отриманих при дослідженні вмісту фосфору в зразках-свідках енергоблоку № 1 РАЕС [43].

Помітно, що вміст фосфору в зразках Шарпі, випробуваних в рамках програми зразків-свідків суттєво нижчий паспортного значення. У зв'язку з цим випробування зразків-свідків Шарпі штатної програми показували неконсервативний результат з точки зору оцінки радіаційного окрихчування ЗШ № 4.

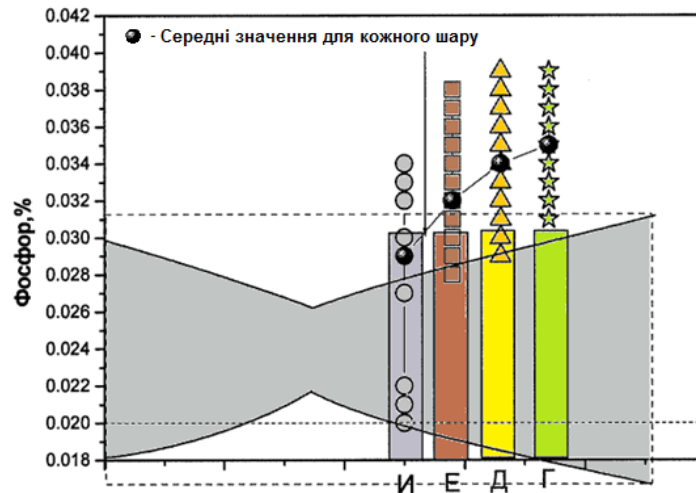


Рис. 2.9 Вміст фосфору в зразках-свідках зварного шва і ЗТВ (в металі ЗШ) енергоблоку РАЕС-1. Радіальний розподіл

Результати всіх проведених досліджень в обґрунтування продовження терміну служби КР енергоблоку РАЕС-1 показали високий темп радіаційного окрихчування для металу ЗШ № 4. Було встановлено, що прогнозований темп окрихчування досліджуваного шва суттєво перевищує той, що відповідає результатам випробувань ЗС.

Таким чином, в результаті проведеного поглибленого аналізу хімічного складу шва № 4 та переоцінки експериментальних залежностей зсуву критичної температури крихкості від флюенсу нейтронів було обґрунтовано продовження терміну служби КР енергоблоку РАЕС-1 на понад проектний період за умови проведення відновлювального відпалу ЗШ № 4. Метою проведення відпалу є часткове відновлення механічних властивостей металу та температури крихко-в'язкого переходу.

Комплекс заходів з відновлювального відпалу КР енергоблоку № 1 РАЕС проведено у 2010 році. Відпал зварного шва виконано за штатним режимом

відповідно до технології, розробленої в Росії, із застосуванням спеціального обладнання, що забезпечує відновлення механічних властивостей зварного з'єднання за рахунок термічної обробки в заданому температурно-часовому режимі в умовах АЕС.

Розігрів корпусу реактора виконано за 43 години, включаючи тригодинну витримку при температурі 300°C, зі швидкістю нагрівання не вище 20°C/год. Ізотермічну витримку зварного шва № 4 виконано протягом 150 годин при температурі 475±15°C. Охолодження корпусу виконувалося зі швидкістю не більше 27°C/год [44].

На рисунку 2.10 представлено звіт за температурно-часовим режимом відновлювального відпалу зварного шва № 4 КР за дев'ятьма термопарами нагрівального пристрою. В процесі виконання відпалу через відмову вимірювального каналу було виконано перемикання термопари нагрівального пристрою з першого на десятий канал самописця.

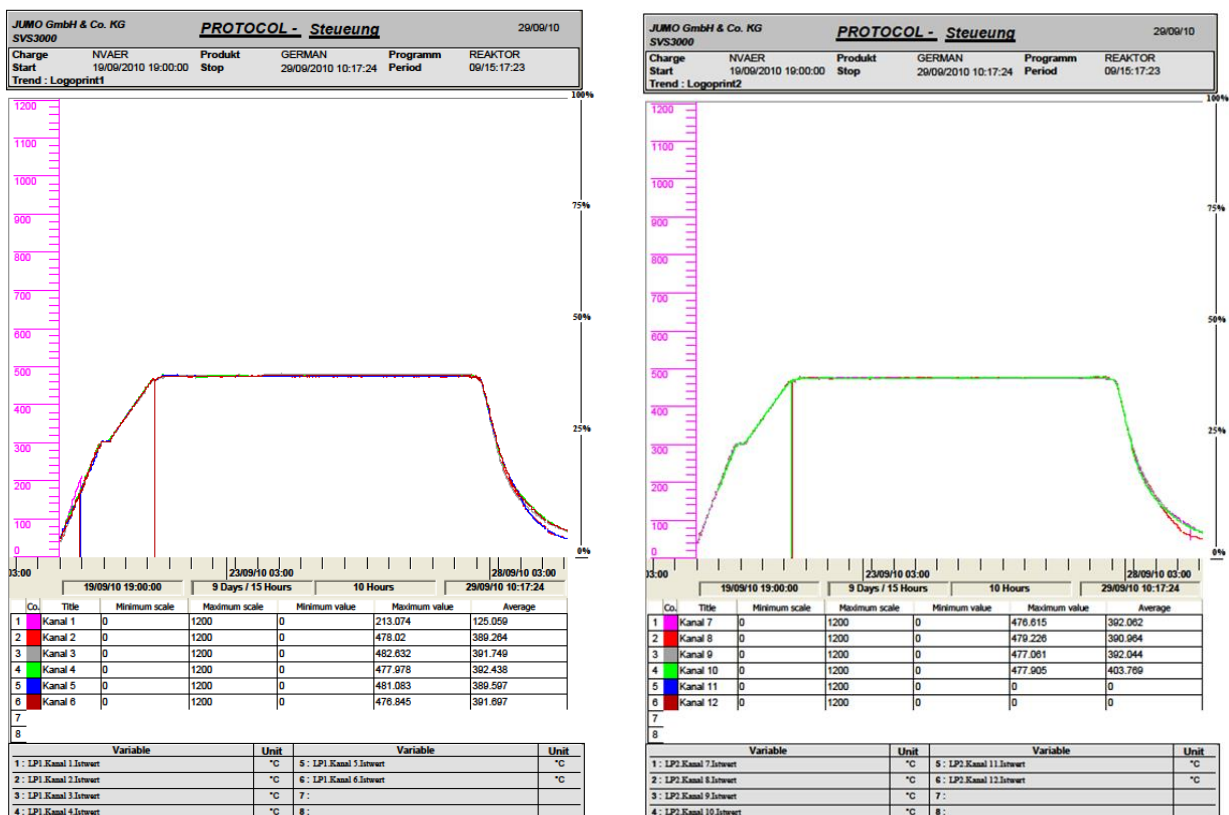


Рис. 2.10 Температурно-часовий режим відпалу ЗШ № 4 КР РАЕС-1

На рисунку 2.11 показано температурні поля у металі КР після розігріву та на момент закінчення етапу ізотермічної витримки зварного шва № 4.

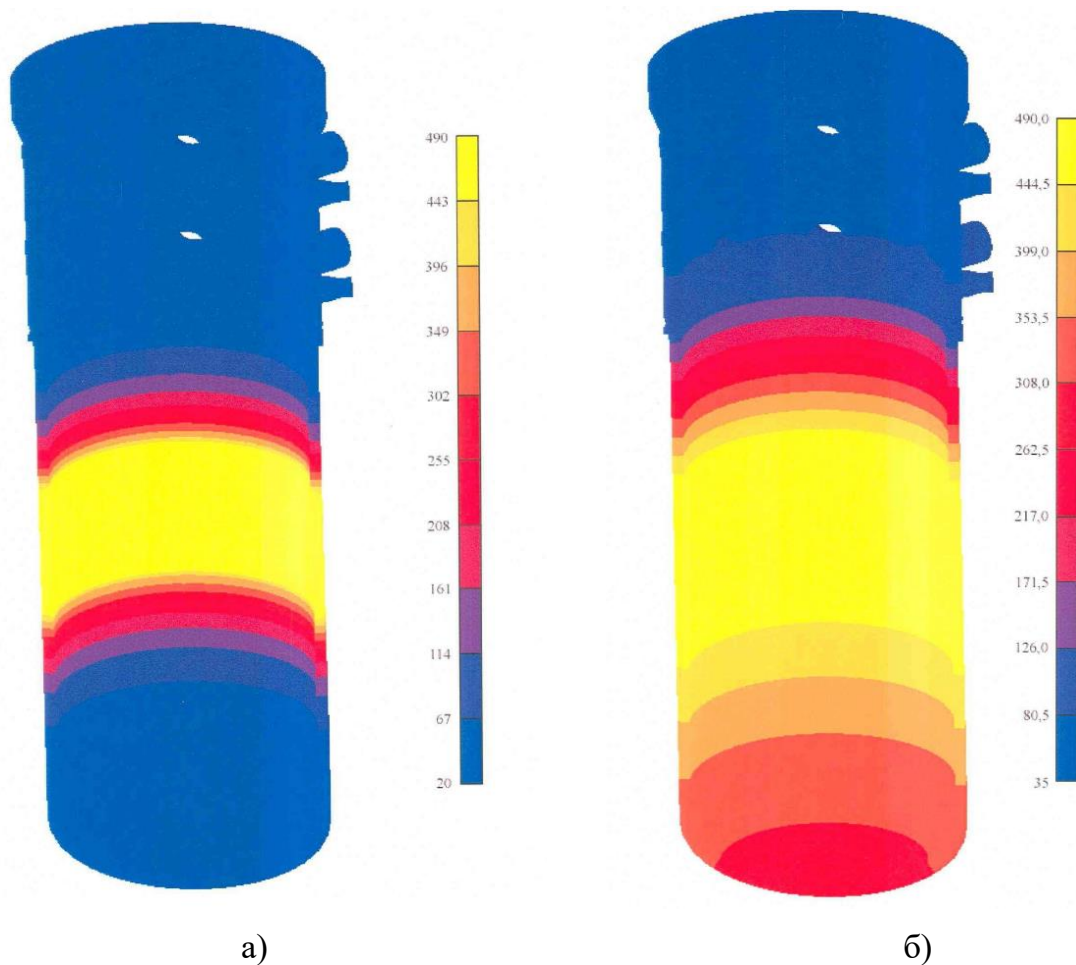


Рис. 2.11 Розподіл температур КР на кінець стадії нагріву (а) та на момент закінчення відпалу (б)

Таким чином, у розділі показано, що відновлювальний відпал металу є ефективним засобом для продовження ресурсу енергоблоків ВВЕР-440 з високим початковим вмістом фосфору і міді у зварних швах КР. Серед основних факторів, що впливають на ефективність відпалу, є температура відпалу відносно температури опромінення (експлуатації) та тривалість витримки при температурі відпалу. Оптимальний температурно-часовий режим проведення термічного відпалу було визначено за результатами проведення значної кількості досліджень.

Через високий вміст шкідливих домішок та виявлений значний градієнт вмісту фосфору у ЗШ № 4 для енергоблоку РАЕС-1 термічний відпал «сухим» методом став безальтернативним заходом для понадпроектного терміну експлуатації КР.

РОЗДІЛ 3

ПРОГРАМИ КОНТРОЛЮ ВЛАСТИВОСТЕЙ МЕТАЛУ КР ВВЕР ЗА ЗРАЗКАМИ-СВІДКАМИ

В рамках дослідницьких програм вивчення впливу реакторного опромінення на механічні властивості сталей корпусу реактора проводиться протягом багатьох років (див., наприклад, [2]). Проте стан науки про радіаційне пошкодження конструкційних матеріалів до теперішнього часу такий, що фактично неможливо з необхідною достовірністю прогнозувати окрихчування сталей багатокомпонентного складу в умовах тривалої експлуатації КР. Причиною цього є наявність великого числа чинників, що впливають на величину окрихчування сталі. До них, перш за все, відносяться металургійні чинники:

- хімічний склад за легуючими елементами і, головним чином, за елементами домішок, що знаходяться в шихтових матеріалах;
- структурний стан сталі, який залежить як від складу, так і всього циклу термомеханічної обробки сталі;
- анізотропія властивостей, обумовлена масштабним чинником заготовок.

Також на величину окрихчування сталі роблять значний вплив умови опромінювання КР за весь період його експлуатації. Це температура опромінювання, енергетичний спектр, густина потоку нейтронів, тривалість опромінювання і т.д.

Таким чином, велика кількість факторів, що впливає на поведінку металу КР під час його експлуатації, вимагає особливого підходу до розробки або вибору програми, на основі якої виконується прогнозування стану матеріалу протягом всього терміну експлуатації КР. На сьогодні в Україні для надійного контролю за змінам механічних властивостей матеріалів КР під дією експлуатаційних факторів застосовується програма зразків-свідків: штатна, яка

застосовується на більшості енергоблоків АЕС України, модернізована або додаткова.

Програма контролю властивостей металу КР з використанням зразків-свідків для індивідуального корпусу реактора являється одним із найбільш важливих заходів із супроводження і моніторингу безпечної експлуатації КР.

Проте необхідно зауважити, що умови опромінення зразків у реакторі мають бути відомі з необхідною точністю. Лише в цьому випадку результати випробувань ЗС є представницькими. Таким чином, програма випробувань ЗС повинна також супроводжуватися ретельною дозиметрією ЗС.

Основною ціллю опромінення та теплової витримки в реакторі і наступного дослідження зразків-свідків є:

- підтвердження консервативного характеру припущень, покладених в обґрунтування крихкої міцності КР;
- використання результатів для прогнозування змін властивостей матеріалів КР в експлуатаційних умовах;
- отримання даних, які використовуватимуться для обґрунтування терміну безпечної експлуатації корпусу.

Всі експериментальні результати, отримані та проаналізовані в рамках цієї дисертаційної роботи отримано при реалізації різних програм ЗС, призначених для контролю змін металу КР ВВЕР-1000 та ВВЕР-440. В даному розділі виконано аналіз складу та реалізації програм зразків-свідків, що прийняті на АЕС України.

3.1 Штатна програма зразків-свідків для корпусів реакторів ВВЕР-1000

На більшості енергоблоків АЕС України контроль зміни властивостей металу КР ВВЕР-1000 в процесі експлуатації здійснюється за проектною (штатною) програмою зразків-свідків. Штатна програма передбачає 6 променевих комплектів, 6 температурних комплектів і 2 контрольних комплекти (табл. 3.1).

Таблиця 3.1

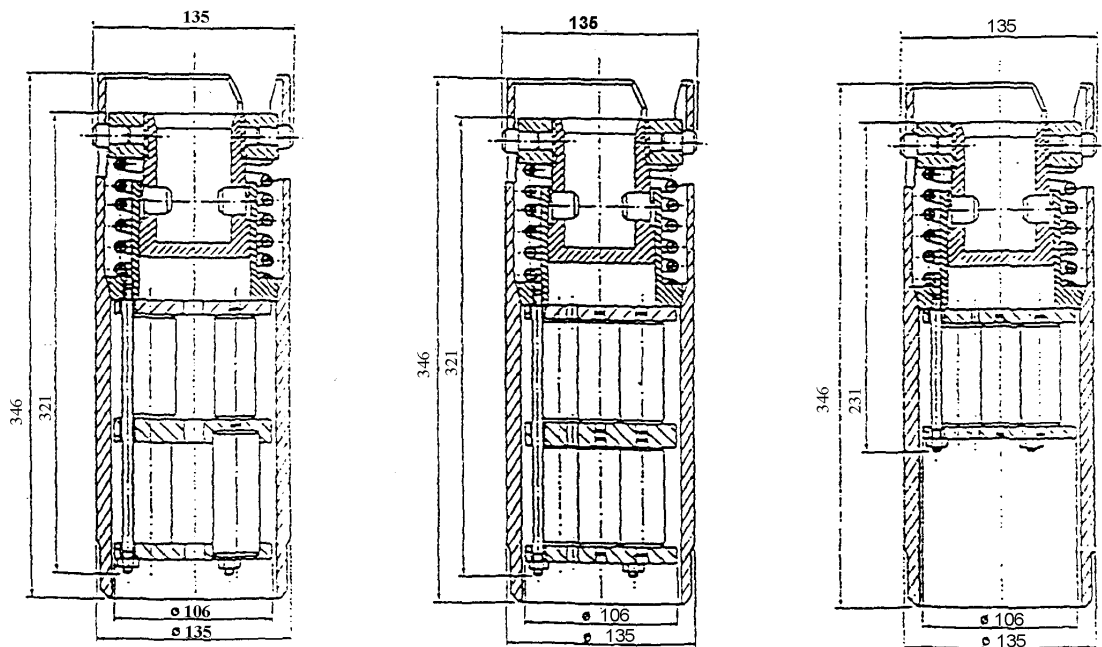
**Номенклатура зразків-свідків для контролю властивостей металу корпусу
реактора згідно зі штатною програмою [45]**

Назва комплекту	Позначення комплекту	Основний метал				Метал зварного шва				Метал ЗТВ		Всього
		ША	РА	СА (COD)	УА	ШБ	РБ	СБ (COD)	УБ	ШВ	СВ (COD)	
Конт- рольні	1К	18	12	15	9	18	12	16	10	18	16	144
	2К	18	12	15	9	18	12	14	10	18	14	140
	Разом	36	24	30	18	36	24	30	20	36	30	284
Променеві комплекти	1Л	24	24	12	18	24	24	12	18	24	12	192
	2Л	24	24	12	18	24	24	12	18	24	12	192
	3Л	24	24	12	18	24	24	12	18	24	12	192
	4Л	12	12	6	-	12	12	6	-	12	6	78
	5Л	12	12	6	-	12	12	6	-	12	6	78
	6Л	12	12	6	-	12	12	6	-	12	6	78
	Разом	108	108	54	54	108	108	54	54	108	54	810
Температурні комплекти	1М	12	6	6	6	12	6	6	6	12	6	78
	2М	12	6	6	6	12	6	6	6	12	6	78
	3М	12	6	6	6	12	6	6	6	12	6	78
	4М	12	6	6	-	12	6	6	-	12	6	66
	5М	12	6	6	-	12	6	6	-	12	6	66
	6М	12	6	6	-	12	6	6	-	12	6	66
	Разом	72	36	36	18	72	36	36	18	72	36	432
Позначення зразків: Ш – зразки Шарпі для випробувань на ударний вигин Р – зразки для випробувань на статичний розтяг С – зразки для випробувань на в'язкість руйнування У – зразки для випробувань на малоциклову втому А – індекс основного металу Б – індекс металу шва В – індекс металу зони термічного впливу												

Наявність такої кількості комплектів зразків-свідків передбачає 6 термінів вивантаження зразків для контролю стану металу. Для кожного терміну

контролю в реактор розміщується по одному комплекту опромінюваних і по одному комплекту температурних зразків.

Згідно Технічного опису й інструкції з експлуатації [45] в реактори з внутрішньої стінки шахти в просторі між вигородкою і блоком захисних труб встановлюються шість променевих комплектів контейнерних збірок (КЗ) (рис. 3.1, 3.2) зі ЗС, які позначаються 1Л...6Л. Вони призначені для визначення радіаційно-індукованих змін у властивостях металу КР. Комплекти 1Л-3Л є дворядними, тобто контейнери зі зразками розташовуються на верхньому та нижньому рядах. Комплекти 4Л-6Л є однорядними і зразки у них розміщені лише на верхньому ряду збірок. Зразки верхнього ряду призначені для визначення поточного стану металу КР, в той час як результати випробувань зразків нижнього ряду використовують для визначення прогнозних змін матеріалу, оскільки вони накопичують флюенс у $\sim 1,5 \div 2,5$ рази вищий, ніж внутрішня поверхня стінки КР напроти АЗ. Схема розміщення комплектів приведена на рис. 3.3.



1Л1÷1Л4; 2Л1÷2Л4; 3Л1÷3Л4

1Л5; 2Л5; 3Л5

4Л; 5Л; 6Л

Рис. 3.1 Креслення загального вигляду променевих контейнерних збірок



а)



б)

Рис. 3.2 Фото дворядної (а) та однорядної (б) контейнерних збірок

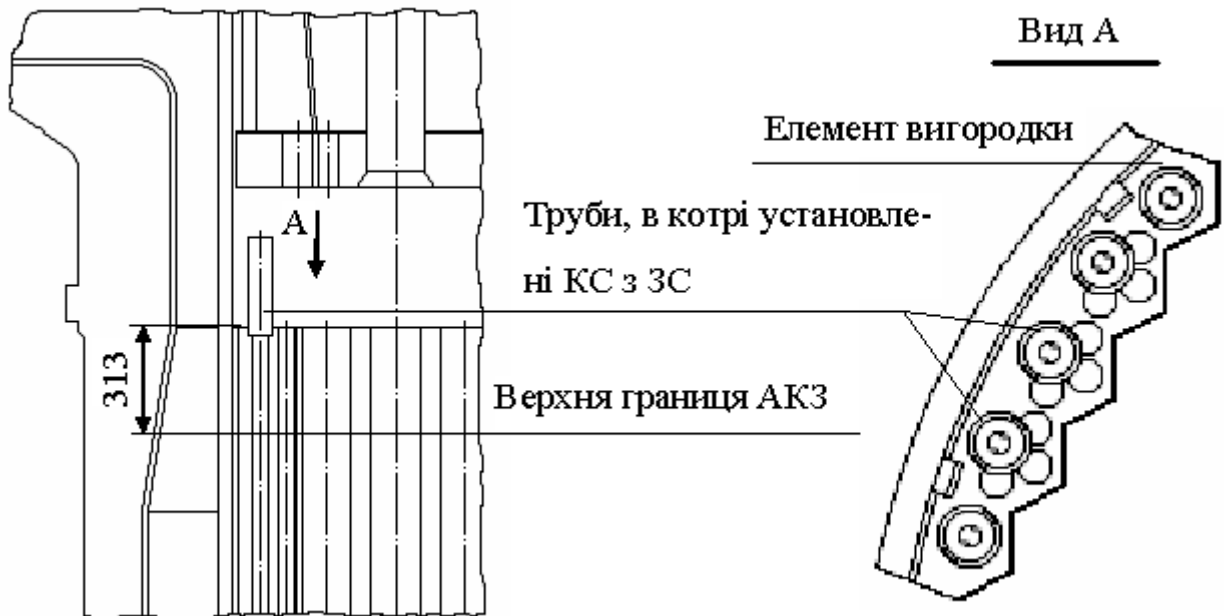


Рис. 3.3 Схема розташування променевого комплексу ЗС в реакторі ВВЕР-

Температурні зразки розміщуються у верхній частині блоку захисних труб під кришкою реактора (рис. 3.4). Вони призначені для визначення змін властивостей металу, пов'язаних з температурним старінням. Кожний комплект температурних зразків розміщений в одній збірці (рис. 3.5).

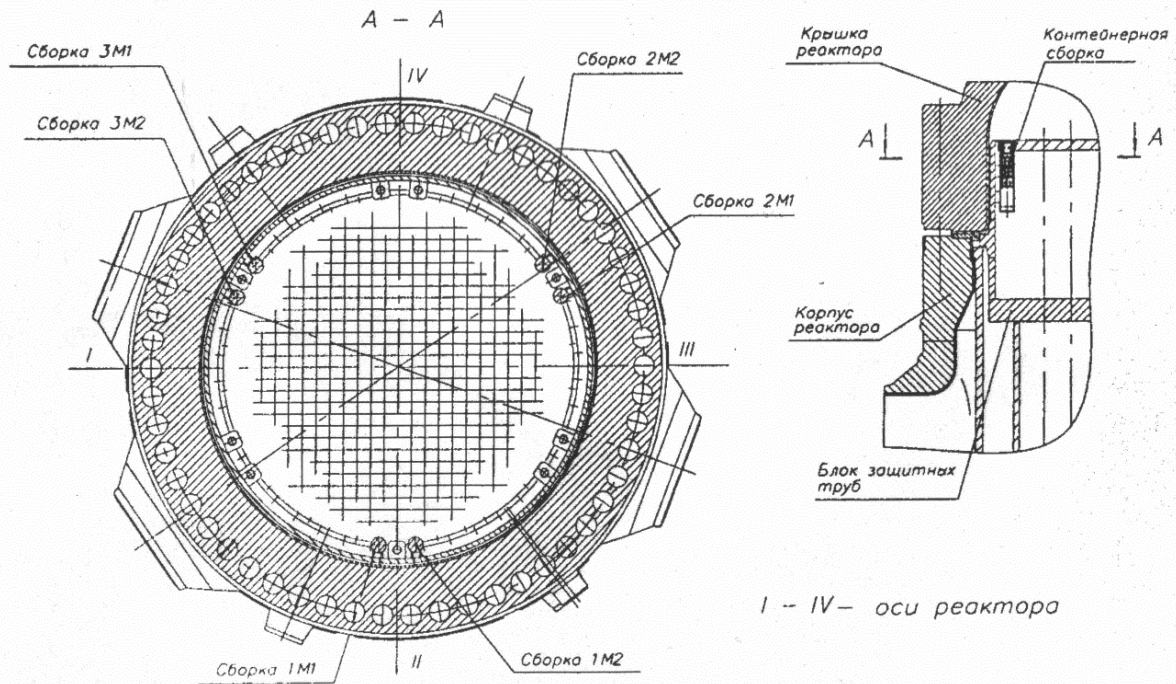


Рис. 3.4 Розміщення в реакторі комплектів температурних зразків-свідків

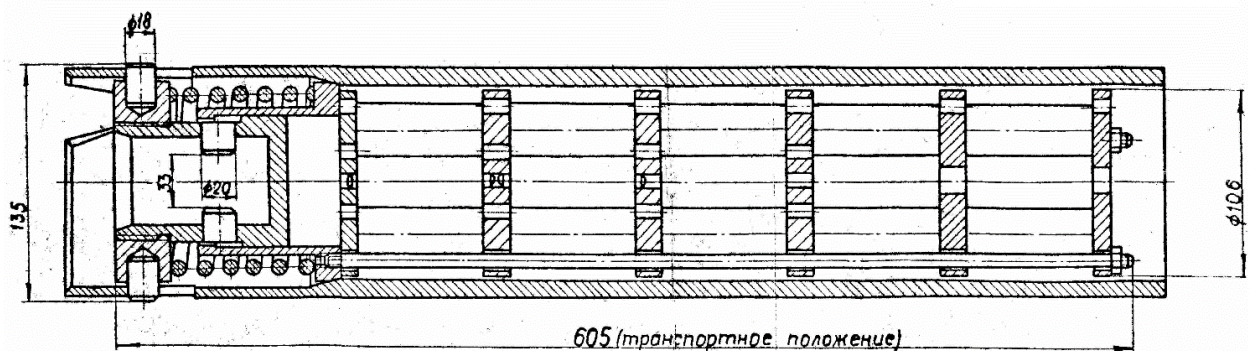


Рис. 3.5 Загальний вигляд температурних контейнерних збірок 4М – 6М

Результати випробувань ЗС індивідуального КР після опромінення в цьому ж КР протягом певного часу можуть бути використані для прогнозування зміни властивостей матеріалів цього КР в експлуатаційних умовах і уточнення характеристик радіаційного окрихчування, регламентованих в [11].

Штатна програма [46] включає комплект із 1526 зразків, виготовлених із металу КР, що пройшов всі технологічні й термомеханічні режими обробки даного корпусу.

Перелік характеристик, які визначаються при випробуванні ЗС, місця їх установки і способи кріплення приводяться в конструкторській документації на ЗС [45] і, частково, в "Правилах устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок ПНАЭ Г-7-008-89" [47], а також в [11, 48]. Ці документи також регламентують кількість ЗС на кожен вид випробувань, супровід їх при опроміненні індикаторами нейтронного потоку (ІНП) і температури, терміни випробувань і звітність за результатами випробувань.

Штатні набори ІНП призначені для визначення флюенсів швидких нейтронів, що впливали на ЗС, і встановлюються на штатні місця в чотирьох комплектах контейнерних збірок. Схема розміщення ампули з ІНП представлена на рис. 3.6. Комплектація штатних наборів ІНП визначається часом опромінювання зразків, передбаченим програмою ЗС. Штатні набори ІНП включають індикатори з Fe, Nb і Cu при терміні опромінювання до двох років, а при більшому терміні - індикатори з Nb і Cu. У двох комплектах (5Л і 6Л) ІНП відсутні.

Корпус реактора ВВЕР-1000 в районі активної зони містить три обичайки (нижня, верхня і опорна) і два зварні шви № 3 та № 4 (див. рис. 1.1). Тому для контролю стану металу КР в районі активної зони виготовляються ЗС із:

- основного металу обичайки;
- металу шва;
- металу зони термічного впливу.

Зразки-свідки основного металу вирізають із припуску однієї зі штатних обичайок КР, що розташовані навпроти активної зони і мають найбільший вміст фосфору і міді ($10P + Cu$), де P і Cu беруться за масою %. При однаковому значенні цієї суми обирається обичайка з найбільшим вмістом ($As + Sb + Sn$) [49].

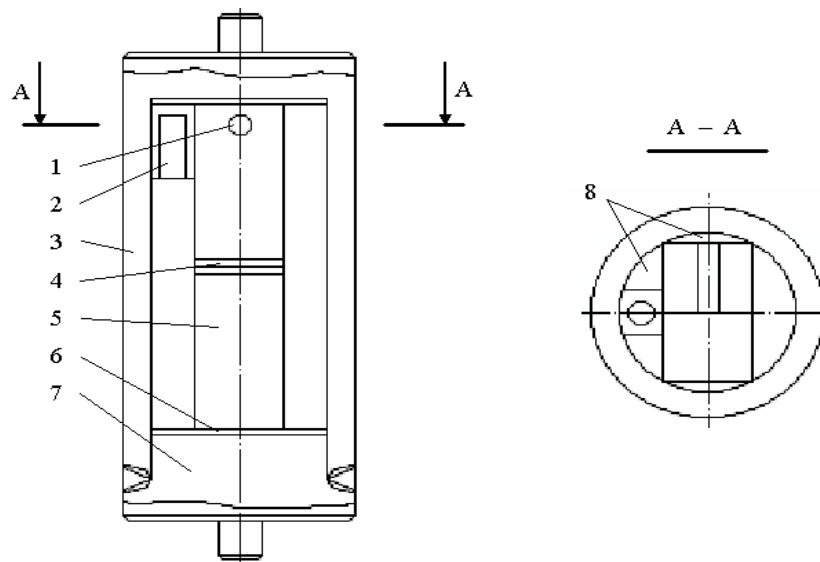


Рис. 3.6 Контейнер зі зразками типу Шарпі з індикаторами температури та нейтронного потоку: 1 – індикатор температури; 2 – ампула з ІНП; 3 – корпус контейнера; 4 – V-подібний надріз; 5 – зразок типу Шарпі з отвором під індикатор температури; 6 – прокладка; 7 – кришка контейнера; 8 – заповнювач

Зразки-свідки для металу зварного шва і зони термічного впливу вирізають із зварної проби, виконаної тими ж виконавцями і тими ж методами, із застосуванням зварювальних матеріалів тієї ж партії (дротом однієї плавки у поєднанні з флюсом однієї партії при автоматичному зварюванні під флюсом, чи електродами однієї партії при ручному дуговому зварюванні, чи дротом однієї плавки при аргон-дуговому зварюванні), що використовувались для виготовлення відповідного шва. Зварна проба виготовляється з кільця, відрізаного від однієї з обичайок корпусу, розташованої навпроти активної зони, і проходить той же обсяг термообробки, що й відповідний зварний шов КР.

Зразки основного металу (метал “А”) виготовляються із заготовок, взятих на відстані не менше 1/4 товщини обичайки (після її чистової механічної обробки) від зовнішньої і внутрішньої поверхні обичайки в шарах металу. Шари металу позначаються індексами “Г”, “Д”, “Е”, “Ж”, “И”, “К” – починаючи від поверхні обичайки.

Зразки металу зварного шва (метал "Б") і металу зони термічного впливу (метал "В") виготовляються із заготовок, що вирізаються в 4-х шарах металу на відстані не менше 1/4 товщини обичайки від її зовнішньої поверхні. Шари металу позначаються індексами "Г", "Д", "Е", "Ж" – починаючи від зовнішньої поверхні обичайки (рис. 3.8, 3.9).

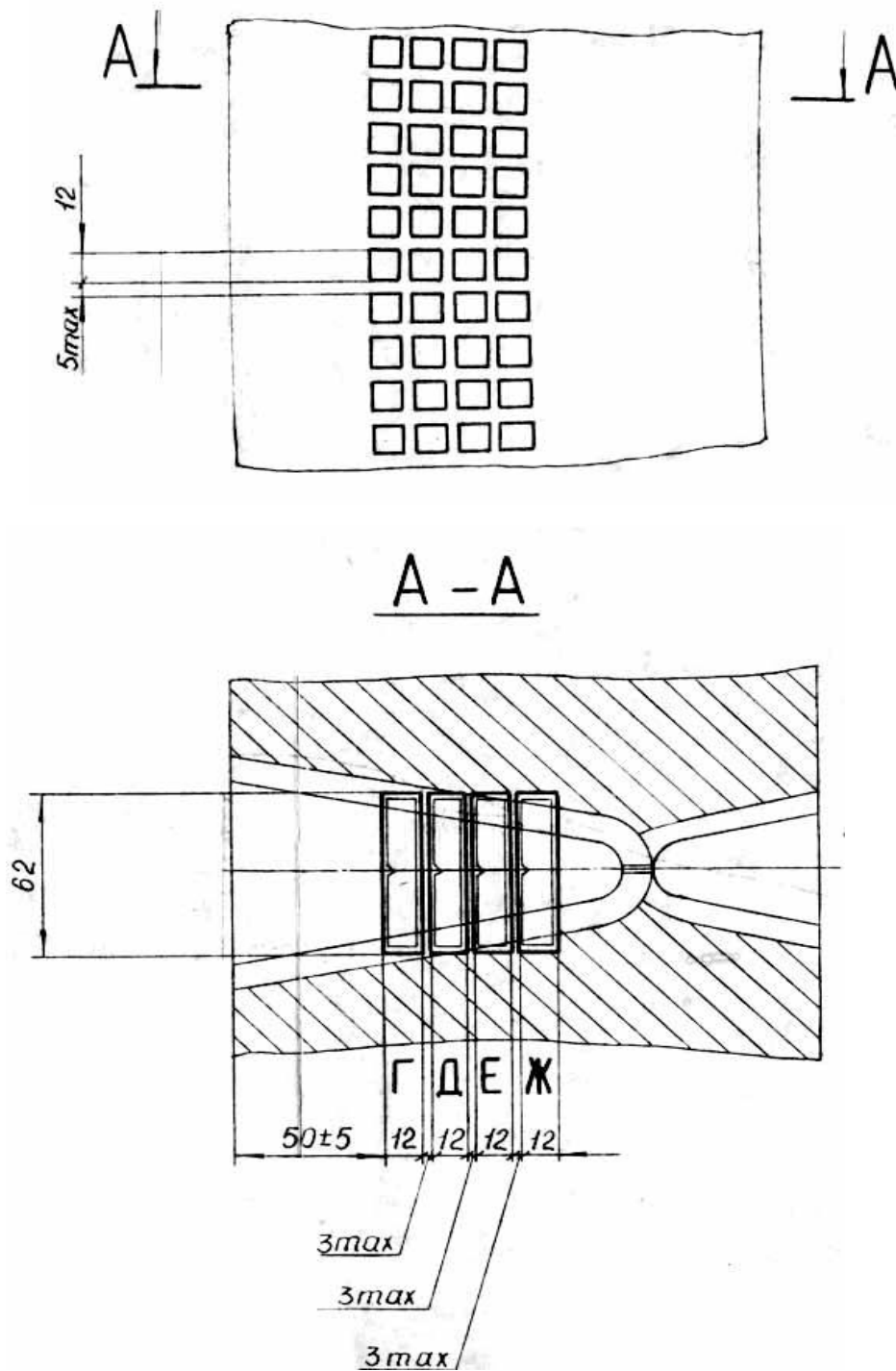


Рис. 3.8 Схема вирізки зразків «Ш» із металу зварного шва

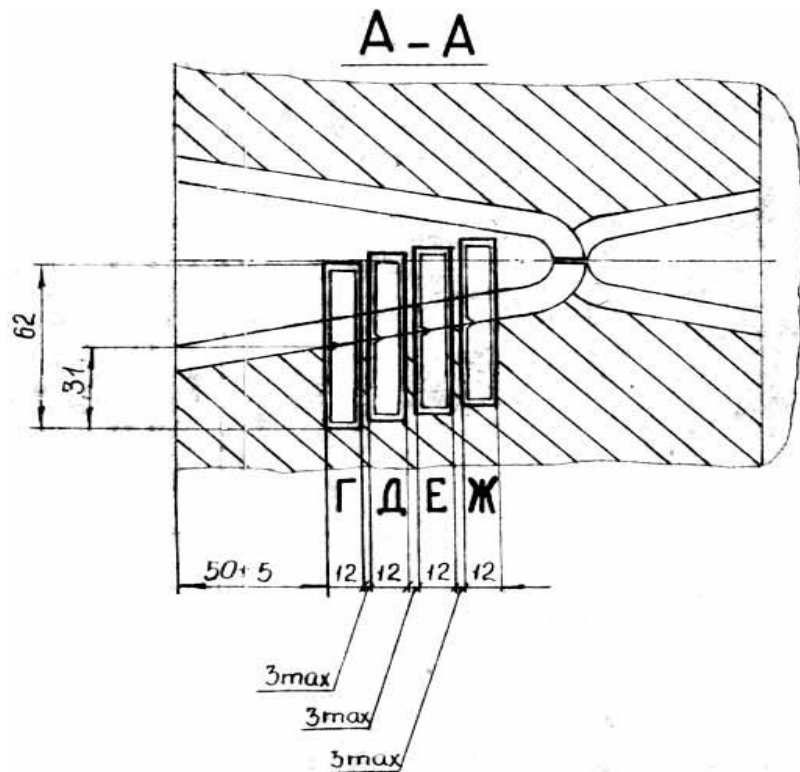


Рис. 3.9 Схема вирізки зразків «Ш» із металу зони термічного впливу

Комплекти зразків-свідків штатної програми у відповідності до вимог [47] включають:

- нестандартні зразки на розрив (зразки «Р»); (рис. 3.10)
- зразки з концентратором V тип 11 ГОСТ 9454-78 (зразки «Ш»);
- нестандартні зразки на розвиток тріщини (зразки «С») (рис. 3.11);
- нестандартні зразки на малоциклову втому (зразки «У») (рис. 3.12).

Для контролю зміни стану основного металу і металу зварного шва передбачені зразки «Р», «Ш», «С» і «У». Для контролю зміни стану металу зони термічного впливу передбачені зразки «Ш» і «С».



Рис. 3.10 Загальний вид зразка для випробувань на розрив

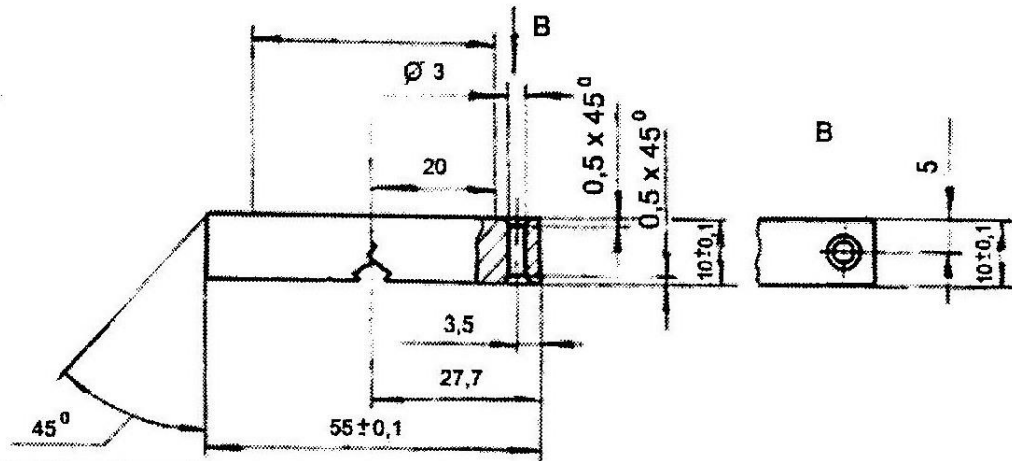


Рис. 3.11 Зразок для випробувань на триточковий згин з отвором для індикатора температури

За допомогою зразків-свідків контролюють зміну механічних властивостей, характеристик опору крихкому і втомному руйнуванню матеріалу корпусу реактора до і після впливу експлуатаційних факторів (опромінення, температура).

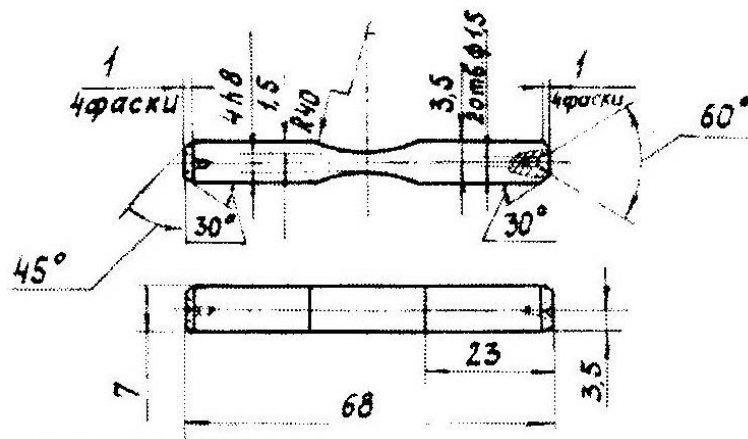


Рис. 3.12 Зразок для випробувань на малоциклову втому

Важливо відмітити, що дослідження вивантажених з реактора ВВЕР-1000 зразків показали, що штатна програма зразків-свідків має ряд принципових недоліків, до яких, перш за все, відносяться:

- наявність значного градієнта нейтронного потоку по периметру і висоті штатних контейнерних збірок із зразками-свідками;

- недостатня кількість зразків-свідків, опромінених до близьких за величиною флюенсів нейтронів;
- некоректно вирощені тріщини на зразках COD;
- труднощі, пов'язані з тим, що дозиметричне забезпечення штатної програми не дозволяє визначити флюенси нейтронів на робочі частини зразків-свідків з необхідною точністю;
- труднощі отримання достовірної інформації про температуру, при якій опромінюються зразки-свідки, за допомогою штатних моніторів температури на основі алмазного порошку.

3.2 Модернізовані програми зразків-свідків для КР ВВЕР-1000

3.2.1 Модернізація конструкції контейнерів зі зразками-свідками

Через недоліки штатної програми була проведена модернізація програм ЗС для енергоблоків ЮУАЕС-2, ЗАЕС-4, ЗАЕС-6 після пуску блоку і для ХАЕС-2 і РАЕС-4 перед пуском.

Суть модернізації полягає в зміні умов опромінення ЗС шляхом удосконалення конструкції опромінюваних контейнерів та їх розміщення в КЗ. При розробці модернізованої програми недоліки штатної програми зразків-свідків були усунені за рахунок:

- розміщення опромінюваних ЗС в плоских контейнерах, в яких ЗС розташовані в два ряди (один за іншим);
- збільшення кількості зразків-свідків Шарпі і COD шляхом використання зразків з трьох температурних збірок – 4М, 5М і 6М (для РАЕС-4);
- збільшення ЗС типу Шарпі і COD до необхідної в [48] кількості;
- оптимізації орієнтації контейнерів зі ЗС відносно АЗ реактора;
- оптимізації схеми розміщення нейтронно-активаційних детекторів (НАД) в контейнерах і використання протяжних детекторів у вигляді дротів;
- доукомплектування контейнерів зі ЗС плавкими моніторами температури.

Опромінювані зразки-свідки поміщаються в герметичні контейнери, виготовлені з двох штампованих сталевих (сталь 08X18H10T) коробок з товщиною стінки 2 мм і зовнішніми розмірами 98×70×35 мм (рис. 3.13). Коробки з'єднані між собою по периметру зварним швом, виконаним аргонодуговим зварюванням. Для забезпечення необхідної якості зварного з'єднання і оберігання зразків від нагрівання при зварюванні, під швом встановлені підкладки із сталі 08X18H10T.

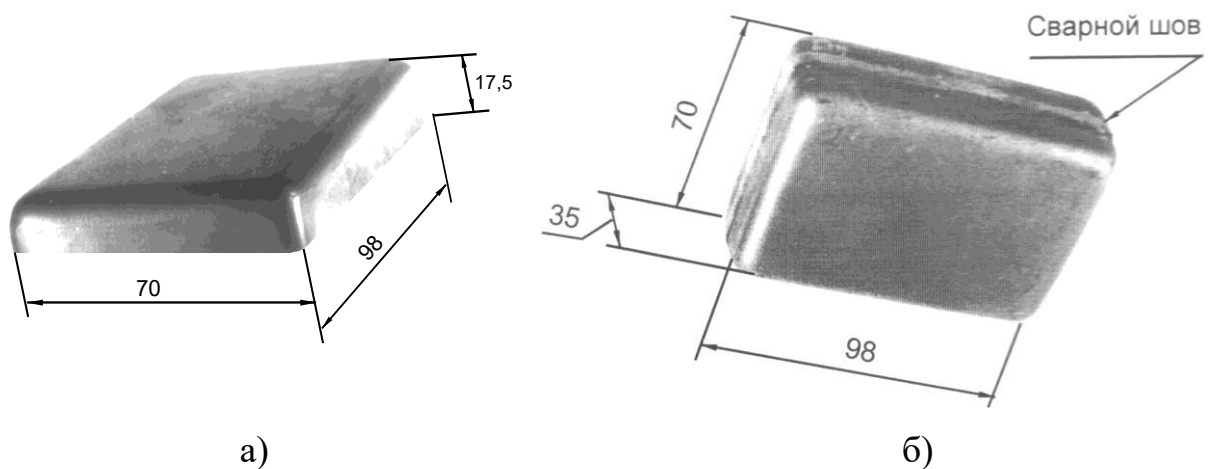


Рис. 3.13 Вид штампованої заготовки-короба для виготовлення контейнера (а) і звареного контейнера для опромінення зразків-свідків (б)

Площина контейнерів розташовується перпендикулярно напрямку осі реактора, що забезпечує опромінення зразків-свідків кожного контейнера нейтронним потоком приблизно однакової густини при розташуванні контейнерних зборок на штатних місцях – на вигородці над активною зоною.

Весь внутрішній об'єм контейнерів заповнений зразками й алюмінієвими вставками (заповнювачем) (рис. 3.14). Конструкція алюмінієвих вставок забезпечує:

- 1) утримання зразків-свідків;
- 2) заповнення усіх порожнеч внутрішнього об'єму до досягнення щільного контакту заповнювача з внутрішньою поверхнею контейнера з метою забезпечення відведення тепла з внутрішніх областей контейнера через його

стілки в навколишнє середовище.

Аналогічна конструкція контейнерів використовується у програмі ЗС для корпусів ректорів проекту АЕС-2006 (рис. 3.15) [50].

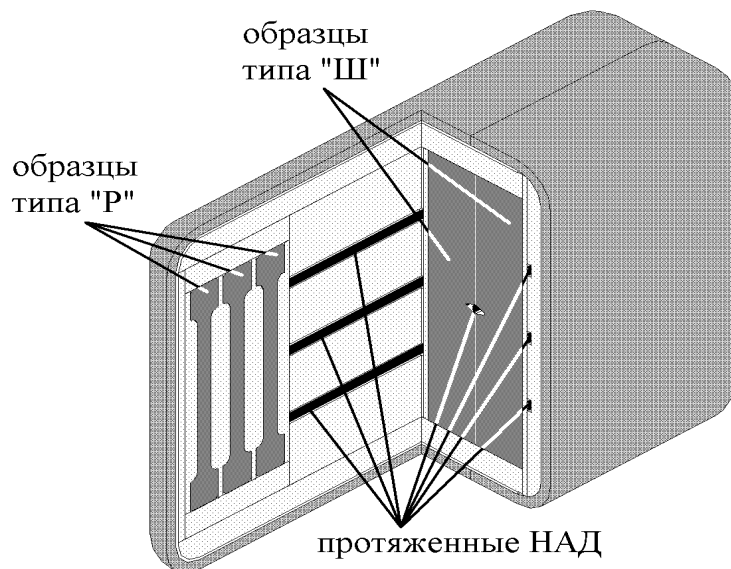


Рис. 3.14 Схема розміщення протяжних нейтронно-активаційних детекторів

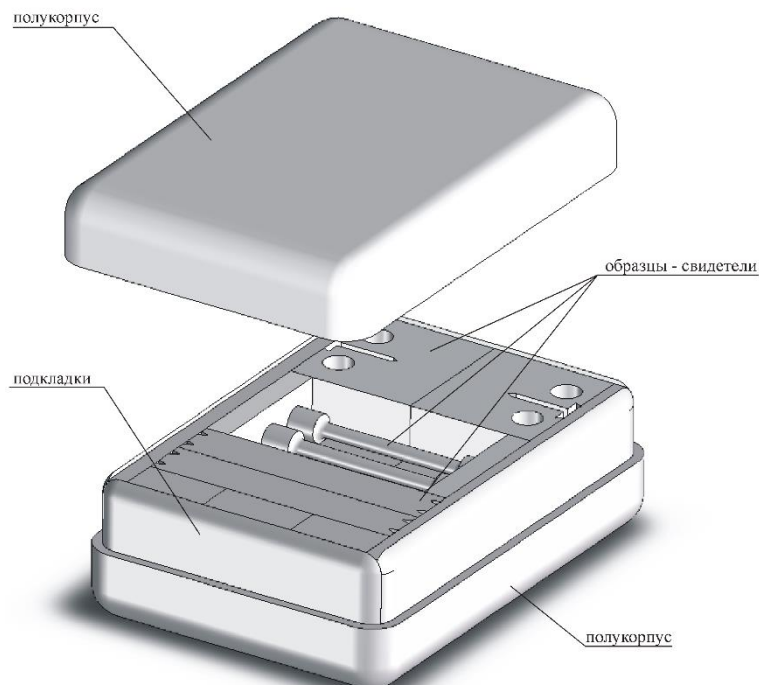


Рис. 3.15 Контейнер для розміщення зразків-свідків [50] в контейнерах типу Л1 (крім 6Л1В), Л2 і Л3 зі зразками типу «Ш» і «Р»

Форма і розміри корпусів контейнерів незмінні. Є відмінність тільки в кількості і типах розміщених в них зразків-свідків.

Для оцінки температури опромінення зразків-свідків разом з індикаторами температури на основі алмазного порошку використовуються плавкі монітори температури, виготовлені з евтектичних сплавів на основі свинцю високої чистоти (99,98%). Для приготування сплавів використано срібло і цинк високої чистоти (обое 99,9%). Характеристики плавких моніторів температури приведені в табл. 3.2.

Таблиця 3.2

Характеристики плавких моніторів температури

Хімічний склад плавких моніторів	Температура плавлення, °С	Відстань від нижньої поверхні вставки, мм
97,5 % Pb + 2,5 % Ag	304	5
97,5 % Pb + 1,75 % Ag + 0,75 % Sn	310	20
99,5 % Pb + 0,5 % Zn	318	35

Штатні індикатори, як було згадано вище, розташовуються в отворах, передбачених у зразках-свідках. Плавкі індикатори у вигляді циліндрів діаметром 5 мм і завдовжки 5 мм закарбовуються в сталеву вставку розміром 8×10×50 мм, що має три отвори діаметром 5 мм. Вставка розміщується в середній частині контейнера між зразками-свідками – всього 47 вставок з плавкими моніторами температури.

Для енергоблоків РАЕС-4 і ХАЕС-2 цей спосіб став більш прийнятним у зв'язку з відсутністю обґрунтування безпечної експлуатації КР за наявності приварених кронштейнів зі ЗС до наплавлення стінки КР.

Загальний вигляд контейнерної збірки з модернізованими контейнерами представлений на рис. 3.16 і 3.17.

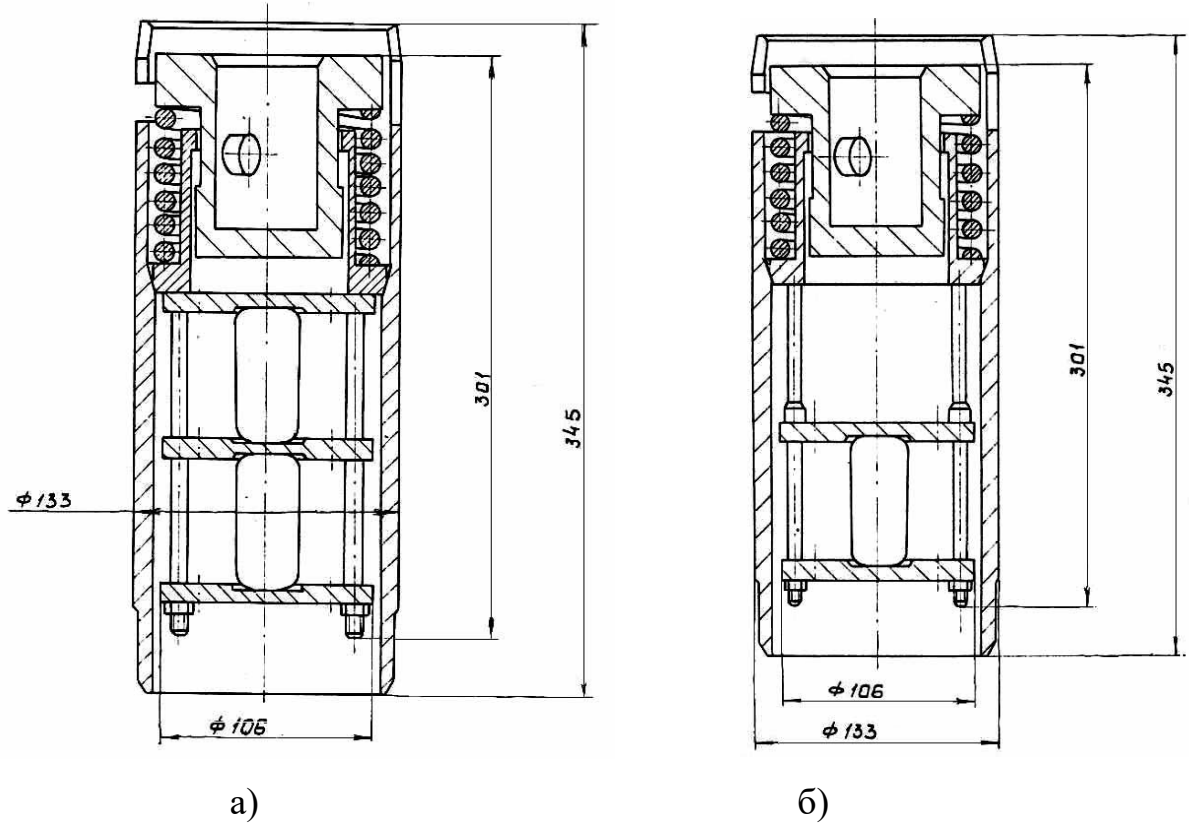


Рис. 3.16 Схема модернізованої дворядної (а) та однорядної (б) контейнерних збірок

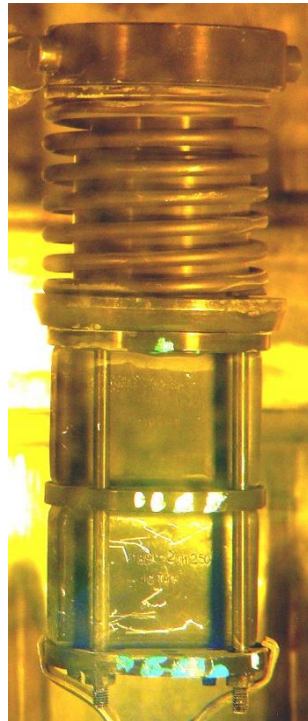


Рис. 3.17 Модернізована КЗ комплекту 2Л вивантаженого з реактора енергоблоку ЗАЕС-6

До складу модернізованого комплексу ЗС згідно з програмою контролю металу КР РАЕС-4 входять зразки штатного комплексу.

Для контролю зміни механічних властивостей металу корпусу реактора передбачені наступні типи зразків:

- зразки для випробувань на розтяг (зразки «Р»);
- зразки для випробувань на ударний згин (Шарпі) з концентратором V;
- зразки для випробувань на в'язкість руйнування (зразки «С»);
- зразки для випробувань на малоциклову втому (зразки «У»);
- зразки для визначення тріщиностійкості при випробуванні на позакентровий статичний розтяг СТ-0,5 (рис. 3.18).

Для контролю зміни стану основного металу і металу зварного шва передбачені зразки «Р», «Ш», «СТ», «С», «У».

Для контролю зміни стану металу зони термічного впливу передбачені зразки «Ш», «С».

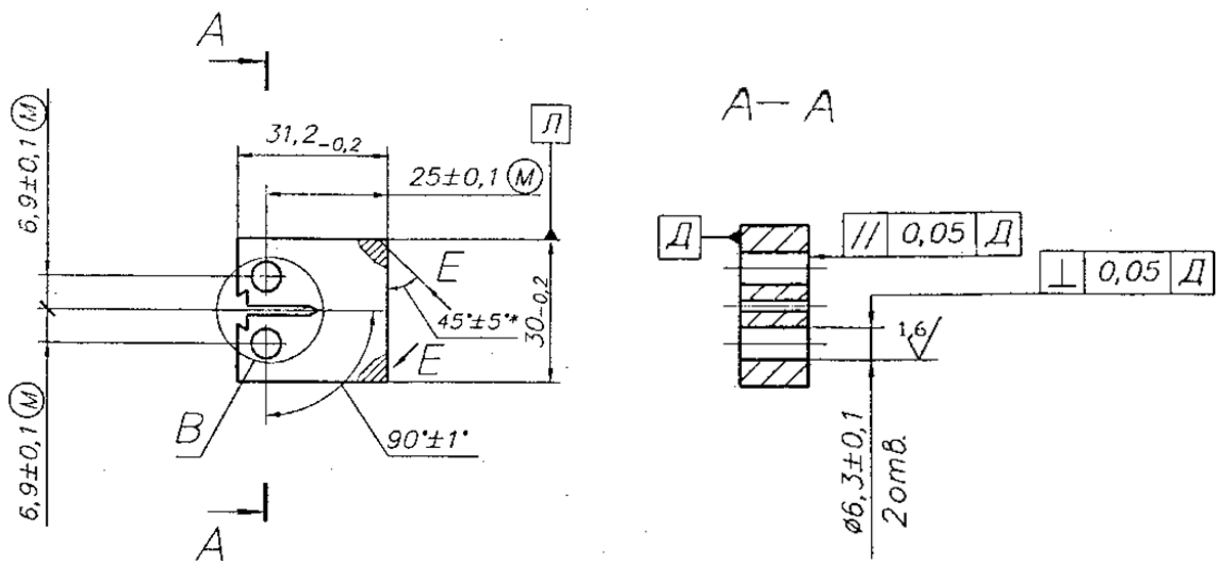


Рис. 3.18 Зразок для випробувань на в'язкість руйнування (СТ-0,5) за схемою позакентрового розтягу

3.2.2 Модернізація однорядних контейнерних збірок

Після вивантаження опромінюваних комплектів ЗЛ, що складаються з дворядних контейнерних збірок, можливості штатної програми ЗС для подальшого забезпечення контролю зміни властивостей металу КР вичерпуються, оскільки ЗС однорядних комплектів, що залишаються на опроміненні, набирають приблизно такий же флюенс швидких нейтронів, що й корпус реактора напроти активної зони: отримання нової прогнозованої оцінки зміни властивостей металу КР за результатами випробувань ЗС штатних комплектів 4Л, 5Л, 6Л неможливе. У зв'язку з цим після вивантаження комплекту ЗЛ штатна програма вимагає прийняття додаткових технічних заходів для подальшого матеріалознавчого супроводу експлуатації КР ВВЕР-1000.

Для цього проводиться модернізація однорядних збірок, що входять до променевих комплектів 4Л, 5Л, 6Л, яка полягає в перенесенні контейнерів з верхнього ряду на нижній з поворотом збірки на 180°.

Для реалізації такої програми модернізації на енергоблоках АЕС необхідно проводити дозиметричний експеримент з метою визначення характеристик поля нейтронів в місцях розташування ЗС та уточнення схеми модернізації однорядних КЗ. З цією метою на енергоблоках у реактор встановлюють дворядні КЗ з імітаторами ЗС, які оснащені розширеним по номенклатурі і складу комплектом нейтронно-активаційних детекторів.

Так, у рамках реалізації першого етапу на енергоблоці ЮУАЕС-1 після закінчення 28-ої паливної кампанії з реактора було вивантажено КЗ 5Л2 і доставлено в Інститут ядерних досліджень НАН України для модернізації.

З метою оптимізації схеми розміщення ЗС модернізованої КЗ 5Л2 у реакторі:

1) визначено орієнтацію збірки відносно активної зони під час опромінення в реакторі за допомогою вимірювання активності ^{54}Mn в пробах металу, узятих з торців її шайб;

2) визначено орієнтацію пазів у трубах, в яких може бути розміщена збірка 5Л2.

Реалізація програми модернізації однорядних КЗ на енергоблоці ЮУАЕС-1 для збірки 5Л2 полягає в переміщенні ЗС на рівень нижнього ряду з поворотом збірки на 180° і перевертанням контейнерів зі ЗС кришками вниз для згладжування градієнта накопиченого флюенса швидких нейтронів. Після модернізації КЗ 5Л2 встановлено назад у реактор і зорієнтовано відносно активної зони за допомогою спеціального обладнання.

3.3 Додаткові програми ЗС для КР ВВЕР-1000

Контроль за станом металу корпусу реактора відповідно до ПНАЕ Г-7-008-89 повинен здійснюватися протягом усього терміну експлуатації, включаючи період продовження експлуатації. Штатна програма ЗС не завжди забезпечує проведення контролю властивостей металу КР протягом понадпроектного терміну. У зв'язку з цим може виникнути необхідність розробки і виконання додаткової програми ЗС за рахунок виготовлення додаткових променевих комплектів ЗС та їх подальшого завантаження в реактор на вільні штатні місця.

Для дотримання вимог нормативних документів [51] розробка і реалізація цих програм має бути почата в терміни, що забезпечують безперервність моніторингу властивостей металу КР з урахуванням випереджаючого опромінення ЗС відносно опромінення критичних елементів корпусу реактора. Для розробки додаткової програми ЗС проводиться детальний аналіз результатів виконаних випробувань ЗС металу корпусу ВВЕР-1000 для врахування особливостей контролю властивостей металу КР на подовжуваний термін експлуатації.

Для комплектації додаткових комплектів ЗС можуть використовуватися зразки, реконструйовані з опромінених фрагментів ЗС раніше вивантажених комплектів 2Л, 3Л, 4Л, 5Л, а також цілі невипробувані зразки комплектів 4Л, 5Л,

бЛ, що знаходилися на опроміненні, до прийняття рішення про розробку і реалізацію додаткової програми ЗС.

3.4 Програма зразків-свідків для КР енергоблоку № 1 РАЕС

Реактори типу ВВЕР-440 проекту В-213, які експлуатуються в Україні, належать до реакторів другого покоління, для яких проектом передбачено розроблення програми зразків-свідків для контролю стану металу КР.

Перед початком експлуатації у ВВЕР-440 завантажують шість комплектів зразків для визначення радіаційного окрихчування і два для оцінки температурного старіння матеріалів корпусу. Перші комплекти розміщують напроти активної зони в просторі між корпусом і шахтою, другі — над активною зоною. Завантажені в реактор зразки поміщені в герметичні контейнери, сполучені між собою ланками металевого ланцюга, утворюючи таким чином гірлянду, яка зовні омивається теплоносієм (рис. 3.19). В один завантажений комплект входять дві гірлянди, кожна з яких складається із 20 контейнерів із зразками-свідками. Для визначення механічних властивостей металу в неопроміненому стані з вихідного матеріалу виготовляють комплекти контрольних зразків.

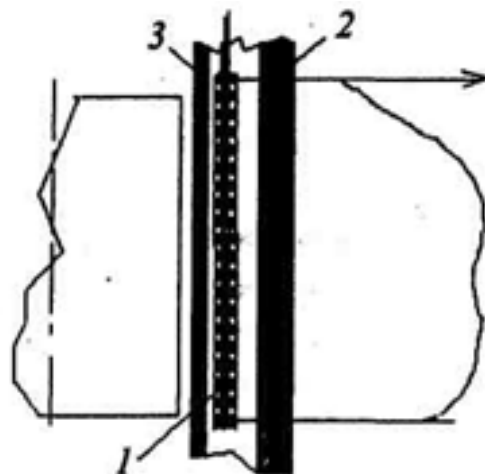


Рис. 3.19 Схема розміщення гірлянди із зразками-свідками (1) між корпусом (2) і шахтою ВВЕР-440 (3) напроти активної зони і відносний розподіл швидких нейтронів по висоті гірлянди (→)

В одному контейнері розміщені два зразка-свідка типу Шарпі розміром $10 \times 10 \times 55$ мм (з надрізом або тріщиною) і алюмінієві вставки для покращення тепловідводу до стінок контейнера. Вимір за допомогою термопар температури опромінення зразків-свідків в каналах 3-го енергоблоку Кольської АЕС показав, що їх перегрів в порівнянні з внутрішньою поверхнею корпусу в області активної зони не перевищує 5°C [52]. Таким чином, результати дослідження зразків-свідків по температурі опромінення показові для оцінки радіаційного окрихчування матеріалу корпусу ВВЕР-440/213.

Контейнери, які містять зразки для випробувань на ударний згин, опромінюються переважно на ділянці плато густини нейтронного потоку в центральній по висоті частині активної зони, і всі вони використовуються для аналізу радіаційного пошкодження металу зварного шва, основного металу і металу зони термічного впливу.

Корпуси реакторів ВВЕР-440 Рівненської АЕС було забезпечено програмою ЗС на весь проектний період експлуатації.

Корпус реактора енергоблоку РАЕС-1 відноситься до КР з високим вмістом шкідливих домішок у металі їх зварних швів, переважно фосфору та міді, що призводить до високої швидкості радіаційного окрихчування цього матеріалу. У зв'язку з цим для КР енергоблоку № 1 РАЕС було проведено поглиблений аналіз хімічного складу металу ЗШ та даних з радіаційного окрихчування, в результаті якого обґрунтовано необхідність проведення відновлювального відпалу ЗШ № 4 з метою часткового відновлення механічних властивостей металу та температури крихко-в'язкого переходу і подовження терміну служби КР на понадпроектний період. Для застосування процедури відпалу було використано штатний режим відпалу корпусів ВВЕР-440: температура відпалу – $475 \pm 15^\circ\text{C}$, тривалість відпалу – 150 годин [53].

Подальша експлуатація енергоблоку № 1 РАЕС вимагала також і матеріалознавчого супроводу безпечної експлуатації даного КР. Проте у такому випадку ЗС штатної програми не можуть характеризувати стан металу КР енергоблоку РАЕС-1, хоча й накопичили флюенс швидких нейтронів достатній

для оцінки змін характеристик металу у понадпроектний період. У зв'язку з цим, було розроблено нову програму ЗС, яка включала зразки у тому ж експлуатаційному стані, що й метал КР, тобто їх було попередньо опромінено в енергетичних або дослідницьких реакторах та відпалено за тим же температурним і часовим режимом, що й КР. Зразки було запаковано у циліндричні герметичні контейнери (рис. 3.20), які зібрано у гірлянди контейнерних збірок (рис. 3.21).

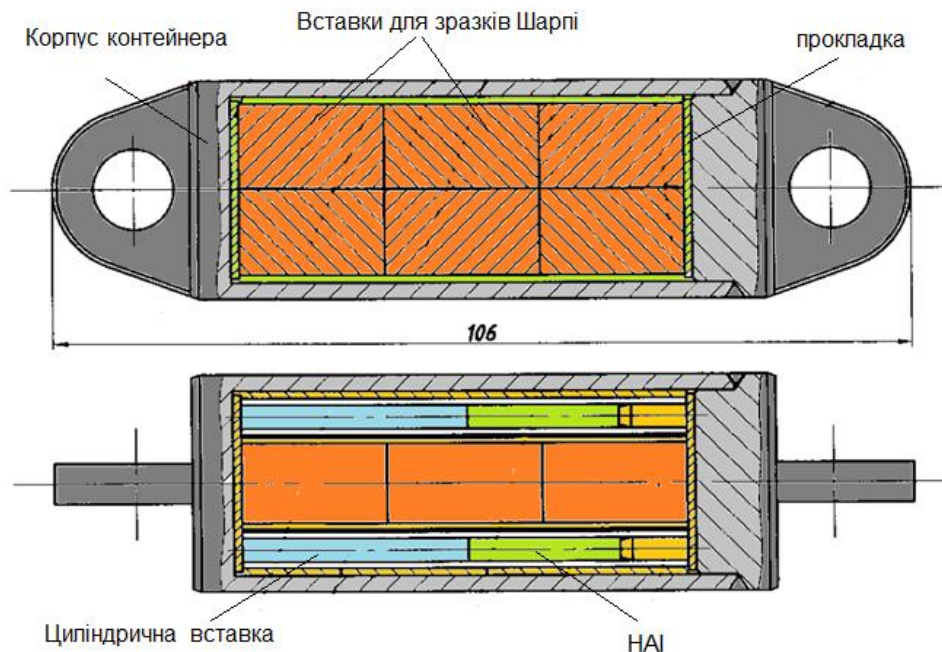


Рис. 3.20 Загальний вигляд контейнера зі ЗС металу КР РАЕС-1 після відновлювального відпалу

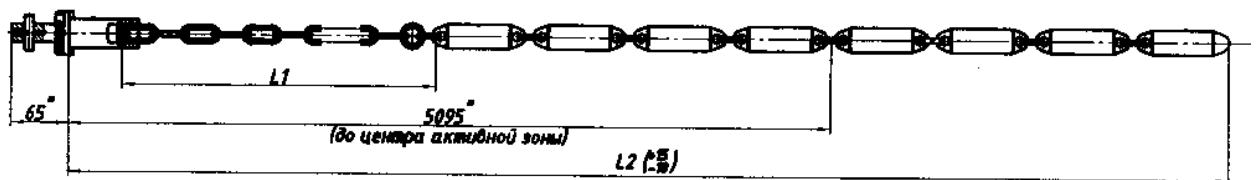


Рис. 3.21 Гірлянда 3-2 комплекту ІА-ЛК-3

Гірлянди скомпоновані в опромінювані комплекти ІА-ЛК-1 (гірлянда 1-1), ІА-ЛК-2 (гірлянди 2-1, 2-2), ІА-ЛК-3 (гірлянди 3-1, 3-2), ІА-ЛК-4 (гірлянди 4-1, 4-2) (рис. 3.22). Гірлянду G2-02 комплекту ЗС ЛК-5, яка знаходиться на опроміненні в енергоблоці № 1 РАЕС з 2002 року, було відпалено на РАЕС і

встановлено на повторне опромінення в реактор [54]. Характеристики гірлянд наведено у табл. 3.3. Гірлянди з опромінюваними зразками-свідками встановлюються на штатні місця, що звільнилися від проектних гірлянд.

Таблиця 3.3

Характеристики гірлянд

№, п/п	Гірлянда	Кількість вставок	Потужність дози на відстані 0,5 м від гірлянди, мЗв/год	Розрахункова активність, приведена до Co^{60} , Бк (Ки)	Фактична довжина гірлянди, мм	
					L1**	L2**
1	1-1	34	0,65±0,02	1,9E+09 (0,06)	4585	5296
2	2-1	52	2,5±0,1	6,4E+09 (0,18)	4569	5517
3	2-2	34	0,64±0,02	2,2E+09 (0,06)	4574	5297
4	3-1	68	7,5±0,1	2,3E+10 (0,62)	4466	5625
5	3-2	46	0,85±0,03	3,0E+09 (0,08)	4572	5520
6	4-1*	36	-	-	3765	6251
7	4-2*	30	-	-	3764	6246

Примітки:

1. * - гірлянда з неопроміненими зразками-свідками;
2. ** - розмір за кресленням 1552.00.00.000 СБ.

До складу програми включено нейтронно-активаційні індикатори, призначені для визначення флюенсу швидких нейтронів на ЗС.

Попередні дослідження зварних швів з підвищеним вмістом фосфору виявили градієнт за його вмістом зі збільшенням концентрації Р в напрямі від кореня шва до його поверхні [55, 56]. У зв'язку з цим було проведено аналіз хімічного складу металу ЗС корпусу РАЕС-1 і визначено розкид результатів вимірювань від 0,020 до 0,039 %, що вказує на неоднорідність матеріалу зварного шва за вмістом у ньому фосфору. Хімічний склад металу ЗШ КР енергоблоку № 1 РАЕС за даними дослідження штатних комплектів ЗС наведено у табл. 3.4.

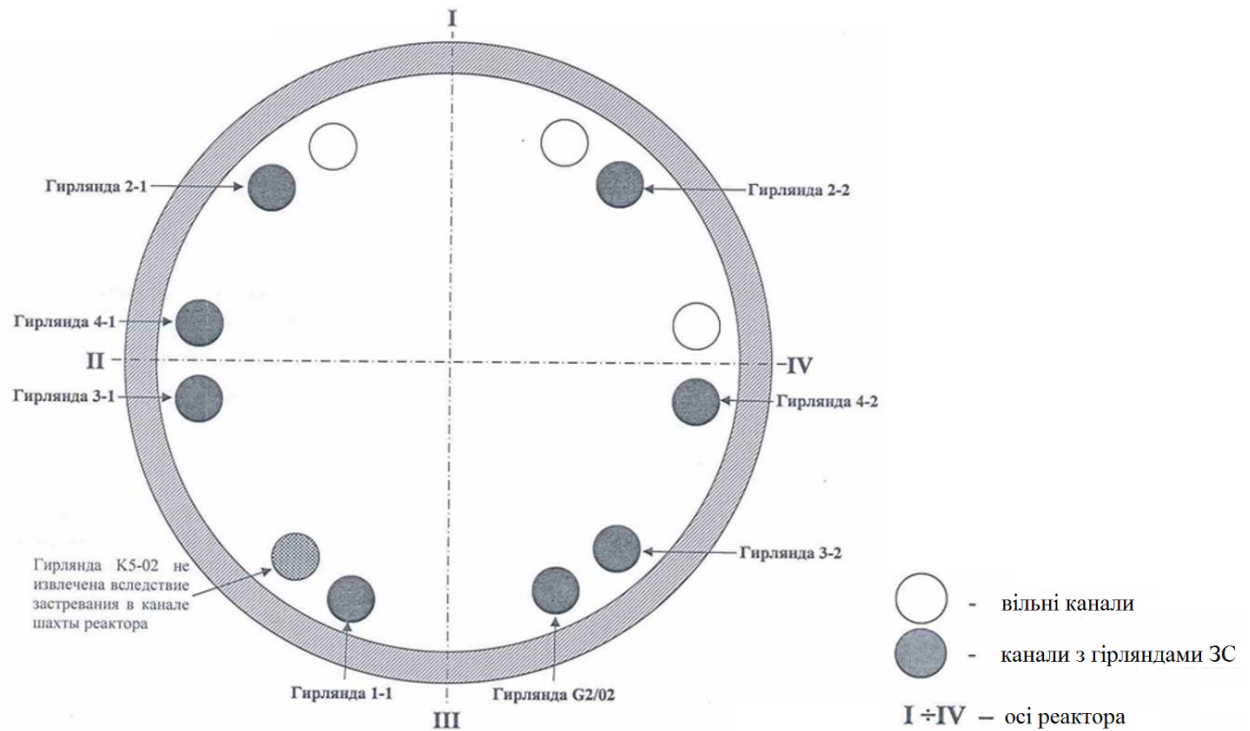


Рис. 3.22 Схема розташування гірлянд контейнерів зі ЗС в реакторі ВВЕР-440 енергоблоку №1 ПАЕС

Таблиця 3.4

Хімічний склад металу зварного шва КР ПАЕС-1

Матеріал	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	Cu	P	S
МШ ПАЕС-1	0,07	1,30	0,56	0,16	1,63	0,50	0,22	0,22	0,020- 0,039	0,022

З урахуванням 95% довірчої оцінки для всіх результатів вимірювань вміст фосфору у ЗС складатиме 0,041% і для консервативної оцінки радіаційного окрихчування ЗШ № 4 ПАЕС-1 використано значення вмісту фосфору 0,041%.

Оскільки використання лише ЗС металу ЗШ № 4 енергоблоку ПАЕС-1 було недостатньо для забезпечення консервативної оцінки радіаційного окрихчування металу, то нова програма ЗС формувалася за “принципом бази даних”: в програму окрім металу зварних швів із штатної програми ПАЕС-1 було включено зразки інших зварних швів ВВЕР-440 з різним вмістом фосфору і міді. Вміст

хімічних елементів в матеріалах, які увійшли до нової програми ЗС КР енергоблоку № 1 РАЕС представлено у табл. 3.5.

Таблиця 3.5

Вміст хімічних елементів у матеріалах програми ЗС КР РАЕС-1 (% мас.)

Матеріал	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	Cu	P	S
ОМ РАЕС-1	0,19	0,50	0,27	0,13	2,71	0,54	0,29	0,10	0,012	0,016
МШ РАЕС-1 (ВФ)	0,07	1,27	0,52	0,15	1,56	0,47	0,20	0,21	0,035-0,037	0,021
МШ РАЕС-1 (НФ)	0,07	1,27	0,52	0,15	1,56	0,47	0,20	0,21	0,031-0,033	0,021
МШ НВ-2	0,05	1,20	0,48	0,15	1,38	0,48	0,14	0,12	0,390	0,010
МШ-А	0,04	1,04	0,51	0,22	1,41	0,50	0,20	0,18	0,051	0,016
МШ-В	0,03	0,98	0,52	0,23	1,29	0,50	0,18	0,16	0,039	0,015
МШ-Д	0,03	1,02	0,52	0,24	1,32	0,49	0,17	0,24	0,041	0,015
МШ-28	0,05	1,21	0,45	0,13	1,31	0,44	0,18	0,14	0,029	0,017
МШ-37	0,06	1,32	0,20	0,15	1,11	0,38	0,20	0,13	0,036	0,011
501-LP	0,04	1,12	0,04	0,13	1,42	0,49	0,19	0,16	0,027	0,013
501-MP	0,04	1,15	0,39	0,13	1,42	0,50	0,18	0,16	0,031	0,013
501-HP	0,05	1,09	0,36	0,13	1,54	0,51	0,19	0,16	0,038	0,014

Протягом перших трьох років експлуатації енергоблоку РАЕС-1 після відновлювального відпалу корпусу було вивантажено перші два комплекти зразків-свідків, які було досліджено в РНЦ «Курчатовський інститут». До складу першого комплекту ІА-ЛК-1 входили наступні матеріали: ОМ РАЕС-1, МШ РАЕС-1 (НФ), МШ НВ-2. Другий комплект ЗС ІА-ЛК-2 складався із ОМ РАЕС-1, МШ РАЕС-1 (ВФ), МШ НВ-2, МШ-А (група 1), МШ-А (група 2), МШ-Д (група 1), МШ-Д (група 2). Група 1 відрізняється від групи 2 величиною флюенса швидких нейтронів, накопиченого при первинному опроміненні.

Комплекти гірлянд контейнерів ЛК-5 і ІА-ЛК-3 було вивантажено після 31-ї та 32-ї паливних кампаній відповідно. Оскільки випробування ЗС цих комплектів проводилися одночасно, то в рамках даної роботи комплекти ЛК-5 і ІА-ЛК-3 розглядаються як комплекти третього вивантаження. До складу цих комплектів входили всі матеріали, передбачені новою програмою ЗС КР РАЕС-1. Дослідження зразків проводилося в лабораторії «гарячих» камер Інституту ядерних досліджень НАН України.

Отже, у розділі наведено опис програм контролю металу КР за зразками-свідками, які реалізуються на енергоблоках ВВЕР в Україні, розглянуто їх особливості та виконано аналіз номенклатури зразків, включених до складу різних програм. Програми ЗС є цінним джерелом унікальних даних про поведінку металу під дією нейтронного опромінення. Для більшості енергоблоків ВВЕР-1000 реалізується штатна програма ЗС, однак через ряд суттєвих недоліків для декількох енергоблоків програму було модернізовано. Це дозволило створити однорідні умови опромінення зразків на одному ряді КЗ. Модернізацію однорядних КЗ було застосовано до штатних збірок з метою можливості отримання прогнозних даних випробувань ЗС.

Основний акцент програм ЗС для КР ВВЕР зроблено на зразках типу Шарпі, призначених для випробувань на ударний вигин та визначення критичної температури крихкості. Тим не менше штатні програми ЗС для КР ВВЕР-1000 комплектуються зразками для випробувань на в'язкість руйнування типу COD, а модернізовані додатково зразками типу СТ-0,5. У новій програмі ЗС для КР РАЕС-1 зразки механіки руйнування не передбачені.

Також показано, що програми ЗС супроводжуються ретельною дозиметрією для коректного визначення умов опромінення зразків.

РОЗДІЛ 4

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ ТА МЕТОДИКИ ОБРОБКИ ДАНИХ

4.1 Лабораторія «гарячих» камер

Виконання досліджень для даної роботи вимагає наявності особливих умов для проведення експерименту. Оскільки основним завданням дослідження є визначення змін, які відбуваються в опроміненому металі, то більшість експериментальних робіт проведені з використанням радіоактивних зразків, що потребує спеціальних приміщень, обмежуючих розповсюдження радіоактивних речовин та наявність біологічного захисту.

Умови, які задовольняють вимогам НРБУ-97/Д-2000 [57] щодо недопущення опромінення осіб вище встановленої дозової границі та дозволяють проведення експериментальних досліджень з радіоактивними матеріалами, створені у лабораторії «гарячих» камер або «гарячій» лабораторії.

«Гаряча» лабораторія ІЯД дозволяє працювати з радіоактивними речовинами високої активності: до 12500 Ки. Лабораторія складається з робочих (захисні або «гарячі» камери з операторським залом (рис. 4.1), тимчасове сховище твердих малоактивних радіоактивних відходів) та допоміжних приміщень. «Гаряча» камера являє собою захисний бокс, обмежений потужним біологічним захистом у вигляді бетону, який утримує іонізуюче випромінювання (рис. 4.2). Внутрішня поверхня кожної камери має легко дезактивує покриття (нержавіюча сталь, масляна краска, пластикат). Всередині камери можуть знаходитися експериментальні установки або допоміжне обладнання для проведення досліджень опромінених матеріалів.

Всі роботи в лабораторії з радіоактивними матеріалами проводяться лише дистанційно. З цієї метою кожна камера оснащена оглядовим вікном і двома дистанційно керованими маніпуляторами. Окрім цього, лабораторія обладнана технологічним ланцюжком захисних боксів, зв'язаних системою

транспортування зразків між собою і зі сховищем радіоактивних речовин [58, 59].



Рис. 4.1 Вигляд операторського залу «гарячої» лабораторії

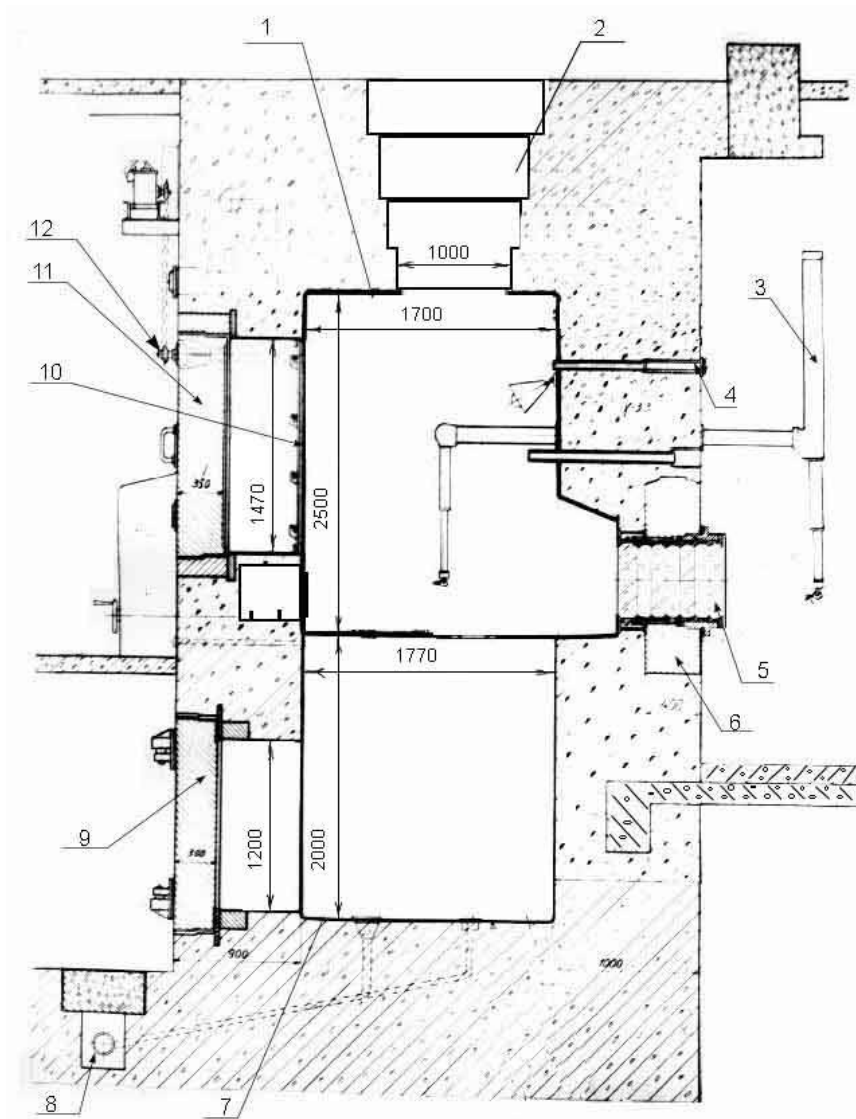


Рис. 4.2 Схема «гарячої» камери: 1 – корпус; 2 – верхній люк з перекриттями; 3 – маніпулятор; 4 – проходка; 5 – вікно оглядове ОСП-400, 500×700 мм; 6 – плита захисна; 7 – підкамерне приміщення; 8 – спецканалізація; 9 – двері захисні в підкамерне приміщення; 10 – двері герметичні в камеру; 11 – двері захисні в камеру; 12 – привод шиберу

4.2 Випробування на статичний розтяг

4.2.1 Установка для проведення експериментів

Випробування зразків на одновісний розтяг є основним видом випробування для визначення механічних характеристик металу КР. В рамках

даної роботи для цього типу випробувань використовувались циліндричні зразки з робочою частиною діаметром 3 мм та довжиною 30 мм (рис. 4.3) або 26 мм.

Основною машиною для випробувань опромінених та неопромінених ЗС на одноосний розтяг в лабораторії «гарячих» камер (ГК) служить система випробувань Instron моделі 8862 (рис. 4.4). Даний випробувальний комплекс являє собою повністю цифрову систему, яка здатна вимірювати характеристики міцності і пластичності матеріалів.

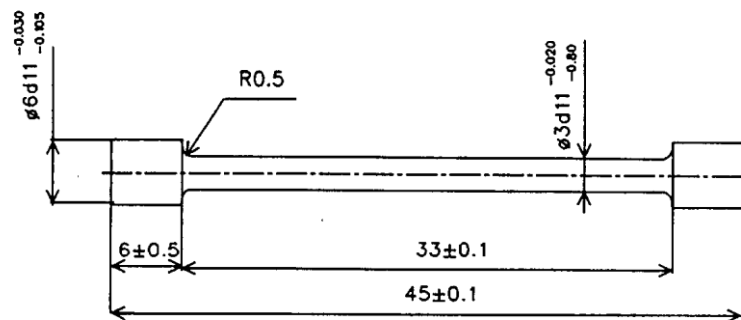


Рис. 4.3 Циліндричний зразок для випробувань на одноосний розтяг

Instron 8862 має одиночний електромеханічний привод з гвинтовою парою, що дозволяє проводити статичні випробування з низькою швидкістю деформації. Максимальне зусилля, яке може бути розвинуте машиною ± 100 кН. Хід штоку привода – ± 50 мм.

Випробувальна машина оснащена спеціальними захватами для можливості встановлення в них зразка, фіксації його та проведення випробування. Захвати забезпечують надійне центрування досліджуваного зразка. Окрім цього, машина комплектується термокамерою, завдяки чому реалізована можливість проведення дослідження в діапазоні температур. У термокамері циліндричний зразок рівномірно нагрівається до заданої температури, яка підтримується протягом всього випробування.

До випробувального комплексу Instron 8862 входить програмне забезпечення Bluehill 2, яке дає змогу автоматичного запису діаграми розтягу. В процесі випробування матеріалу програмою виконуються відповідні вимірювання, які включають: вимірювання навантаження, що діє на зразок,

зміну лінійного розміру або деформацію зразка та положення електричного привода у відповідь на прикладене навантаження. Дані про видовження або деформацію, а також про зусилля отримані в результаті випробування відображаються в програмі і можуть бути використані для подальших розрахунків.



Рис. 4.4 Випробувальний комплекс Instron 8862, розміщений у захисній камері

4.2.2 Процедура випробування та обробка діаграми розтягу

Для отримання достовірних результатів при проведенні експерименту з визначення механічних характеристик металу КР в даній роботі керувались вимогами [60, 61], також брались до уваги вимоги міжнародного стандарту ASTM E8M-04 [62].

Серед основних вимог для виконання дослідження у стандарті зазначена необхідність надійного центрування зразка у захватах випробувальної машини. Погане центрування призводить до перекосу напруження розтягу відносно осі зразка, в результаті чого зразок згинається, схема одновісного розтягу порушується, напруження розподіляються по перерізі нерівномірно, і він може передчасно зруйнуватися від перекосів поблизу головок [25]. Ефект прикладання

позацентрної сили можна проілюструвати, порахувавши згинаючий момент і додавши його до напруження, що діє на зразок. Так, для зразка діаметром 12,5 мм напруження зростає на 1,5% на кожні 0,025 мм відхилення від співвісності. Ця похибка зростає до 2,5% на кожні 0,025 мм для зразка діаметром 9 мм і до 3,2%/0,025 мм для зразка діаметром 6 мм.

Вплив головок, незважаючи на плавні переходи (див. рис. 4.3), позначається і на викривленні схеми напруженого стану в деякій частині робочої довжини зразка. Саме тому властивості при розтягу оцінюють на розрахунковій довжині, межі якої дещо віддалені від головок.

На величину отриманих в результаті експерименту даних впливає і швидкість проведення випробування. Ця швидкість може бути визначена як швидкість деформування зразка, швидкість навантаження, швидкість віддалення двох захватів випробувальної машини під час дослідження або час, затрачений на проведення частини чи всього експерименту. Стандартом [62] при визначенні властивостей текучості матеріалу регламентується швидкість навантаження в діапазоні між 1,15 і 11,5 МПа/с.

Результати на статичний розтяг для даної роботи були отримані при русі активного захвату випробувальної машини Instron 8862 зі швидкістю 0,4 мм/хв, що відповідає швидкості навантаження зразка на лінійній ділянці діаграми розтягу близько 7 МПа/с.

Визначення механічних властивостей відбувається після отримання в процесі експерименту кривої розтягу, яка зазвичай будується в координатах навантаження (P) – абсолютне видовження (Δl).

На рис. 4.5 нанесені характерні точки, за ординатами яких розраховують характеристики міцності. Першою характерною точкою на діаграмі розтягу є точка p , яка відповідає границі пропорційності. Навантаження P_{nc} визначає напруження, яке матеріал зразка витримує без відхилення від закону Гука. Наближено величину P_{nc} можна визначити за точкою, де починається розбіжність кривої розтягу і продовження прямолінійної ділянки.

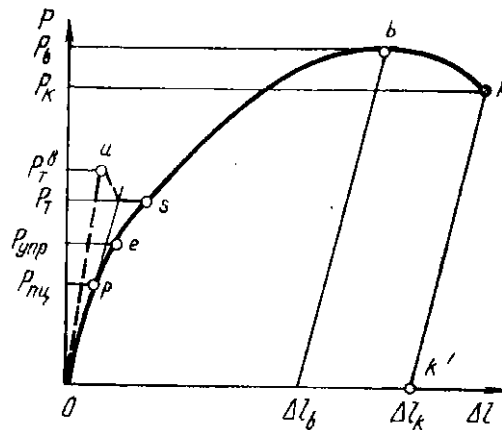


Рис. 4.5 Характерні точки на діаграмі розтягу

Наступна характерною точкою на діаграмі розтягу – точка *e*. Їй відповідає навантаження, за яким розраховують границю пружності – напруження при якому залишкове видовження досягає заданої величини, зазвичай 0,05%, інколи менше – до 0,005%. Границя пружності характеризує напруження, при якому з'являються перші ознаки макропластичної деформації.

За відсутності на діаграмі «зуба» або площадки текучості розраховують умовну границю текучості – напруження, при якому залишкове видовження досягає заданої величини, зазвичай 0,2%, інколи 0,1 або 0,5%. Відповідно умовна границя текучості позначається $R_{p0,2}$, $R_{p0,1}$ або $R_{p0,5}$. Ця характеристика відрізняється від умовної границі пружності лише величиною допуску. Границя текучості характеризує напруження, при якому відбувається більш повний перехід до пластичної деформації.

Оскільки допуск за видовженням для розрахунку умовної границі текучості відносно великий, його можна визначити графічно за діаграмою розтягу. Для цього по осі видовження від початку координат відкладають відрізок $OK = 0,2 \cdot l_0 / 100$ і через точку *K* проводять пряму, паралельну прямолінійній ділянці діаграми (рис. 4.6). Ордината точки *e* буде відповідати величині навантаження $P_{0,2}$, яке визначає умовну границю текучості:

$$R_{p0,2} = P_{0,2} / F_0, \quad (4.1)$$

де F_0 – площа поперечного перерізу зразка у вихідному стані.

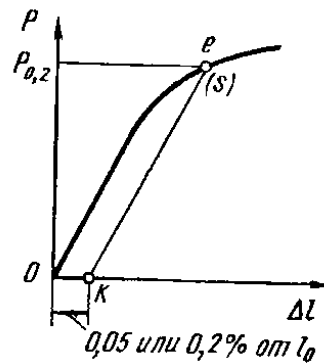


Рис. 4.6 Визначення умовної границі текучості за діаграмою розтягу

Після проходження точки s на діаграмі розтягу (див. рис. 4.5) у зразку розвивається інтенсивна пластична деформація. До точки b робоча частина зразка зберігає початкову форму. Видовження тут рівномірно розподіляється по розрахунковій довжині. У точці b ця макрорівномірність порушується. В певній частині зразка, зазвичай поблизу концентратора напружень, який уже був у вихідному стані або утворився при розтягу, починається локалізація деформації. Їй відповідає місцеве звуження поперечного перерізу зразка – утворення шийки.

Шийка розвивається від точки b і до руйнування в точці k , одночасно знижується зусилля, що діє на зразок. За максимальним навантаженням P_b на діаграмі розтягу розраховують умовну границю міцності $R_m = P_b/F_0$. R_m – це умовне напруження, яке характеризує опір максимальній рівномірній деформації.

4.3 Випробування на ударний вигин

4.3.1 Обладнання для випробувань

Найбільш розповсюдженим і стандартизованим типом випробування для оцінки здатності металу чинити опір зародженню і розповсюдженню тріщини при динамічних навантаженнях, а також виявлення його схильності до крихкого руйнування є випробування на ударний вигин.

Випробування на ударний вигин проводять на маятникових копрах. Оскільки при динамічних випробуваннях закон подібності не діє, то тут необхідна жорстка уніфікація розмірів досліджуваного зразка і умов проведення експерименту. Відповідно до ДСТУ EN 10045-1:2006 [63] основним зразком для виконання випробувань на ударний вигин служить зразок типу Шарпі квадратного перерізу 10×10 мм і довжиною 55 мм та нанесеним V-подібним надрізом посередині зразка (рис. 4.7).

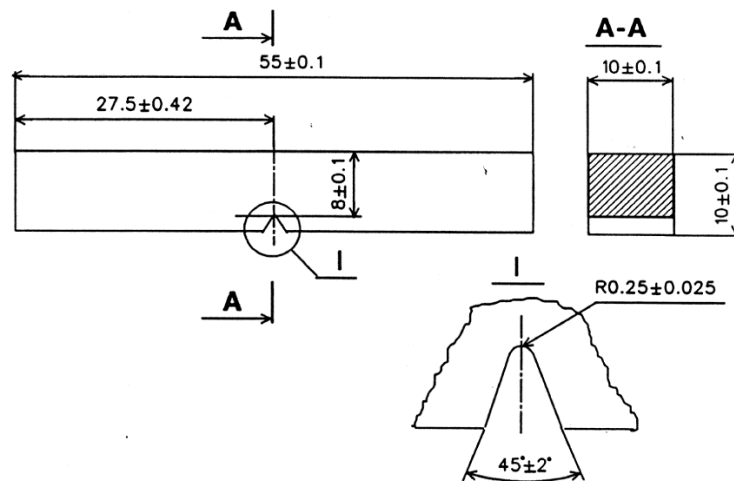


Рис. 4.7 Зразок типу Шарпі для випробувань на ударний вигин

Зразок встановлюється на опори копра строго по центру. Удар наносять зі сторони, протилежної надрізу, в площині, перпендикулярній поздовжній осі зразка. Величина роботи деформації і руйнування визначається різницею потенціальної енергії маятника в початковий і кінцевий момент випробування. Загальна схема випробування на ударний вигин зразків типу Шарпі з концентратором показана на рис. 4.8.

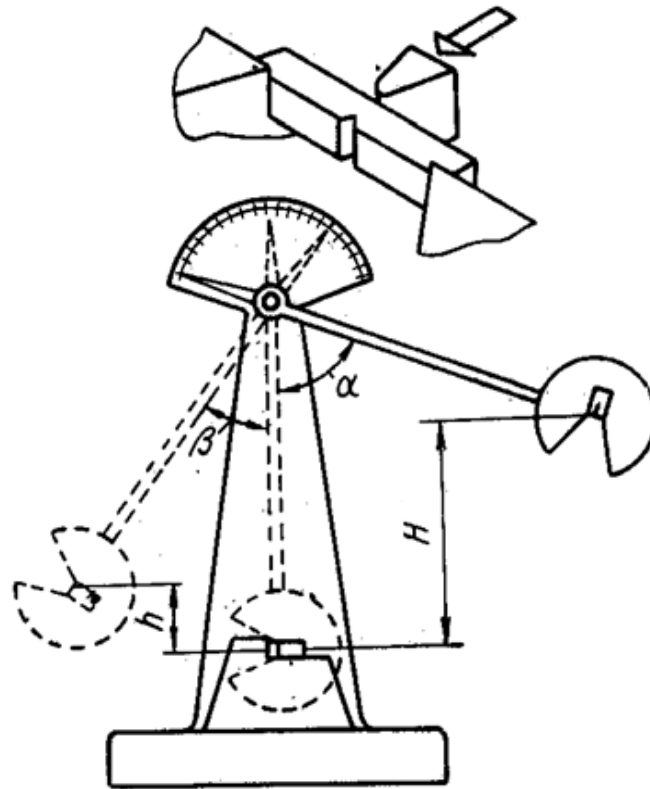


Рис. 4.8 Схема випробування на ударний вигин на маятниковому копрі

У захисних камерах ІЯД проведення випробувань на ударний вигин виконуються на маятниковому копрі КМД-30 із максимальною енергією при ударі 300 Дж (рис. 4.9). Даний копер укомплектований термокриокамерою з автоматичною подачею зразка на опори копра, завдяки чому для нього реалізована можливість випробування при понижених (від -160°C) та підвищених ($> 300^{\circ}\text{C}$) температурах. Охолодження зразків у камері відбувається парами рідкого азоту. Контроль температури у термокриокамері здійснюється подачею сигналу від закріплених у камері термопар на терморегулятор, встановлений в операторському залі ГК. Точність вимірювання температури становить 1°C .

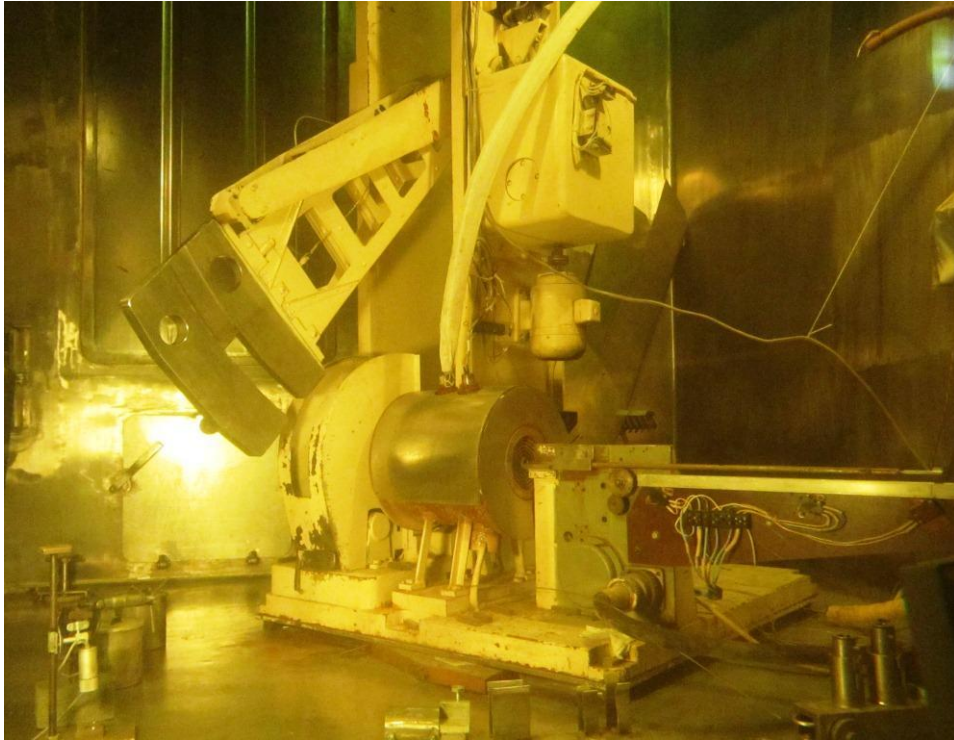


Рис. 4.9 Маятниковий копер КМД-30

4.3.2 Методика проведення експерименту та вимірювання параметрів зразків

Проведення випробувань на ударний вигин в Україні регламентується стандартом ДСТУ EN 10045-1:2006 [63]. Однак існує інший міжнародний стандарт E23-05 [64], в якому чіткіше та детальніше описано процедуру проведення експерименту, тому при виконанні досліджень для даної роботи було використано рекомендації та враховані вимоги обох нормативних документів.

Для проведення дослідження на ударний вигин зразків на маятниковому копрі молот копра має бути підведений у крайнє верхнє положення. У такому разі в момент удару він матиме максимальний запас потенціальної енергії та стандартизовану швидкість руху $5 \pm 0,5$ м/с. Оскільки випробування проводяться при підвищених та понижених температурах, то перенесення зразка із середовища, де він нагрівається чи охолоджується, на опори копра має здійснюватися за час менший 5 с.

Після витримки зразка при заданій температурі і встановлення його на опорах молот копра спускається і вільно падає під власною вагою, ударяючи по зразку і руйнуючи його. В результаті експерименту визначається робота, затрачена маятником на деформацію та руйнування зразка. Знаючи повну роботу деформації і руйнування, K , можна розрахувати основну характеристику, яку отримують в результаті даних випробувань – ударну в'язкість:

$$KC = \frac{K}{F}, \quad (4.2)$$

де F – площа поперечного перерізу зразка в місці надрізу до випробування.

Обробка отриманих даних при випробуваннях на ударний вигин проводиться згідно з вимогами п. 8.3 Додатку 2 ПНАЕ Г-7-002-86 [11] за допомогою апроксимації температурної залежності ударної в'язкості функцією гіперболічного тангенса наступного виду:

$$KCV = \left(\frac{USE}{2} \right) \cdot \left(1 + \tanh \left(\frac{T - T_0}{C} \right) \right), \quad (4.3)$$

де USE – значення ударної в'язкості на верхньому шельфі температурної залежності, T – температура випробувань, T_0 – температура, що відповідає значенню ударної в'язкості $USE/2$ й C – параметр, що характеризує нахил температурної залежності KCV . Параметри T_0 і C визначаються методом найменших квадратів для випадку нелінійної залежності.

Залежність (4.3) отримують із (1.3) шляхом застосування нульового значення для величини нижнього шельфу кривої Шарпі відповідно до рекомендації СОУ НАЕК 087:2015 [67], тобто $KCV_{min} = 0$, та врахувавши, що $KCV_{max} = USE$.

Виходячи із значення границі текучості матеріалу вибирається критеріальний рівень KCV_I , при якому визначається температура T_I (рис. 4.10), далі при критеріальному рівні $KCV_{II} = 1,5 \cdot KCV_I$ – температура T_2 . За ТКВП (T_{kF} або T_{KR}) приймається більше значення між T_2-30 і T_I .

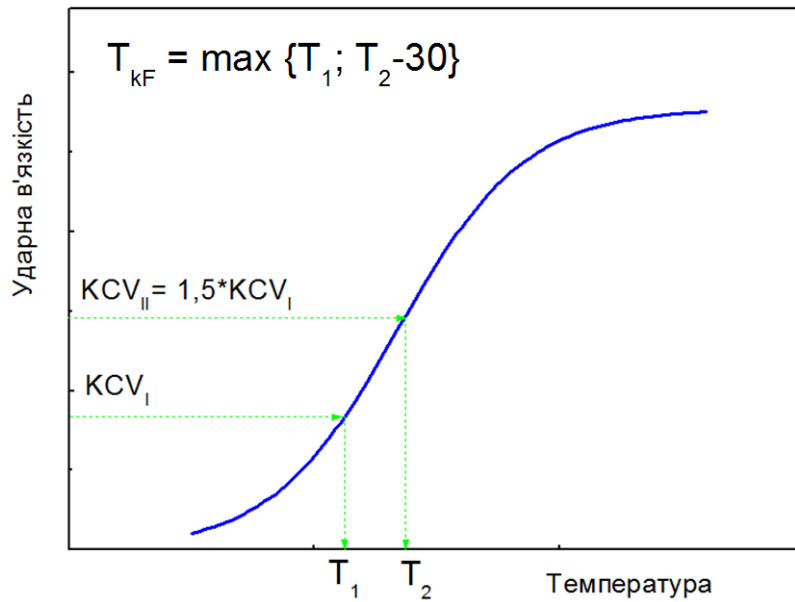


Рис. 4.10 Визначення ТКВП на кривій Шарпі

Отримані графіки для матеріалу в неопромінену й опромінену стані є вихідною інформацією для визначення зсуву критичної температури крихкості ΔT_F , яка характеризує ступінь радіаційного окрихчування металу КР. Величина ΔT_F визначається відповідно до норм ПНАЕ Г-7-002-86 за формулою:

$$\Delta T_F = T_{kF} - T_{ки}, \quad (4.4)$$

де $\Delta T_F \geq 0$, T_{kF} – температура крихкості матеріалу після опромінення при температурі експлуатації корпусу, $T_{ки}$ – температура крихкості матеріалу у вихідному (до опромінення) стані.

Іншою важливою характеристикою, яка визначається при випробуваннях на ударний вигин, є енергія верхнього шельфу (USE) кривої ударної в'язкості, тобто максимальний рівень енергії, яка затрачається на руйнування зразка у в'язкому стані. На відміну від ΔT_F , за якою можна оцінити схильність металу до крихкого руйнування, величина USE характеризує опір матеріалу в'язкому руйнуванню. Ударна в'язкість на верхньому шельфі визначається як середнє значення для зразків з повністю в'язким зломом.

Особливістю даного типу випробування є те, що інформацію щодо стану вихідного чи опроміненого матеріалу можна отримати не лише під час

проведення експерименту завдяки даним відхилення молота копра після удару, а й після його закінчення, маючи половинки зруйнованого зразка. Для зразків типу Шарпі величину залишкової пластичної деформації при руйнуванні можна знайти кількісно, визначавши поперечне розширення зразка, яке оцінюють шляхом вимірювання його ширини до та після удару молотом копра. Під час руйнування з'являється пластична деформація на грані, протилежній надрізу, яку й можна виміряти.

Для визначення поперечного розширення зразка необхідно знати його вихідні геометричні розміри b_0 (рис. 4.11), після цього виміряти ширину обох випробуваних половинок у місці зламу і, прийнявши максимально деформовану половинку b_1 , порівняти виміри з вихідним значенням (4.5). Таким чином буде визначено кількість пластичної деформації металу зразка при затраті на його руйнування визначеної кількості роботи.

$$\Delta b = b_1 - b_0, \quad (4.5)$$

де Δb – поперечне розширення зразка типу Шарпі внаслідок прикладення до нього ударного навантаження.

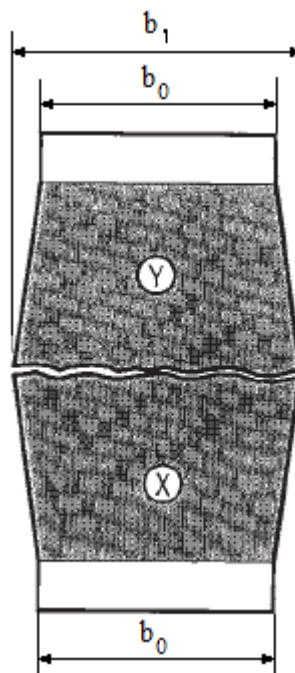


Рис. 4.11 Половинки випробуваного зразка типу Шарпі з V-подібним концентратором

Окрім поперечного розширення зразка після руйнування, його половинки несуть інформацію про вид зламу: крихкий або в'язкий. Долю в'язкої складової на поверхні зламу можна визначити різними методами, проте в кожному з них дослідник має відрізнити області, сформовані механізмами росту стійкої в'язкої тріщини, й ділянки, утворені просуванням крихкої (механізм росту нестійкої тріщини). Ці методи базуються на концепції, що 100% волокнистого (в'язкого) зламу мають зразки, випробувані при температурах вище діапазону перехідної області, а руйнування відколом (крихке) зустрічається для зразків, випробуваних при температурах нижче цього діапазону. Ця концепція є доцільною щонайменше для сплавів на основі заліза з о.ц.к. кристалічною решіткою, які мають виразну крихко-в'язку перехідну область, що означає, що вона підходить для сталей корпусів реакторів типу ВВЕР.

Типові зони виду зламу для зразків, випробуваних у діапазоні температур переходу зламу від крихкого до в'язкого, показані на рис. 4.12. У цьому перехідному діапазоні початок руйнування йде з основи концентратора шляхом в'язкого розповсюдження тріщини. Далі, починаючи з деякої невеликої відстані від надрізу, механізм руйнування змінюється на відкол або змішану форму руйнування, проявляючись у нестійкому рості тріщини. Часто це призводить до виразного сліду в центральній частині зразка (вказуючи на крихке руйнування). Через декілька мікросекунд нестійкий ріст тріщини призупиняється і починається фінальна стадія руйнування, при якій залишаються невеликі ділянки в'язкого зламу біля бічних граней зразка та біля протилежної до надрізу грані. В ідеальному випадку «рамка рисунку» (“picture frame”) з волокнистого зламу оточує відносно гладку площину крихкого.

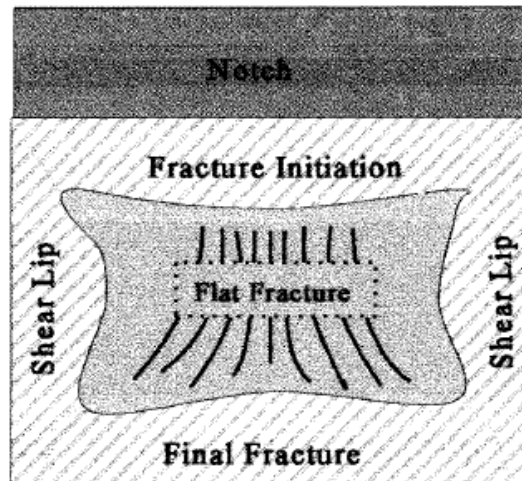


Рис. 4.12 Типові зони зламу зразка типу Шарпі, випробуваного у перехідному діапазоні температур

Один з методів кількісного визначення долі в'язкої складової у зламі випробуваних зразків наведений у ДСТУ 7806:2015 [65]. Описана у стандарті методика базується на вимірюванні геометрії зламу і розрахункового визначення відсотка в'язкої складової. Вважається, що в загальному випадку крихка складова у зламі ударного зразка перерізом 8×10 мм має вид трапеції (рис. 4.13). Площа цієї трапеції F_1 збільшується по мірі росту крихкої складової.

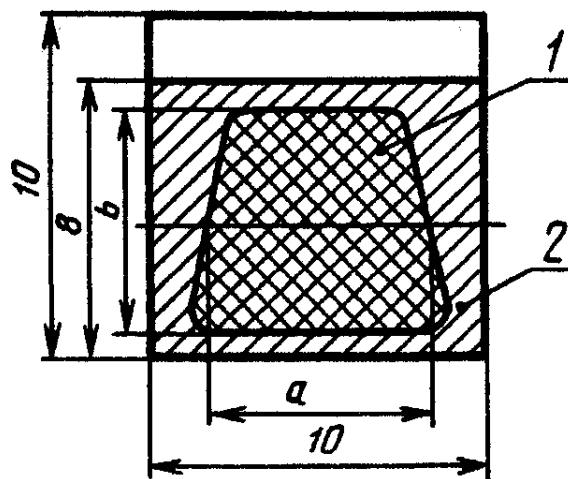


Рис. 4.13 Схема ударного зламу: 1 – площа зламу, яку займає крихка складова, 2 – площа, яку займає в'язка складова

В'язка складова розташовується, як правило, навколо крихкої. Площу F_1 , яку займає крихка складова, визначають як добуток середньої лінії трапеції a на

висоту b (див. рис. 4.13). Відношення цієї площі до всієї площі зламу F (80 мм^2) складає долю крихкої складової у зламі (X) у відсотках:

$$X = \frac{F_1}{F} \cdot 100.$$

Відповідно в'язка складова (B) у відсотках складатиме:

$$B = (100 - X).$$

Вимірювання параметрів (a , b) площі, яку займає крихка складова, виконують лінійкою з точністю до $0,5 \text{ мм}$; при цьому похибка вимірювань не повинна перевищувати 5% . Знаючи параметри a і b , відсоток складової визначають за табл. 4.1.

Таблиця 4.1

Визначення долі в'язкої складової у зламі зразків

Висота трапеції b , мм	В'язка складова у зламі ударних зразків, %																		
	Середня лінія трапеції a , мм																		
	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0	3,5	4,0	4,5	5,0	5,5	6,0	6,5	7,0	7,5	8,0	8,5	9,0	9,5	10,0
1,0	99	98	98	97	96	96	95	94	94	93	93	92	91	91	90	89	89	88	88
1,5	98	97	96	95	94	93	92	92	91	90	89	88	87	86	85	84	83	82	81
2,0	98	96	95	94	92	91	90	89	88	86	85	84	82	81	80	79	77	76	75
2,5	97	95	94	92	91	89	88	86	84	83	81	80	78	77	75	73	72	70	69
3,0	96	94	93	91	89	87	85	83	81	79	78	76	74	72	70	68	66	64	62
3,5	96	93	91	89	87	85	82	80	78	76	74	72	69	67	65	63	61	58	56
4,0	95	92	90	88	85	83	80	77	75	72	70	67	65	62	60	57	55	52	50
4,5	94	92	89	86	83	80	77	75	72	69	66	63	61	58	55	52	49	46	44
5,0	94	91	88	85	81	78	75	72	69	66	63	59	56	53	50	47	44	41	37
5,5	93	90	86	83	79	76	72	69	66	62	59	55	52	48	45	42	38	35	31
6,0	92	89	85	81	77	74	70	66	62	59	55	51	47	44	40	36	33	29	25
6,5	92	88	84	80	76	72	67	63	59	55	51	47	43	39	35	31	27	23	19
7,0	91	87	83	78	74	69	65	61	56	52	47	43	39	34	30	26	21	17	12
7,5	91	86	81	77	72	67	62	58	53	48	44	39	34	30	25	20	16	11	6
8,0	90	85	80	75	70	65	60	55	50	45	40	35	30	25	20	15	10	5	0

Дана методика дозволяє з достатньою точністю визначити в'язку складову у зламі, проте лише для зразків, поверхня зламу яких має чітко виражену геометрію характерних зон зламу, тобто форма ділянка крихкої складової має бути близькою до трапеції. Насправді, для реальних зразків злам може суттєво відрізнятись від наведеного на рис. 4.13, а ділянки переходу від стійкої тріщини

з волокнистим зламом до крихко зруйнованої області не мають явних границь. Ці особливості руйнування металу ускладнюватимуть виміри параметрів a , b і призведуть до зниження точності знаходження величини B .

Інша методика для визначення кількісного відношення крихкої та в'язкої складових у зламі приведена в стандарті [64]. У цьому випадку рекомендується порівняти вид зламу із градуювальними схемами, зображеними на рис. 4.14 та 4.15.

Саме ця методика використовується для визначення долі в'язкої складової у зламі в лабораторії «гарячих» камер ІЯД і була використана у даній роботі. Візуальне порівняння поверхні випробуваного зразка з наведеною схемою у більшості випадків дозволяє визначити долю в'язкої складової з точністю $\pm 5\%$. Для цієї цілі використовується оптичний бінокляр на штативі з 15-ти кратним збільшенням, який розміщений в операторському залі лабораторії «гарячих» камер або цифрова відеокамера, встановлена у захисній камері лабораторії, яка виводить пропорційно збільшене зображення на екран монітора.

Ще одним зручним способом визначення в'язкої і крихкої пропорцій випробуваного зразка є відеофіксація цифрового зображення поверхні зламу і вимірювання долі в'язкої складової використовуючи програмне забезпечення для аналізу картинки.

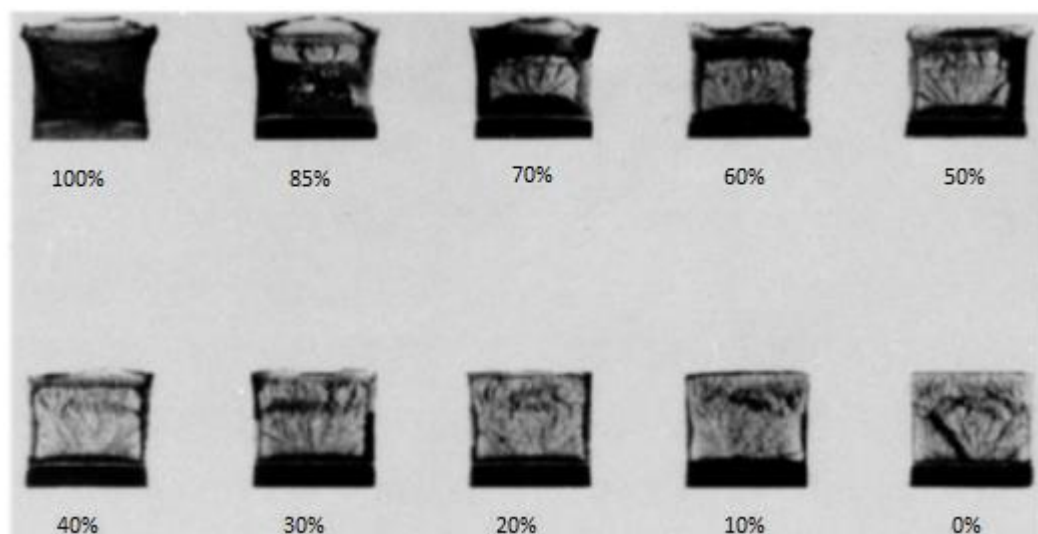


Рис. 4.14 Градуювальні схеми для оцінки в'язкої складової у зламі



Рис. 4.15 Схематичний вид зламу

4.4 Реконструювання зразків-свідків

У розділі 3 було вказано на виявлені недоліки штатної програми ЗС та часткове вирішення завдання з отримання представницьких результатів шляхом впровадження для деяких енергоблоків модернізованої програми ЗС. Для корпусів інших блоків недоліки штатної програми спочатку вирішувалися шляхом вивантаження одночасно двох комплектів ЗС [66], що збільшувало загальну кількість зразків, призначених для випробувань одного типу і дозволяло підібрати групи зразків для випробувань на ударний вигин та в'язкість руйнування, які б задовольняли вимоги нормативних документів [11, 67] як за кількістю зразків у групі, так і за однорідністю опромінення.

Однак більш ефективним інструментом для підвищення кількості опромінених зразків та достовірності визначення властивостей металу КР при випробуваннях комплектів ЗС штатної програми стало впровадження технології реконструювання випробуваних зразків і проведення випробувань реконструйованих ЗС [68].

Технології реконструювання випробуваних зразків у світовій інженерній практиці, в тому числі в радіаційному матеріалознавстві, застосовуються вже кілька десятиліть (напр., [69]). В Україні дану технологію було впроваджено в ІЯД НАН України на базі лабораторії «гарячих» камер у 2009 році. Вона пройшла атестаційний контроль для отримання дозволу до роботи з опроміненими ЗС. Під час атестації було обґрунтовано збереження властивостей металу вставки після виготовлення реконструйованого зразка.

Для реконструкції зразків типу Шарпі використовуються фрагменти (половинки) випробуваних зразків-свідків із матеріалу корпусу реактора

(рис. 4.16).

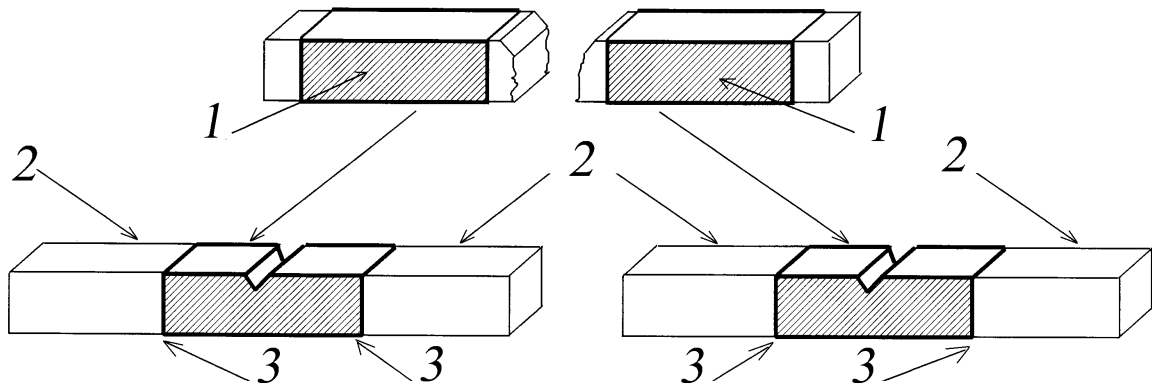


Рис. 4.16 Схема реконструкції зразків Шарпі: 1 – вставки, виготовлені з половинок зразків-свідків типу «Ш» або «С»; 2 – хвостовики; 3 – зварні шви

До оброблених плоско-паралельних торців половинок зразків приварюються хвостовики з корпусної сталі, в центрі наноситься надріз, який імітує тріщину, а в зразках на тріщиностійкість вирощується втомна тріщина.

Зварювання заготовок виконується за допомогою електронно-променевої установки (рис. 4.17) в 2 проходи з переворотом заготовки на 180°. Зварена заготовка обробляється на внутрішньокамерному електроерозійному верстаті до розмірів і форми відповідного стандарту.



Рис. 4.17 Високовакуумна камера для електронно-променевого зварювання, розташована у захисному боксі

Технологію реконструювання було успішно апробовано шляхом обробки експериментальних даних випробувань реконструйованих зразків металу КР ВВЕР-1000 у вихідному й опромінену стані та подальшого співставлення результатів обробки з даними, отриманими на штатних зразках [70]. На основі цього результати випробувань реконструйованих зразків на ударний вигин було включено до аналізу, який виконано в рамках даної роботи.

4.5 Виготовлення зразків-свідків для енергоблоку № 1 РАЕС

Відповідно до нової програми ЗС, призначеної для контролю стану металу КР енергоблоку № 1 РАЕС на період після відновлювального відпалу, замість стандартних зразків матеріали для досліджень було закладено у контейнери у вигляді заготовок (вставок), з яких необхідно виготовити стандартні зразки. Для виготовлення зразків Шарпі було закладено вставки у вигляді прямокутних брусків квадратного поперечного перерізу 10x10 мм та довжиною 18 мм. Для виготовлення п'ятикратних зразків на розтяг у контейнерах опромінювалися циліндричні заготовки довжиною 26 мм і діаметром 6 мм (рис. 4.18).



Рис. 4.18 Циліндричні заготовки для виготовлення зразків на розтяг

Для виготовлення зразків Шарпі було застосовано технологію реконструкції, розглянуту у підрозділі 4.4. Хвостовики в даному випадку представляють собою бруски з розмірами 10×10×18,5 мм. Їх виготовлено зі сталі того ж типу (сталь корпусу реактора штатної плавки) з границею текучості від 350 МПа до 740 МПа. Зварювання вставок з хвостовиками проводиться за

допомогою електронно-променевої установки EBW-НС. За одне завантаження зварюють три заготовки реконструйованих зразків. Збирання заготовок виконується з допомогою маніпуляторів у захисній камері.

Зварені заготовки обробляються до стану стандартного зразка Шарпі на встановленому всередині «гарячої» камери електроерозійному верстаті з дистанційним управлінням ВР-SPECd. Нанесення механічного надрізу також здійснювали за допомогою електроерозійного верстата. Після реконструкції зразок має таку ж геометрію, розміри і орієнтацію, як і штатний.

Загалом в лабораторії ГК ІЯД НАН України було реконструйовано 136 зразків комплектів ІА-ЛК-3 та ЛК-5 для випробувань на ударний вигин.

Для виточування циліндричних зразків з опромінених заготовок в ІЯД НАН України з допомогою сторонніх організацій було розроблено і виготовлено спеціальну систему LEON-01, яка дозволяє виконувати токарні роботи в режимі дистанційного управління обладнанням. Дистанційний токарний верстат розміщується в 2-й зоні лабораторії 1-го класу комплексу "гарячих" камер, де є можливість проводити роботи з опроміненими матеріалами. Система управляється за допомогою електроніки і спеціалізованого програмного забезпечення.

Механічна частина токарного верстата розміщена на масивній станині, щоб зменшити вібрацію заготовки під час обробки. Силовий двигун забезпечує обертання заготовки з необхідною швидкістю. На валу силового двигуна знаходиться цанговий затискач, який утримує заготовку під час роботи верстата. До станини також кріпляться два крокових двигуна, які дозволяють з необхідною точністю переміщати різець в двох взаємно перпендикулярних напрямках. Для кріплення держателя з різцем передбачений супорт. Складові компоненти і робоча область токарного верстата показана на рис. 4.19.

Під час виготовлення зразок не повинен нагріватися вище 100°C , тому в конструкції верстата передбачена система охолодження. Під час роботи охолоджуюча рідина подається з ємності на зразок через трубку і наконечник.

Сталева радіоактивна стружка, яка з'являється в процесі виготовлення зразка, збирається в спеціальний піддон для подальшого видалення та утилізації.

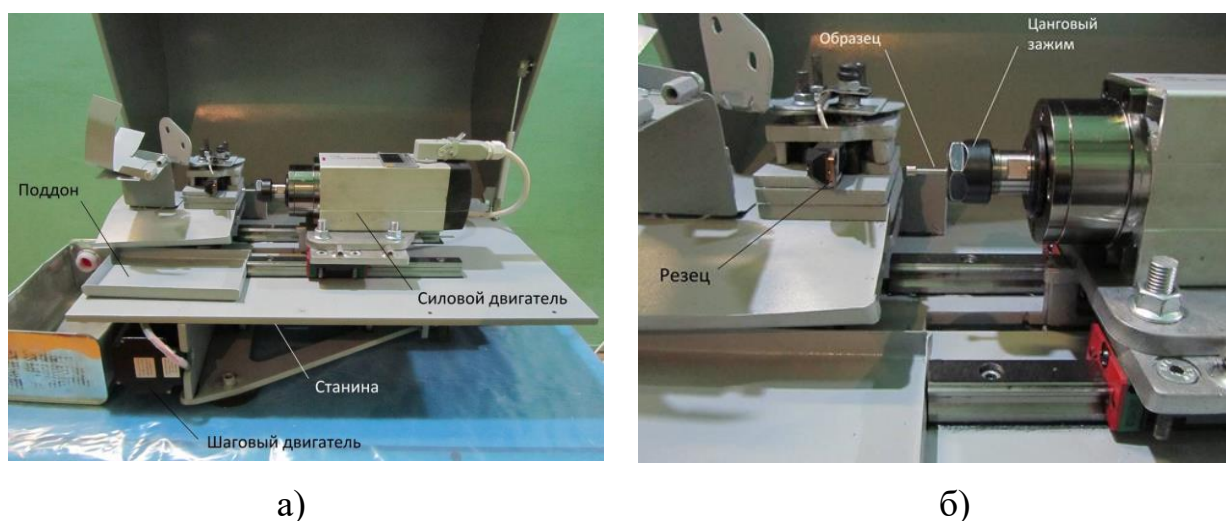


Рис. 4.19 Складові компоненти (а) і робоча область (б) дистанційно керованого токарного верстата

У розділі наведено інформацію про обладнання для проведення досліджень, яке використано при отриманні експериментальних даних. Основними установками є випробувальний комплекс Instron 8862 та маятниковий копер КМД-30. Також описано методики обробки результатів випробувань ЗС та процедури визначення необхідних параметрів, які можуть бути отримані за результатами випробувань на ударний вигин.

Важливою складовою при підготовці зразків та формуванні представницьких груп для випробувань є застосування технології реконструювання випробуваних зразків. В рамках даної роботи реконструювалися зразки КР ВВЕР-1000 та ВВЕР-440. Крім того, програмою ЗС для РАЕС-1 передбачено механічне виточування ЗС для випробувань на розтяг з циліндричних заготовок. Це було виконано у лабораторії ГК ІЯД НАНУ для комплектів ЗС третього вивантаження.

РОЗДІЛ 5

ЗМІНА ПАРАМЕТРІВ УДАРНОЇ В'ЯЗКОСТІ ПІД ВПЛИВОМ НЕЙТРОННОГО ОПРОМІНЕННЯ

5.1 Зв'язок ударної в'язкості матеріалу та поперечного розширення

Ударна в'язкість – це складна, комплексна характеристика, що залежить від сукупності характеристик міцності і пластичності матеріалу [25]. Ударна в'язкість матеріалу характеризує сумарний опір металу зразка пластичній деформації та руйнуванню. Величину поперечного розширення (Δb) зразка після удару можна віднести до характеристики опору зразка пластичній деформації, оскільки стан металу, його зміцнення внаслідок опромінення, буде проявлятися у величині деформованості половинок зразка. З цього слідує, що поперечне розширення має непрямий зв'язок з ударною в'язкістю.

Подібний зв'язок встановлено у роботі [71], в якій до аналізу включено результати випробувань на ударний вигин зразків Шарпі для кількох типів сталей в неопроміненому стані, включаючи сталь А533В для КР типу РWR. Аналіз показав, що для різних сталей існує кореляція між поперечним розширенням зразка та енергією, затраченою на його руйнування, проте для кожної сталі форма залежності відрізняється.

При різному ступеню опромінення міцність матеріалу, а також енергія руйнування матеріалу змінюються, що може впливати на зв'язок KCV і Δb . Тому в рамках даної роботи було виконано аналіз взаємовідношення цих параметрів при різному ступеню опромінення металу КР ВВЕР.

Після проведення випробувань на ударну в'язкість, визначення енергії руйнування сталі КР та проведення вимірювань поперечного розширення половинок випробуваних зразків дані KCV і Δb були нанесені на графік для виявлення кореляції між двома характеристиками. На рис. 5.1 та рис. 5.2 представлені кореляційні залежності для ОМ та металу ЗШ, зразки яких були опромінені в реакторі енергоблоку № 2 Запорізької АЕС до різних значень

флюенсу швидких ($E_n > 0,5$ MeV) нейтронів. На рис. 5.3 показано результати для груп зразків металу ЗШ КР енергоблоку № 1 Рівненської АЕС з різним вмістом фосфору.

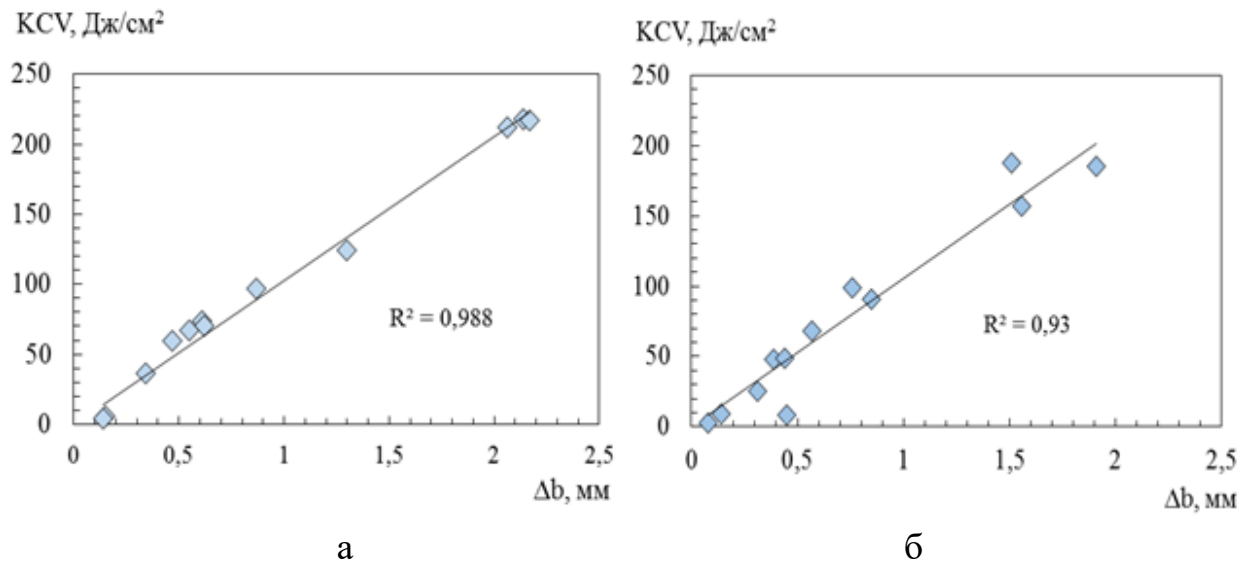


Рис. 5.1 Кореляція поперечного розширення та ударної в'язкості для зразків ОМ КР енергоблоку ЗАЕС-2, опромінених до флюенсу нейтронів $\Phi_{0,5} \sim 22,2 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² (а) та $\sim 58,9 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² (б)

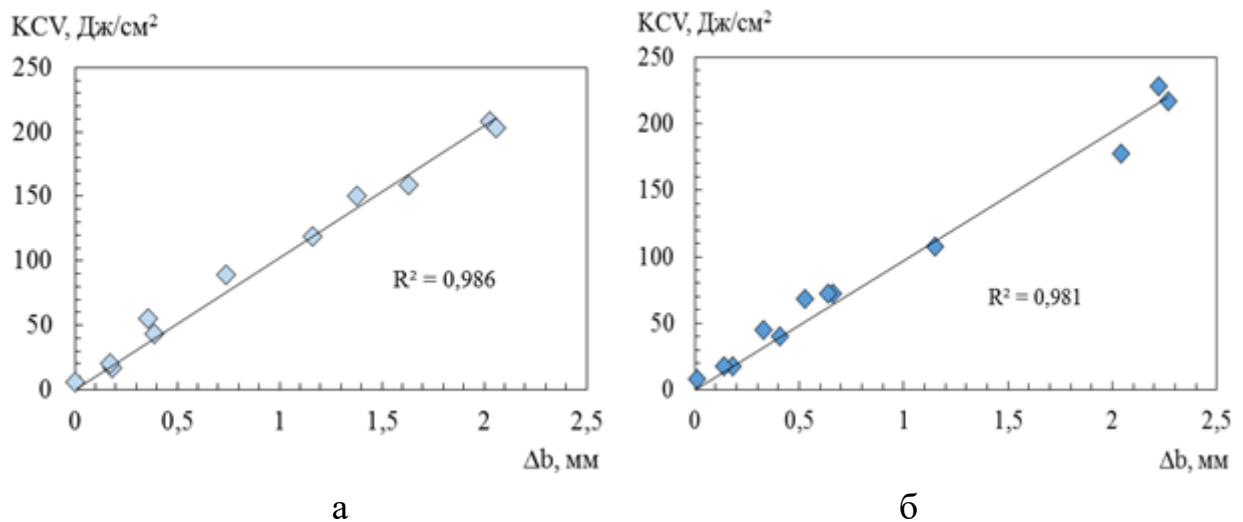


Рис. 5.2 Кореляція поперечного розширення та ударної в'язкості для зразків металу ЗШ КР енергоблоку ЗАЕС-2, опромінених до флюенсу нейтронів $\Phi_{0,5} \sim 17,4 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² (а) та $\sim 42,7 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² (б)

Як видно з рисунків, між величинами KCV і Δb спостерігається прямолінійна кореляція з коефіцієнтом достовірності апроксимації близьким до

одиниці. За цим можна говорити про певний зв'язок енергії, яка затрачається на руйнування металу тобто розрив міжатомних зв'язків, і енергії, яка йде на залишкову деформацію, від кількості цієї деформації [72, 73]. Цей висновок справедливий як для металу КР ВВЕР-1000, так і ВВЕР-440.

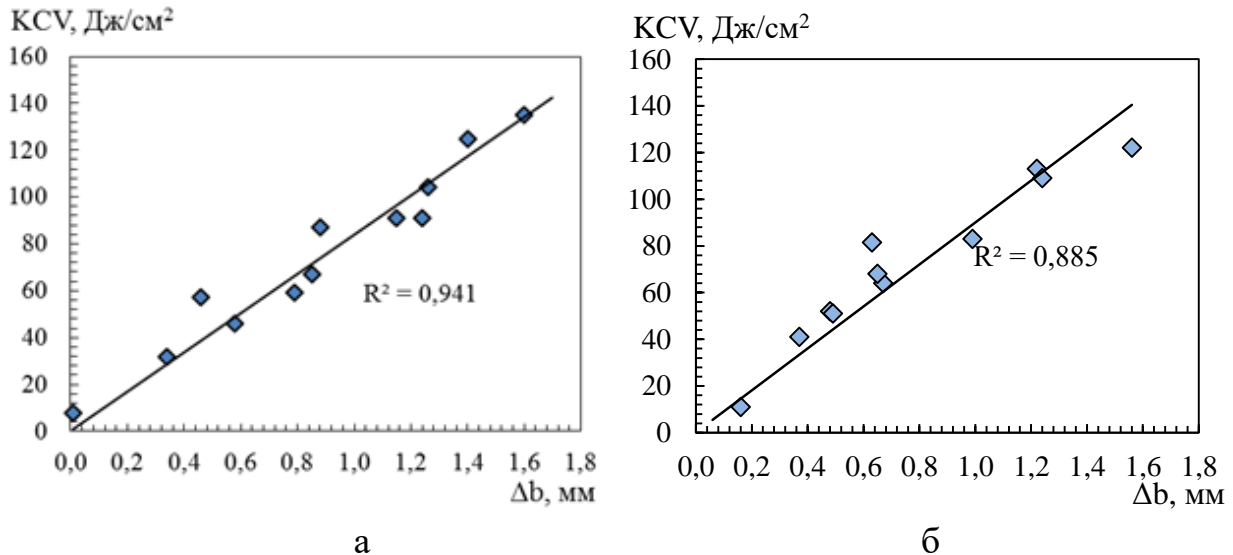
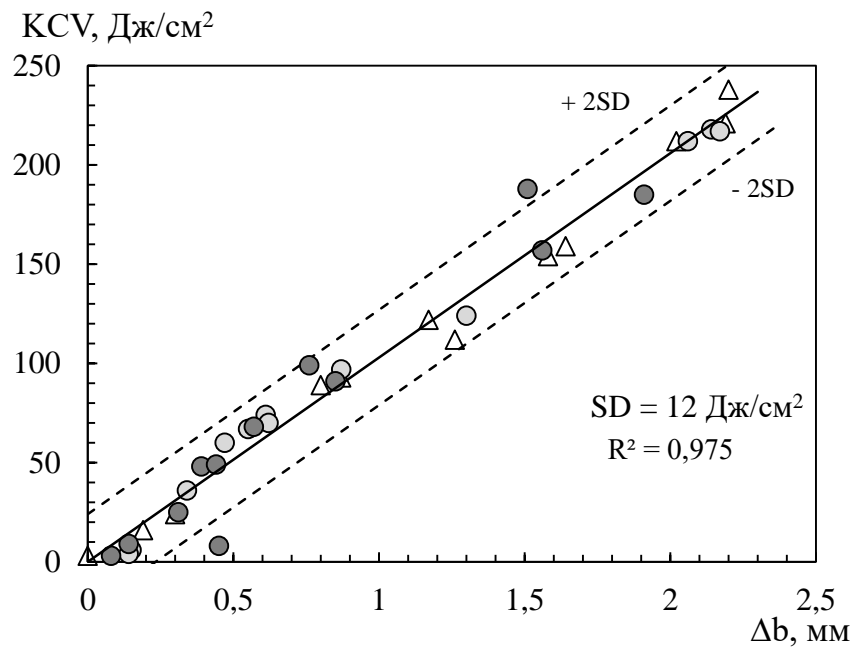


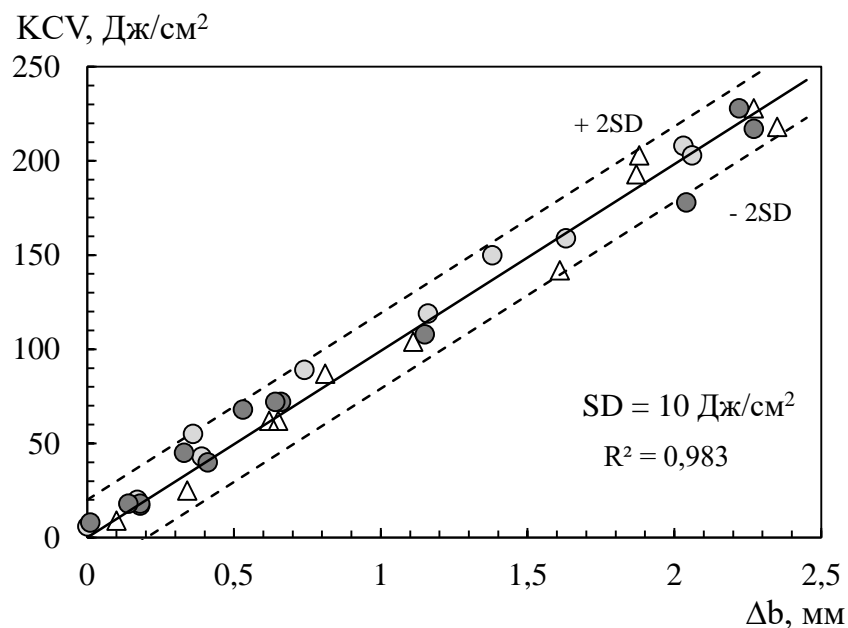
Рис. 5.3 Кореляція поперечного розширення та ударної в'язкості для зразків металу ЗШ КР РАЕС-1 з високим (а; 0,036%) та низьким (б; 0,031%) вмістом фосфору в металі

З точки зору впливу опромінення на кореляцію KCV від Δb доцільним є співставлення результатів випробувань неопромінених та опромінених зразків. Результати такого співставлення показані на рис. 5.4. На цьому рисунку нанесені результати випробувань зразків контрольного комплекту разом з експериментальними даними для опроміненого комплекту ЗЛ енергоблоку ЗАЕС-2 для основного металу (рис. 5.4а) та металу ЗШ (рис. 5.4б). Виявилось, що експериментальні точки з малим розкидом формують лінійну прямопропорційну залежність KCV від Δb з коефіцієнтом пропорційності k близьким до 0,01 як для неопромінених так і для опромінених зразків; тобто кут нахилу прямої залишається майже незмінним навіть при накопиченні значного флюенсу. Це ж наглядно підтверджують експериментальні дані для корпусів інших енергоблоків, наприклад ЗАЕС-3 (рис. 5.5). Таким чином, маючи вид

кореляційної залежності KCV від Δb , можна оцінити енергію руйнування зразка, отримавши лише дані його поперечного розширення.

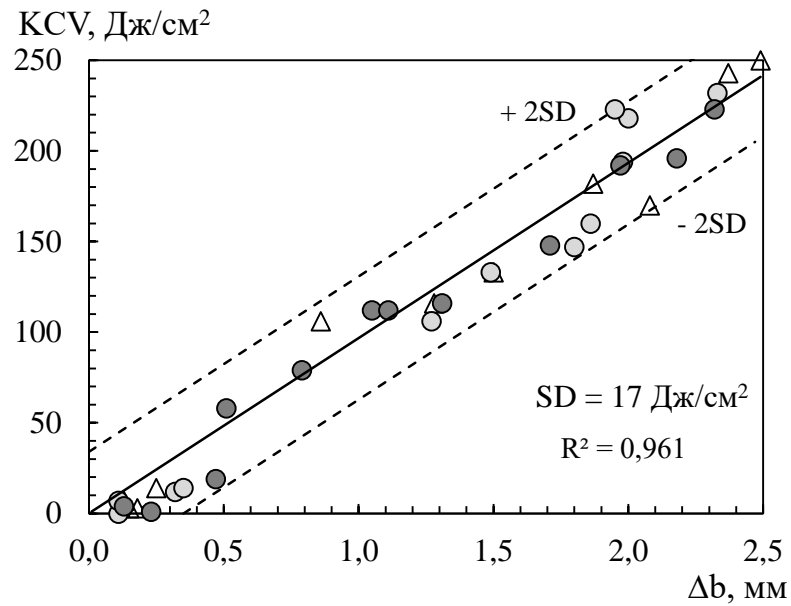


а

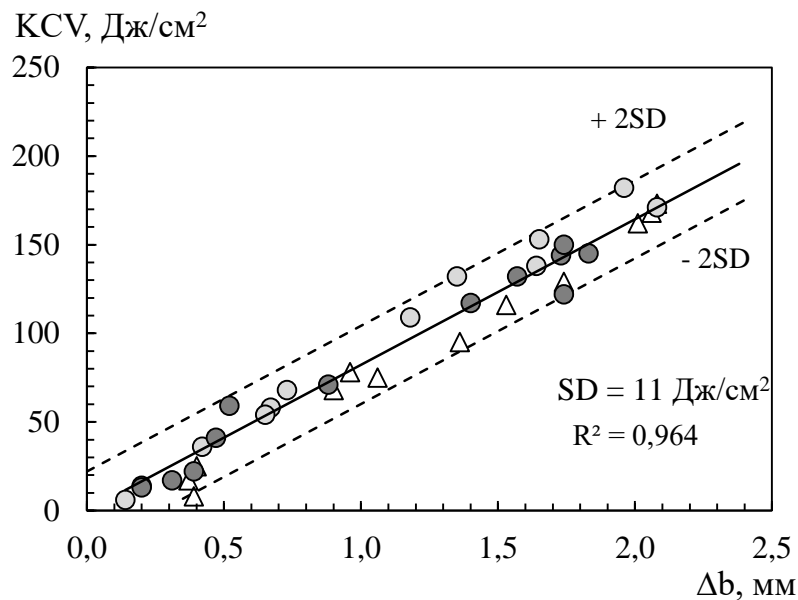


б

Рис. 5.4 Кореляція поперечного розширення та ударної в'язкості неопромінених та опромінених зразків ОМ (а) та металу ЗШ (б) КР енергоблоку ЗАЕС-2 (Δ – неопромінені зразки; \circ – зразки, опромінені до $\Phi_{0,5} \sim 22,2 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² та $\sim 17,4 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² для ОМ та ЗШ відповідно; \bullet – ЗС, опромінені до $\Phi_{0,5} \sim 58,9 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² та $\sim 42,7 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² для ОМ та ЗШ відповідно)



а



б

Рис. 5.5 Кореляція поперечного розширення та ударної в'язкості неопромінених та опромінених зразків ОМ (а) та металу ЗШ (б) КР енергоблоку ЗАЕС-3 (Δ – неопромінені зразки; \circ – зразки, опромінені до $\Phi_{0,5} \sim 27,6 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² та $\sim 22,2 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² для ОМ та ЗШ відповідно; \bullet – ЗС, опромінені до $\Phi_{0,5} \sim 68,7 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² та $\sim 55,8 \cdot 10^{22}$ нейтрон/м² для ОМ та ЗШ відповідно)

Однак слід відмітити, що хоча кут нахилу залежності KCV від Δb не змінюється, проте вплив опромінення на дану кореляцію спостерігається,

оскільки відбувається одночасне зниження обох характеристик. Аналіз даних поперечного розширення зразків, випробуваних на верхньому шельфі, в залежності від ударної в'язкості металу дає можливість наглядно зобразити цю тенденцію. Варто сказати, що для деяких блоків не вдається чітко побачити тенденцію одночасного зниження USE та Δb , що пов'язане з малою кількістю зразків, які використовуються для обрахунку положення USE та середнього значення поперечного розширення зразків верхнього шельфу, а також складністю процедури визначення Δb . У зв'язку з відсутністю значень поперечного розширення для зразків металу КР енергоблоку РАЕС-1, які було досліджено в РНЦ «Курчатовський інститут», виявити вказаний тренд для металу повторно опроміненого після відновлювального відпалу не має змоги.

На рис. 5.6 і 5.7 показано, що нейтронне опромінення призводить до одночасного зменшення енергії в'язкого руйнування та поперечного розширення зразків, тобто при збільшенні флюенсу нейтронів енергії на руйнування зразка затрачається все менше, навіть для металу у повністю в'язкому стані. Паралельно з цим матеріал стає важче деформувати і, відповідно, залишкова деформація після руйнування зразка буде меншою.

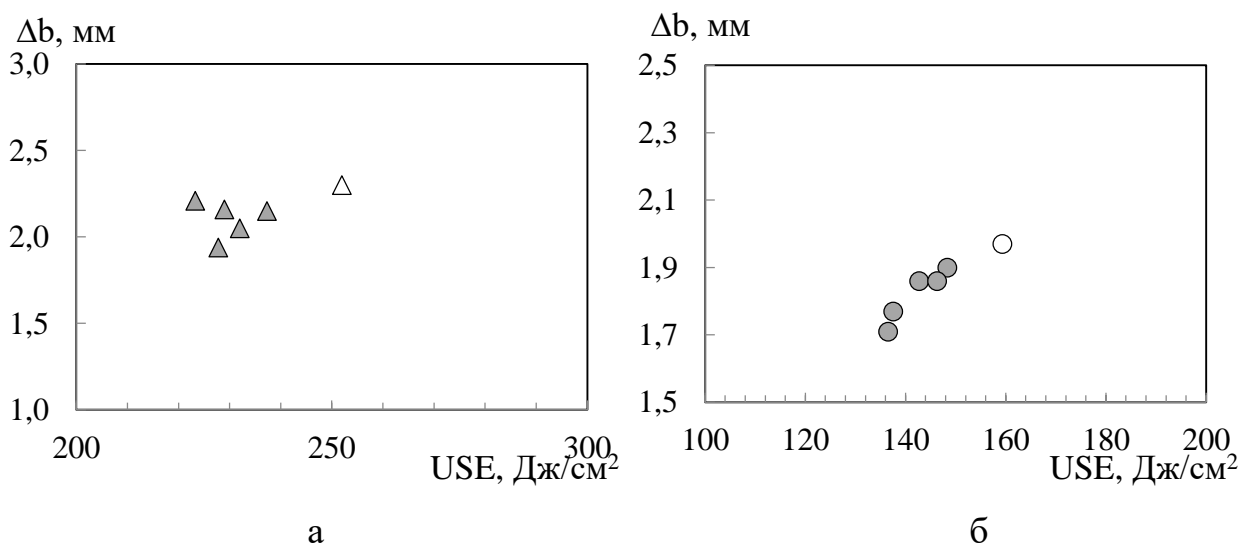


Рис. 5.6 Співвідношення поперечного розширення та ударної в'язкості зразків, випробуваних на верхньому шельфі, для ОМ (а) та металу ЗШ (б) КР енергоблоку ЗАЕС-4 (Δ , \circ – температурні комплекти зразків; \blacktriangle , \bullet – опромінені комплекти)

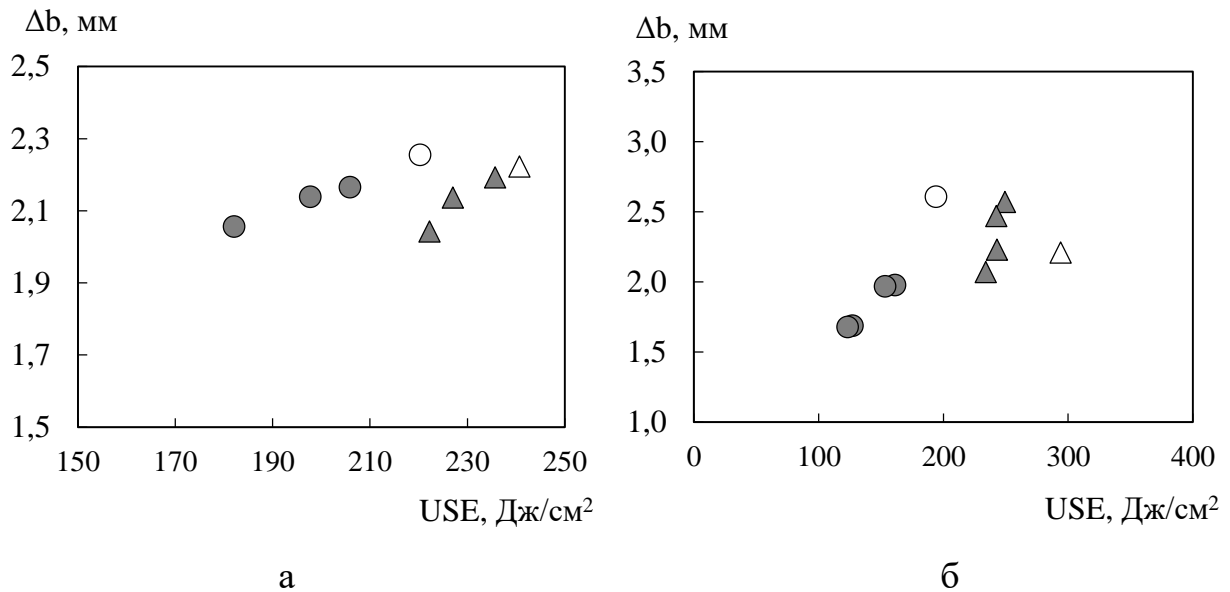


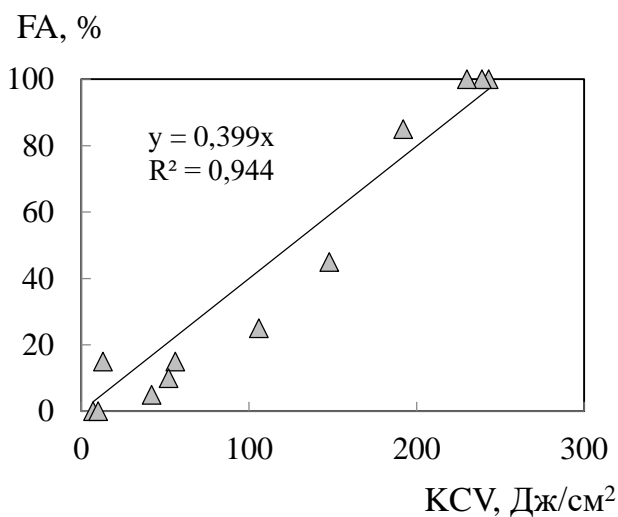
Рис. 5.7 Співвідношення поперечного розширення та ударної в'язкості зразків, випробуваних на верхньому шельфі, для ОМ та металу ЗШ КР енергоблоків ЗАЕС-1 (а) і ЗАЕС-5 (б) (Δ , \circ – неопромінені комплекти зразків ОМ та ЗШ відповідно; \blacktriangle , \bullet – опромінені комплекти ОМ та ЗШ відповідно)

Дані рис. 5.6 і 5.7 свідчать про те, що вказаний ефект чіткіше проявляється для металу ЗШ.

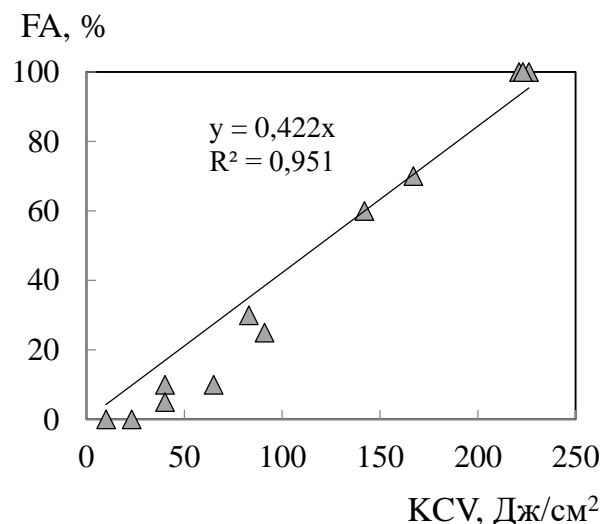
5.2 Вплив опромінення на спротив в'язкому руйнуванню

В'язке руйнування відбувається зазвичай після значної пластичної деформації. Його головними особливостями є повільне просування тріщини і висока енергоємність, обумовлена необхідністю затрати значної роботи пластичної деформації при вершині тріщини. Однак втрата в'язких властивостей небезпечна тим, що опромінений метал навіть у в'язкому стані поглине меншу кількість енергії при руйнуванні у порівнянні з вихідним металом. У діапазоні температур крихко-в'язкого переходу енергія поглинається фактично лише при просуванні в'язкої тріщини і зниження спротиву в'язкому руйнуванню в результаті опромінення, як було показано у попередньому пункті, призведе до того, що зразок також зруйнується раніше.

Такий же висновок можна зробити при аналізі кореляції виду зламу (fracture appearance (FA)) і ударної в'язкості металу. У цьому випадку очікуваною є прямо пропорційна залежність FA від KCV (більша кількість енергії затрачається на руйнування зразка з більшою долею в'язкої складової зламу), про що свідчать експериментальні дані (рис. 5.9). Проте аналіз кутів нахилу (tga) апроксимуючих прямих залежностей FA від KCV для опромінених і неопромінених комплектів зразків показує ріст tga з накопиченням дози нейтронного опромінення (рис. 5.10), тобто для більш опромінених зразків значення кута нахилу апроксимуючої прямої є вищим у порівнянні з менш опроміненими зразками того ж матеріалу. Це говорить про поступову втрату опроміненим металом своїх в'язких властивостей, незалежно від долі крихкої складової у зламі, оскільки одна і та ж кількість поглиненої енергії веде до руйнування більш в'язкого зразка. Цей ефект є більш помітним на початковій стадії опромінення до накопичення металом флюенсу близько $20 \cdot 10^{22}$ нейтр/м². Таким чином, можна говорити про зниження спротиву в'язкому руйнуванню матеріалу під впливом нейтронного опромінення.



а



б

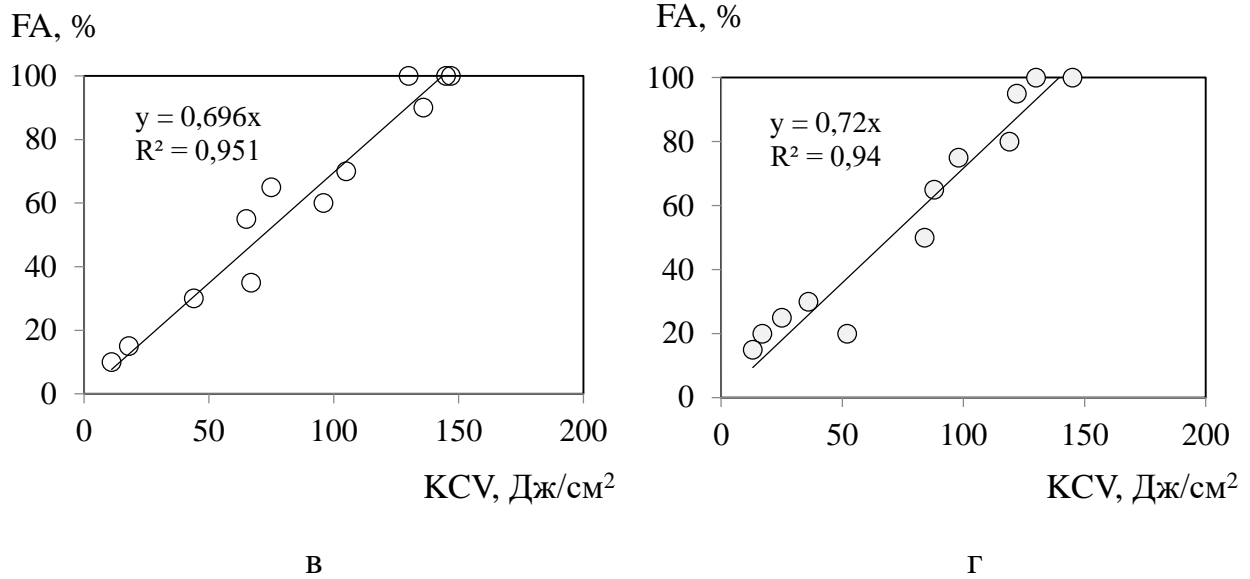
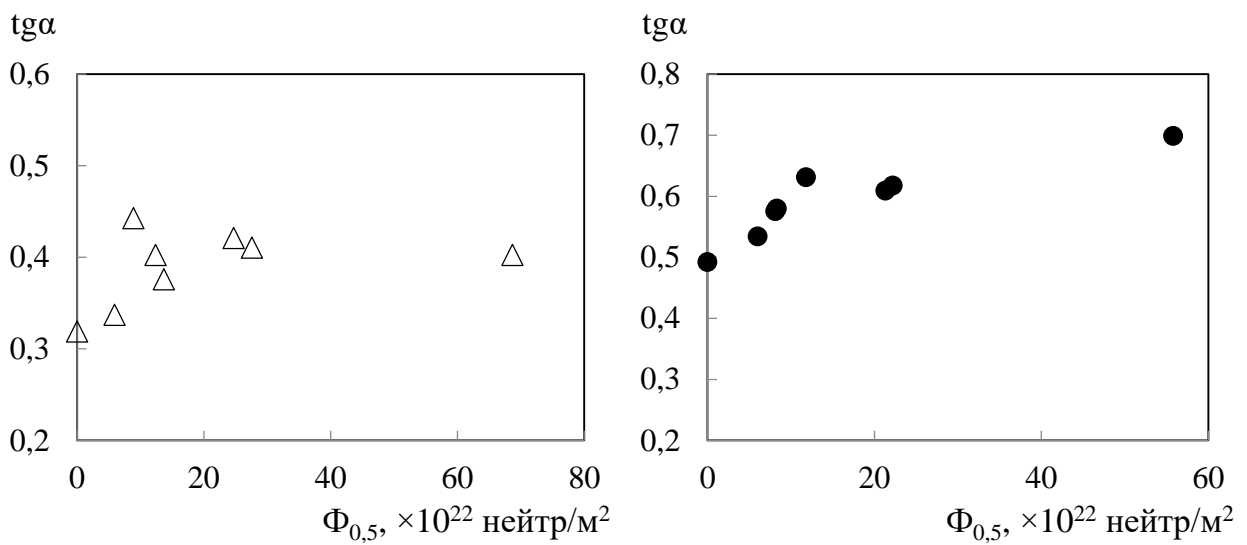


Рис. 5.9 Співвідношення долі в'язкої складової у зламі та ударної в'язкості ЗС третього вивантаження для ОМ (а, б) та металу ЗШ (в, г) КР енергоблоку ЗАЕС-4



а

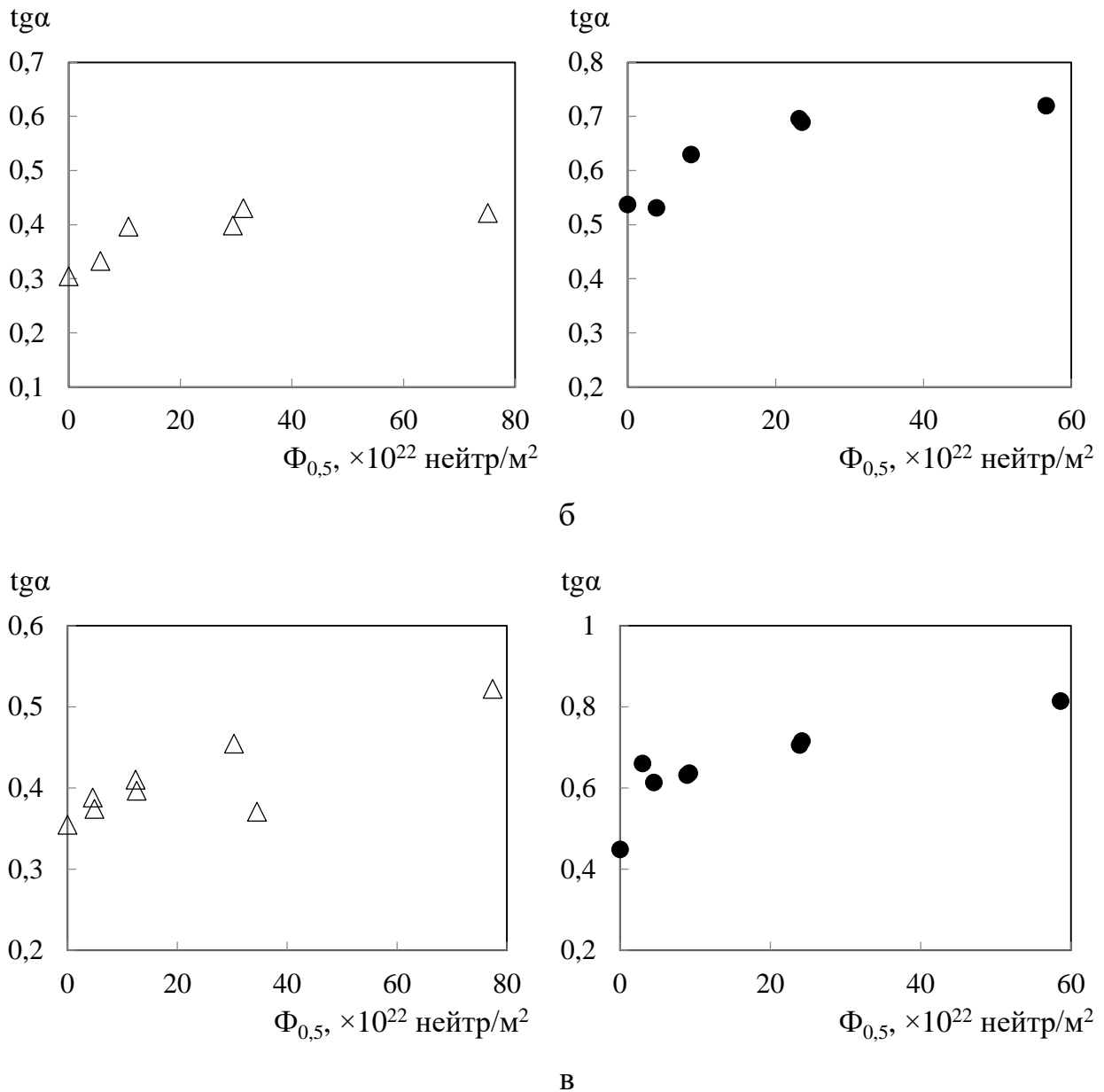


Рис. 5.10 Залежність кута нахилу співвідношення FA та KCV від флюенсу швидких нейтронів для ОМ (Δ) та металу ЗШ (\bullet) КР енергоблоків № 3 (а), 4 (б), 5 (в) ЗАЕС

5.3 Зміна в'язкої складової у зламі на критеріальному рівні ударної в'язкості

Як зазначено у підрозділі 1.5 критерієм окрихчування металу КР є зсув температури крихко-в'язкого переходу, яка визначається на певному критеріальному рівні енергії руйнування, долі в'язкої складової або поперечного

розширення зразка. Критерій визначення ТКВП для температурної залежності ударної в'язкості залежить від границі текучості матеріалу і для металу КР ВВЕР становить 49 або 59 Дж/см². Ця температура є надзвичайно важливою характеристикою металу КР, оскільки її зсув є основною складовою визначення критичної температури крихкості, яка разом з результатами розрахунків на опір крихкому руйнуванню фактично визначає ресурс корпусу. Відповідно до наведеного у підрозділі 5.2 аналізу, доля в'язкої складової у зламі знижується з накопиченням металом флюенсу нейтронів. Таке явище має спостерігатися на будь-якому рівні енергії руйнування. Відслідковування цього зниження на критеріальному рівні ударної в'язкості, при якому визначається ТКВП, становить особливий інтерес і буде розглянуто в даному підрозділі. Для початку потрібно визначити величину FA на критеріальному рівні ударної в'язкості для матеріалів у вихідному стані.

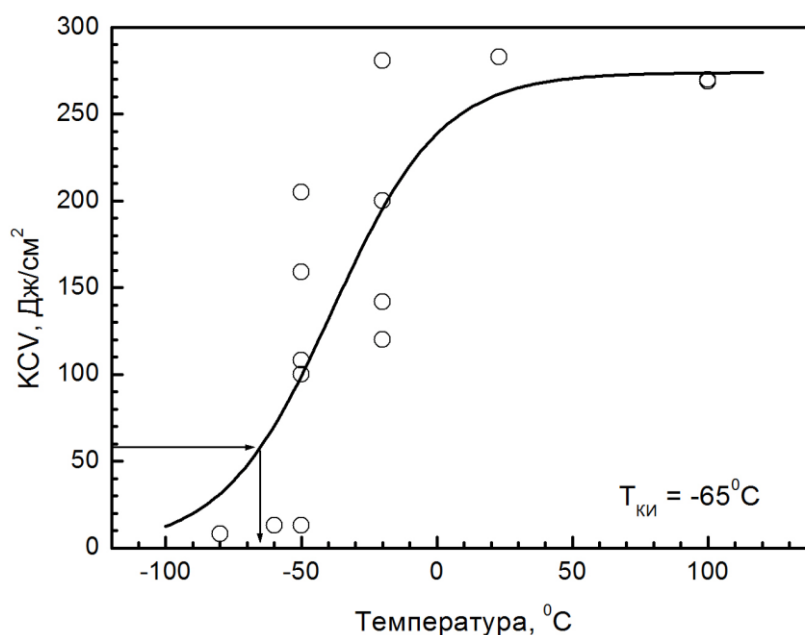
Відповідно до ПНАЕ Г-7-002-86 за результатами випробувань на ударний вигин поряд з температурною залежністю ударної в'язкості для визначення температури крихкості необхідно будувати залежність в'язкої складової у зламі від температури. Однак документ не регламентує форму залежності, якою слід апроксимувати експериментальні дані $FA(T)$. У зв'язку з цим, з метою визначення FA при певному значенні ТКВП та беручи до уваги пряму лінійну кореляцію FA та KCV (див. рис. 5.9) у роботі буде використано залежність (1.3) для опису експериментальних результатів $FA(T)$, замінивши у формулі KCV на FA . Коефіцієнти A і B визначатимуться наступним чином: $A = (FA_{max} - FA_{min})/2$, $B = (FA_{max} + FA_{min})/2$, де $FA_{max} = 100\%$, $FA_{min} = 0$, тоді $A = B = 50\%$. Використання формули (1.3) для апроксимації залежності $FA(T)$ відповідає інженерній практиці при обробці результатів випробувань ЗС металу КР на ударний вигин.

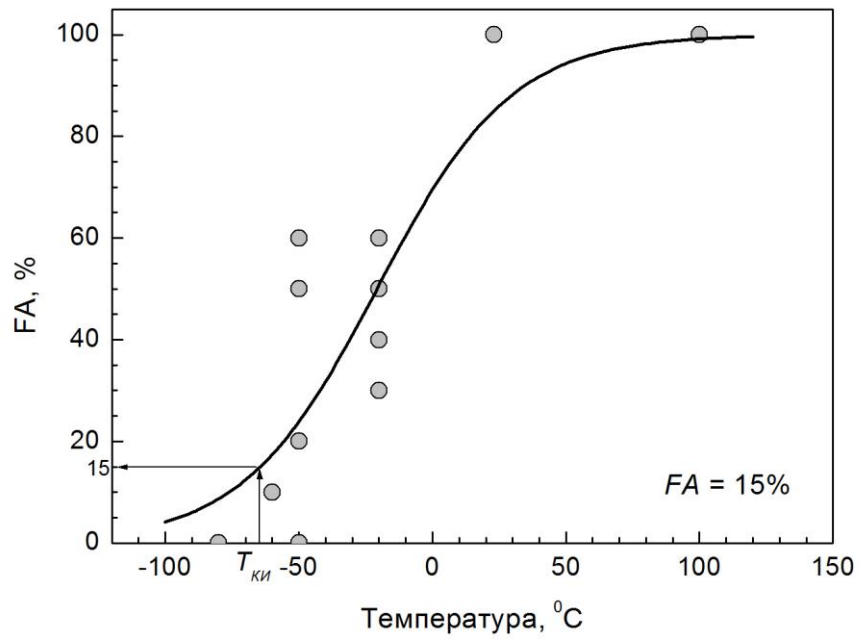
На рис. 5.11-5.12 показано процедуру визначення FA при ТКВП. На першому етапі (рис. 5.11а і 5.12а) визначено перехідні температури (T_{KI}) на температурній залежності ударної в'язкості. Для прикладу взято метал ЗШ КР енергоблоку ЗАЕС-4. З використанням отриманого значення T_{KI} на другому етапі (рис. 5.11б і 5.12б) визначено долю в'язкої складової у зламі при

температурі $T_{ки}$. Експериментальні дані на рисунках 5.11-5.12 апроксимовані функцією гіперболічного тангенсу виду 1.3. Таким чином, отримано значення FA при ТКВП для металу у вихідному сталі.

Аналогічний алгоритм буде застосовано для результатів випробувань зразків в опроміненому стані.

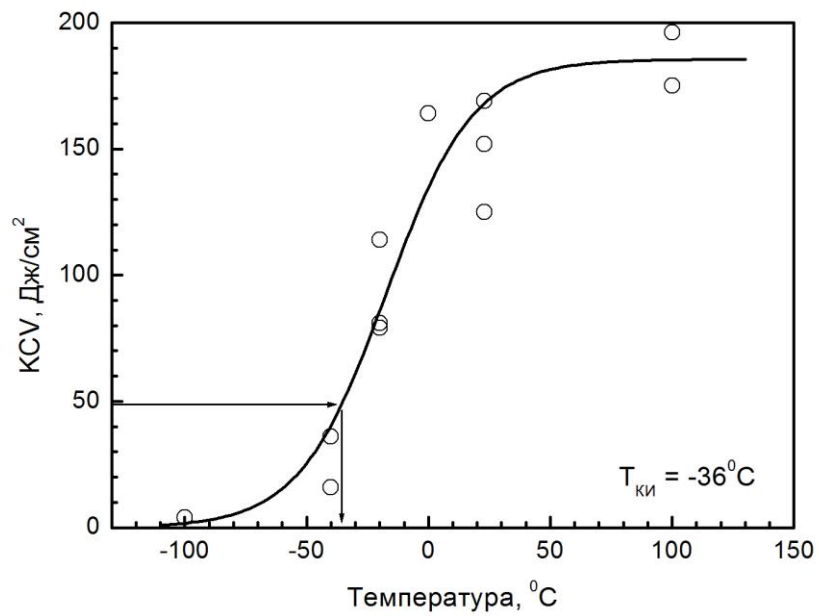
Іншим способом визначення FA для певного рівня KCV є використання лінійної кореляції цих двох характеристик, розглянутих у підрозділі 5.2. Однак такий спосіб не може вважатись коректним через особливості визначення величини верхнього та нижнього шельфів KCV та FA . Енергія руйнування зразків однієї групи на верхньому шельфі може відрізнитися на понад 20 Дж/см², в цей же час для всіх зразків, випробуваних на верхньому шельфі, FA становить 100%. Розкид значень ударної в'язкості на нижньому шельфі є нижчим, ніж на верхньому, тим не менше такі відмінності у визначенні KCV та FA при малій статистичній вибірці (2-3 зразка на рівні верхнього шельфу) можуть впливати на кут нахилу кореляційної прямої KCV та FA і приводити до некоректного визначення FA у перехідній області. У випадку невеликого розкиду експериментальних точок отримані двома способами значення FA практично не відрізняються.



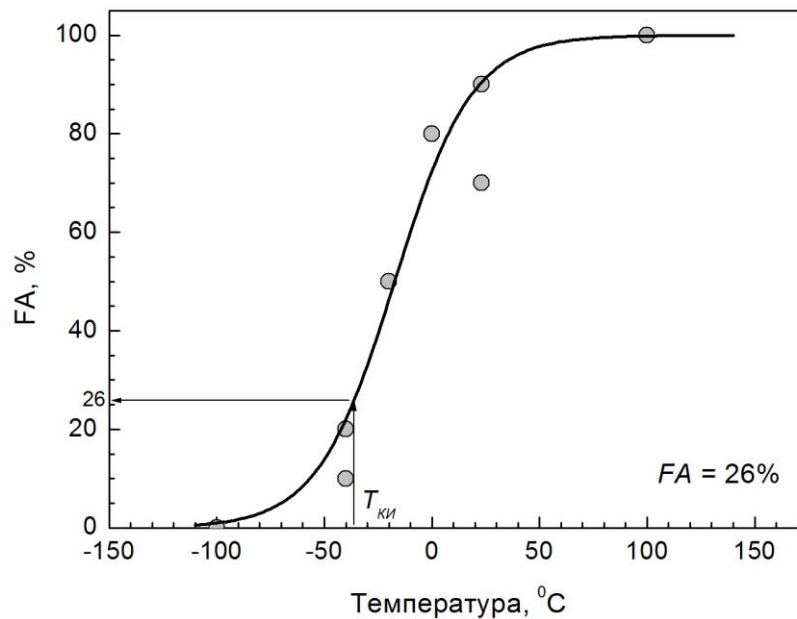


б

Рис. 5.11 Температурні залежності ударної в'язкості (а) та долі в'язкої складової у зламі (б) для ОМ КР ЗАЕС-4



а



б

Рис. 5.12 Температурні залежності ударної в'язкості (а) та долі в'язкої складової у зламі (б) для металу ЗШ КР ЗАЕС-4

На рисунку 5.13 показані значення FA , що відповідають перехідним температурам $T_{ки}$ ОМ (5.13а) та металу ЗШ (5.13б) у вихідному стані для десятих енергоблоків ВВЕР-1000. Експериментальні результати для більшості енергоблоків вкладаються у невеликий діапазон значень стандартного відхилення, що дорівнює 7°C як для ОМ, так і металу ЗШ. Середнє значення FA для ОМ становить 15,4% і дещо вище для металу ЗШ – 23%.

З рисунка 5.13 помітно, що для деяких матеріалів спостерігається значне відхилення значення FA від середнього. Це може бути пов'язане з недостатньою кількістю експериментальних значень, які використано для побудови серіальної кривої Шарпі, а також невисокою точністю визначення долі в'язкої складової у зламі зразків. Як було зазначено у підрозділі 4.3 визначення FA у даній роботі виконувалося візуально шляхом порівняння виду зламу із градууювальними схемами, наведеними у [64].

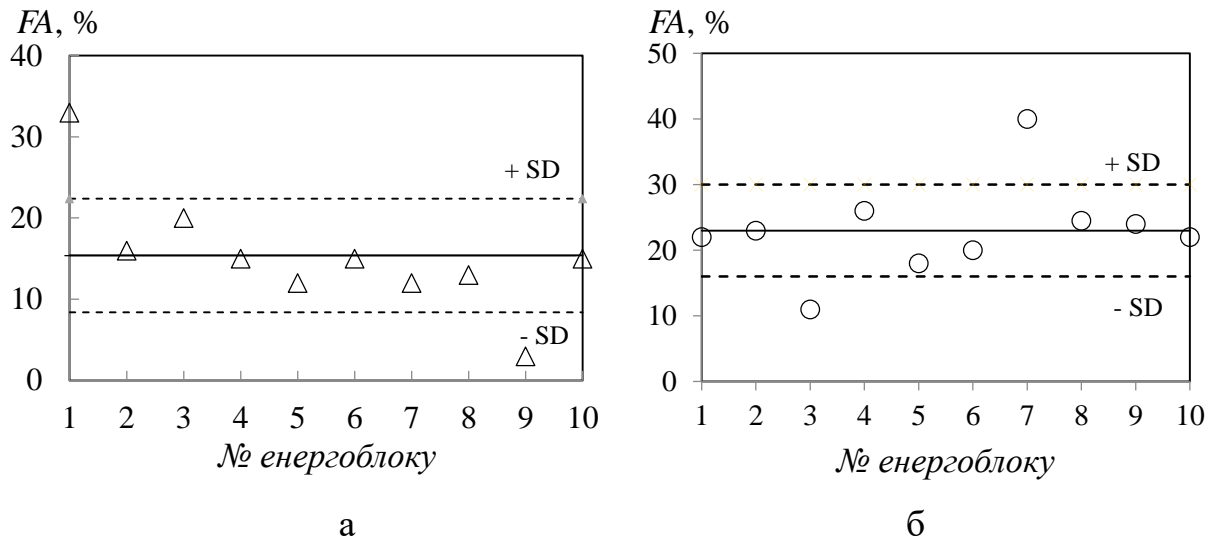
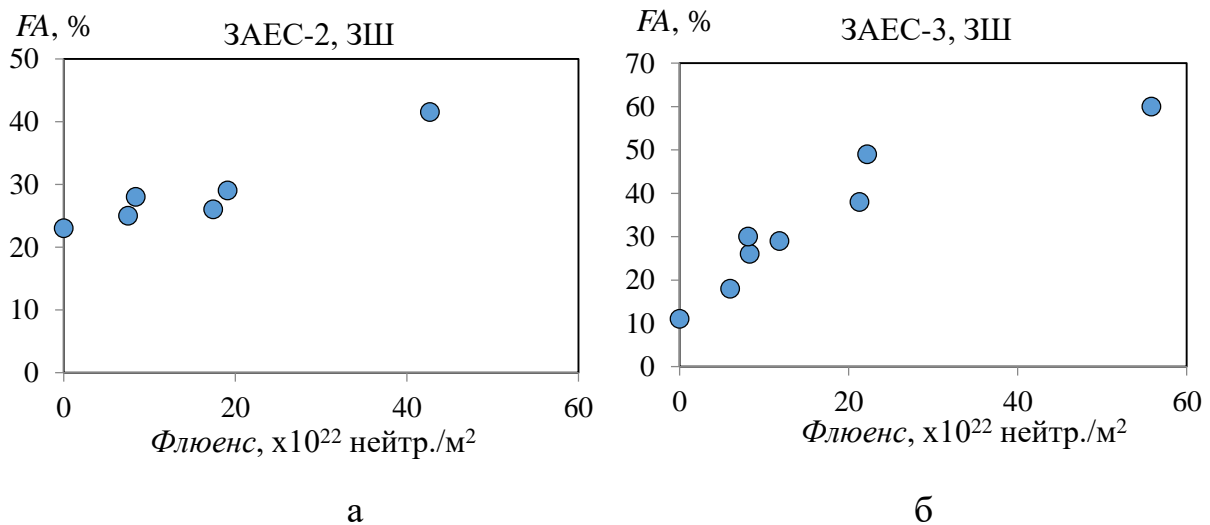


Рис. 5.13 Доля в'язкої складової, визначена на рівні ТКВП для ОМ (а) та металу ЗШ (б) у вихідному стані для КР ВВЕР-1000

На рисунку 5.14 представлено дозові залежності в'язкої складової у зламі, отримані для матеріалу при температурі крихко-в'язкого переходу T_{KH} або T_{KF} .

Рисунки 5.14 (а-г) демонструють явну тенденцію до росту величини FA з накопиченням флюенсу швидких нейтронів. Такий тренд узгоджується з даними, представленими у підрозділах 5.1 та 5.2, та показує, що для одного і того ж рівня енергії доля в'язких волокон у зламі збільшується при вищій дозі нейтронного пошкодження металу.



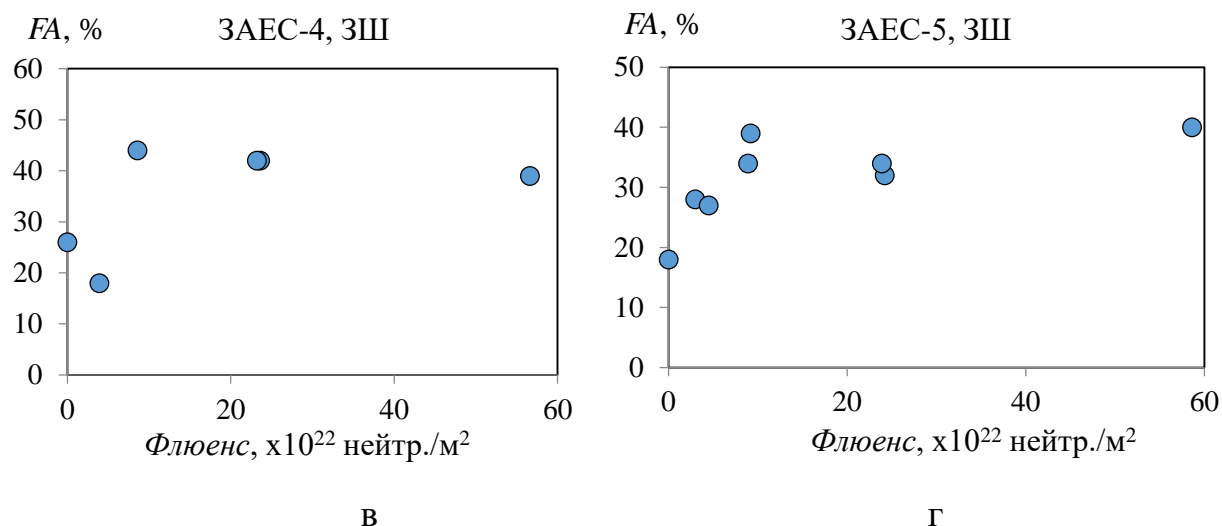


Рис. 5.14 Доля в'язкої складової, визначена на рівні ТКВП для металу ЗШ енергоблоків 2-5 ЗАЕС (а-г відповідно)

Висновки до розділу 5

1. При аналізі експериментальних даних випробувань зразків-свідків металу КР ВВЕР-1000 та ВВЕР-440 виявлено зв'язок ударної в'язкості матеріалів та поперечного розширення зразків після руйнування.

2. Показано, що під дією нейтронного опромінення відбувається одночасне зменшення енергії в'язкого руйнування металу та поперечного розширення зразків.

3. Шляхом побудови графіків дозової залежності кута нахилу кореляції долі в'язкої складової FA та ударної в'язкості показано зниження спротиву в'язкому руйнуванню матеріалу під впливом нейтронного опромінення.

4. Визначено долю в'язкої складової у зламі на критеріальному рівні ударної в'язкості, при якому визначається ТКВП, для матеріалів КР ВВЕР-1000 у вихідному та опроміненому стані.

5. Показано тенденцію збільшення долі в'язкої складової у матеріалі при перехідній температурі з накопиченням флюенсу нейтронів, що вказує на зниження спротиву в'язкому руйнуванню.

Результати експериментальних досліджень даного розділу наведено в таких публікаціях:

1. Кореляція поперечного розширення та ударної в'язкості матеріалів корпусів реакторів ВВЕР-1000 / О. В. Тригубенко // Ядерна фізика та енергетика. – 2014. – Т. 15, № 4. – С. 344-348.
2. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко. Зв'язок поперечного розширення та ударної в'язкості зразків Шарпі сталі корпусів реакторів ВВЕР-1000 в неопроміненому та опроміненому стані // Тези доповідей XXII щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2015. – С. 130-131.

РОЗДІЛ 6

ВПЛИВ ОПРОМІНЕННЯ НА ЕНЕРГІЮ ВЕРХНЬОГО ШЕЛЬФУ КРИВОЇ ШАРПІ

Основним показником зменшення спротиву в'язкому руйнуванню сталі корпусу реактора є ступінь зниження положення *USE* кривої Шарпі. Порівняння кривих Шарпі для вихідного та опроміненого матеріалу дозволяє показати, що вплив опромінення на властивості сталі КР спостерігається не лише в зоні крихко-в'язкого переходу, зсуваючи температуру переходу в область додатних температур, а й в діапазоні температур, що відповідають повністю в'язкому стану металу, знижуючи *USE*. Питання впливу нейтронного опромінення на енергію верхнього шельфу являється малодослідженим для реакторів типу ВВЕР, особливо в умовах довготривалого нейтронного опромінення. Тому в рамках підготовки даного розділу було виконано збір, обробку, аналіз експериментальних даних щодо зміни в'язких властивостей сталі КР ВВЕР-1000, а також оцінку ступеню втрати в'язкості металом відповідно до міжнародних нормативних документів. Крім того розглянуто результати випробувань на ударний вигин зразків-свідків матеріалу ЗШ корпусів реакторів ВВЕР-440, які було повторно опромінено після відновлювального відпалу у реакторі енергоблоку № 1 РАЕС, з точки зору впливу опромінення на енергію верхнього шельфу кривої Шарпі даного матеріалу.

У багатьох міжнародних регулятивних документах питанню падіння *USE* приділена особлива увага. Зазвичай регламентується мінімально допустимий рівень енергії верхнього шельфу. Так, наприклад, застосування інструкції VERLIFE для реакторів типу ВВЕР при визначенні зсуву КТК можливе при значенні *USE* вищому 68 Дж [74]. У додатку G частини 50 глави 10 Code Federal Regulations [75] та нормах ASME [27] вказані вимоги до величини *USE*, яка має бути не нижчою 102 Дж для ОМ та металу ЗШ КР у вихідному стані та 68 Дж протягом всього періоду його експлуатації. Однак падіння *USE* нижче 68 Дж не обов'язково означає існування ризику в'язкого руйнування КР [76]. У цьому

випадку необхідно виконати додаткові випробування (наприклад, зразків механіки руйнування) та аналіз, щоб показати достатній опір металу просуванню тріщини. Такий аналіз передбачений у Додатку К Секції XI ASME Code [77], де подана методика в'язкості руйнування J-R кривої та критерії оцінки падіння *USE*.

Німецький стандарт з безпеки КТА 3203 (6/01) [78] також вказує на обов'язковість контролю положення рівня *USE* для сталі КР. При цьому кількість поглиненої енергії металом на верхньому шельфі має бути більшою 68 Дж. У випадку невиконання цієї вимоги у документі рекомендується підтвердження безпечної експлуатації КР іншими методами, включаючи підходи механіки руйнування.

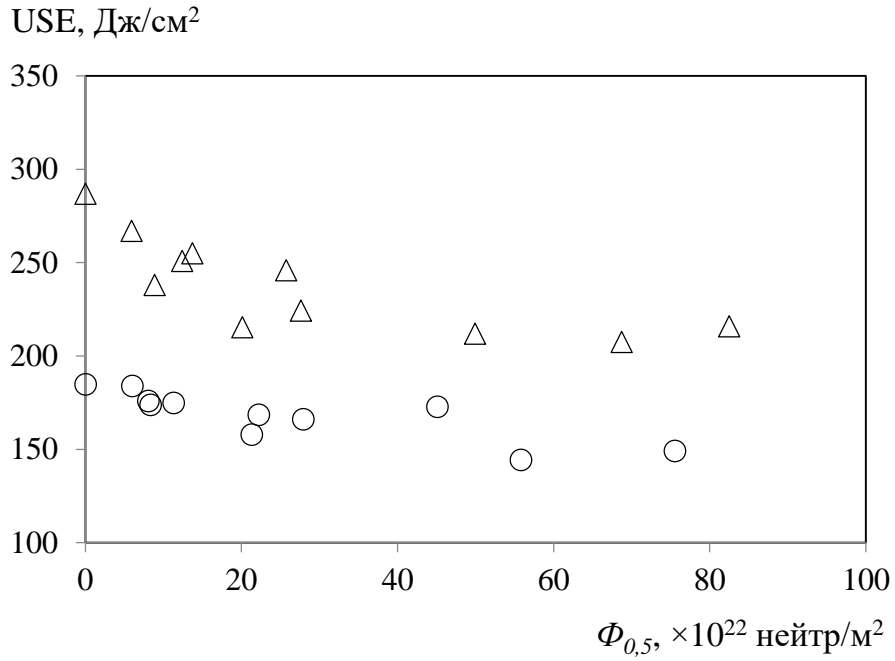
Таким чином, важливість контролю за значенням ударної в'язкості на верхньому шельфі кривої Шарпі підтверджується вимогами нормативних документів країн, що експлуатують корпуси реакторів з водою під тиском.

Контроль стану металу КР українських АЕС ведеться відповідно до ПНАЕ Г-7-008-89. У цьому документі відсутні вимоги щодо визначення положення *USE*, гранично допустимого значення падіння цього параметра і, відповідно, відсутня інформація про трендові зміни *USE* при збільшенні флюенсу на метал КР. Тому в даному розділі проаналізовані зміни, що відбуваються у металі корпусу при різному ступеню опромінення для блоків АЕС України з точки зору величини *USE*.

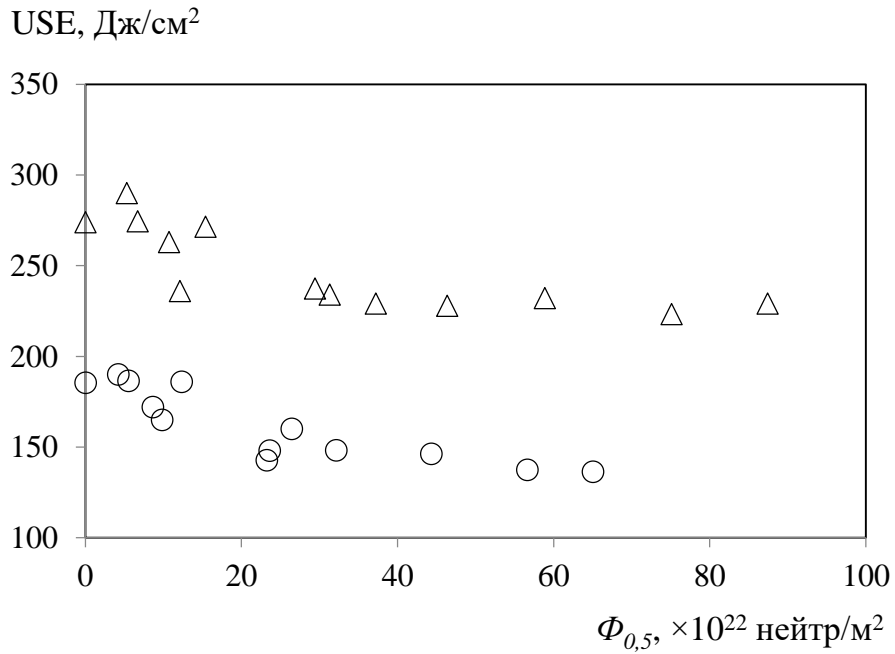
6.1 Вплив опромінення на енергію верхнього шельфу кривої Шарпі для металу КР ВВЕР-1000

Експериментальні залежності зміни положення *USE* від флюенсу швидких нейтронів для блоків ВВЕР-1000 представлені на рис. 6.1а – 6.1г. Наведені результати вказують на поступове падіння енергії руйнування металу з накопиченням дози опромінення. Для ОМ форма залежності носить більш виражений степеневий характер у порівнянні з металом ЗШ. При накопиченні матеріалом флюенсу $\sim(10\div 20)\cdot 10^{22}$ нейтр./м² спостерігається стан насичення

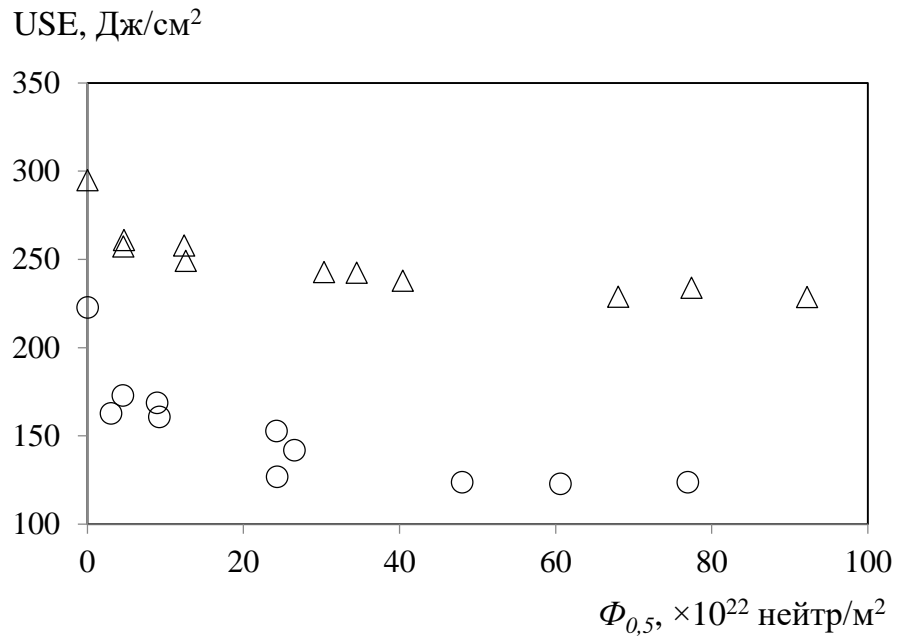
дозової залежності USE . Для металу ЗШ кількість поглиненої енергії на верхньому шельфі продовжує зменшуватися зі збільшенням флюенсу, але не так інтенсивно як на початковому етапі опромінення.



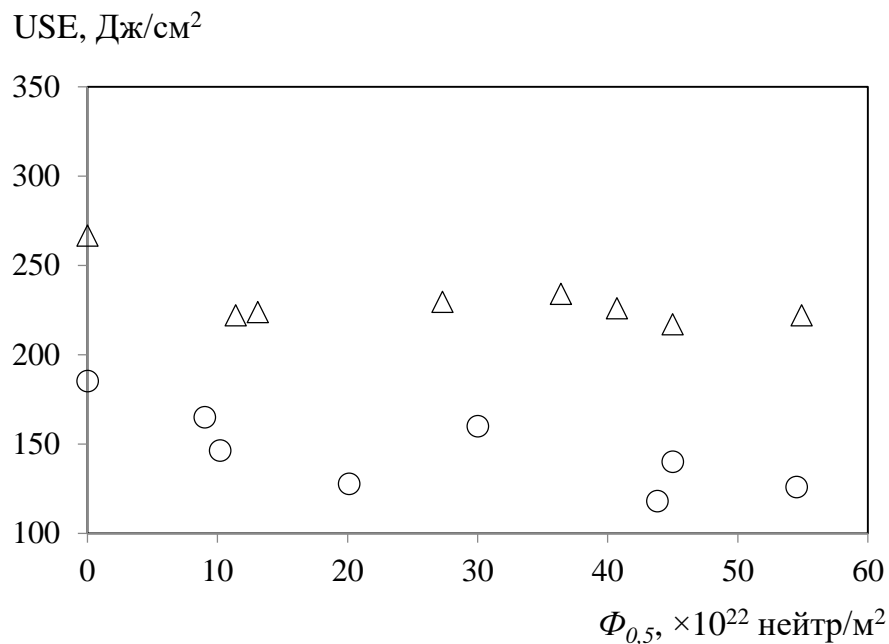
а



б



В



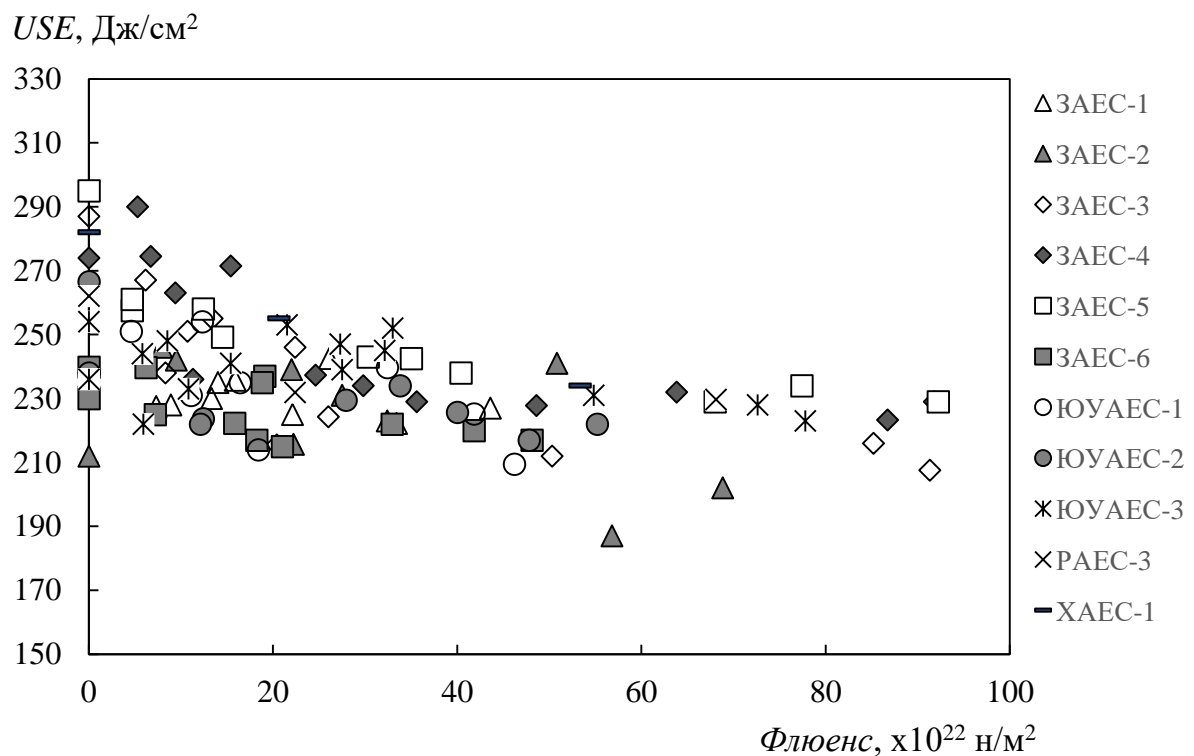
Г

Рис. 6.1 Залежність ударної в'язкості зразків на верхньому шельфі кривої Шарпі від флюенсу нейтронів для ОМ (Δ) та металу ЗШ (○) блоків ЗАЕС-3 (а), ЗАЕС-4 (б), ЗАЕС-5 (в), ЮУАЕС-2 (г)

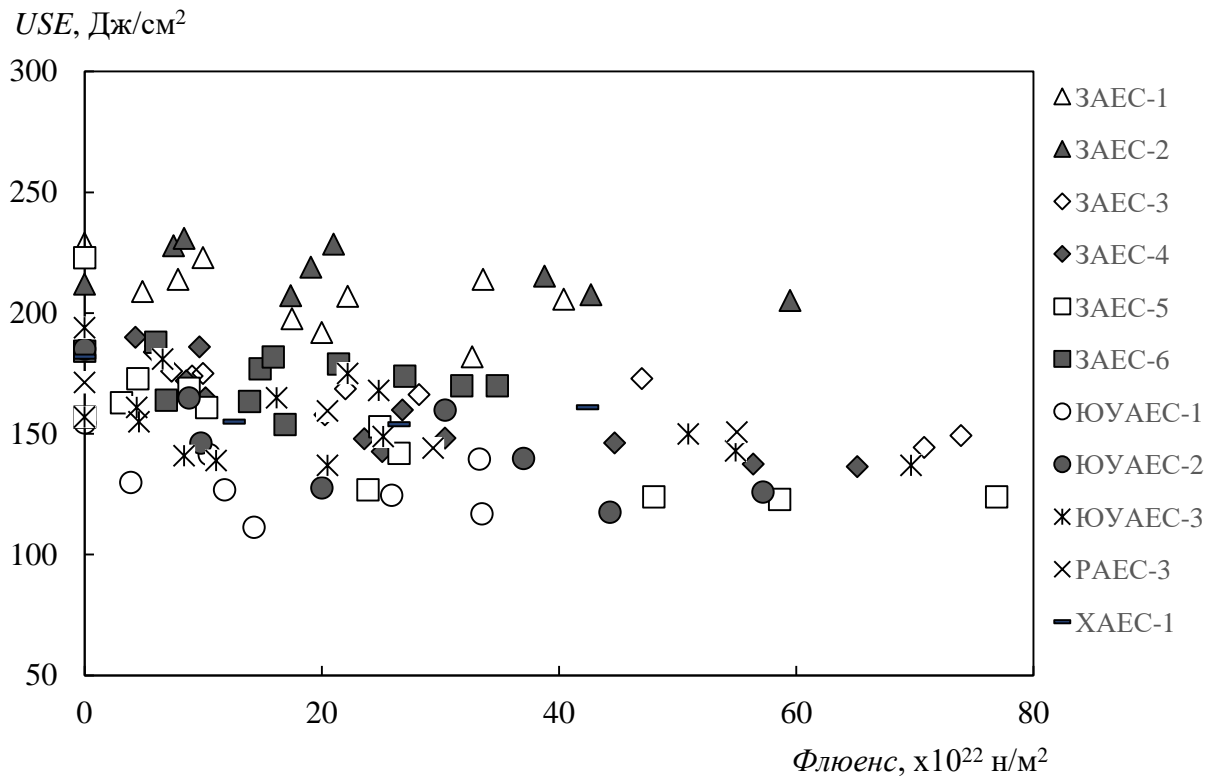
Для наглядного порівняння швидкості втрати в'язкості металами різних корпусів та виявлення найбільш схильних до зниження USE було виконано співставлення результатів дослідження матеріалів КР на спільному графіку. На

рис. 6.2 виконано узагальнений збір абсолютних значень USE для ОМ (а) та металу ЗШ (б) блоків ВВЕР-1000, що експлуатуються в Україні. Для даного аналізу було використано результати випробувань штатних та реконструйованих зразків. Графіки демонструють різну поведінку ОМ та металів ЗШ. ОМ для різних корпусів виявляє схожу тенденцію у зниженні в'язкості металу з накопиченням флюенсу, в цей же час USE для металів ЗШ знижується відмінно для кожного окремого блоку, що проявляється у значному розкиді даних.

Серед узагальнених даних для ОМ можна відмітити дещо нижчі значення енергії в'язкого руйнування на верхньому шельфі для металу КР ЗАЕС-2 при флюенсі близько $60 \cdot 10^{22}$ нейтр./м², що узгоджується з високою швидкістю окрихчування цього металу [79]. Особливістю даного корпусу є низьке значення USE для ОМ у вихідному стані, що практично співпадає зі значенням для зварного шва, а також значний вклад термічного старіння в окрихчування матеріалу. У зв'язку з цим ОМ КР ЗАЕС-2, на відміну від більшості КР ВВЕР-1000, є критичним елементом з точки зору радіаційного окрихчування.



а

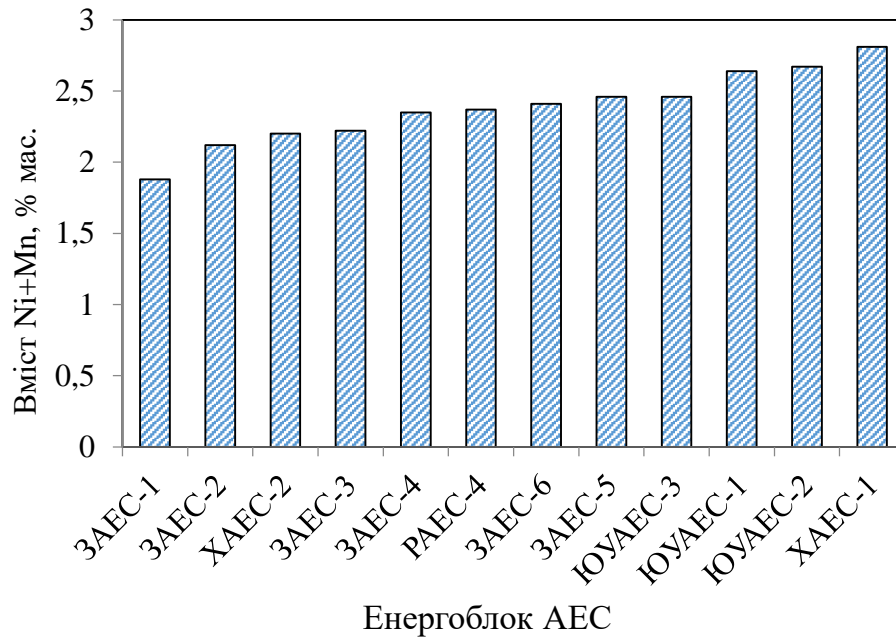


б

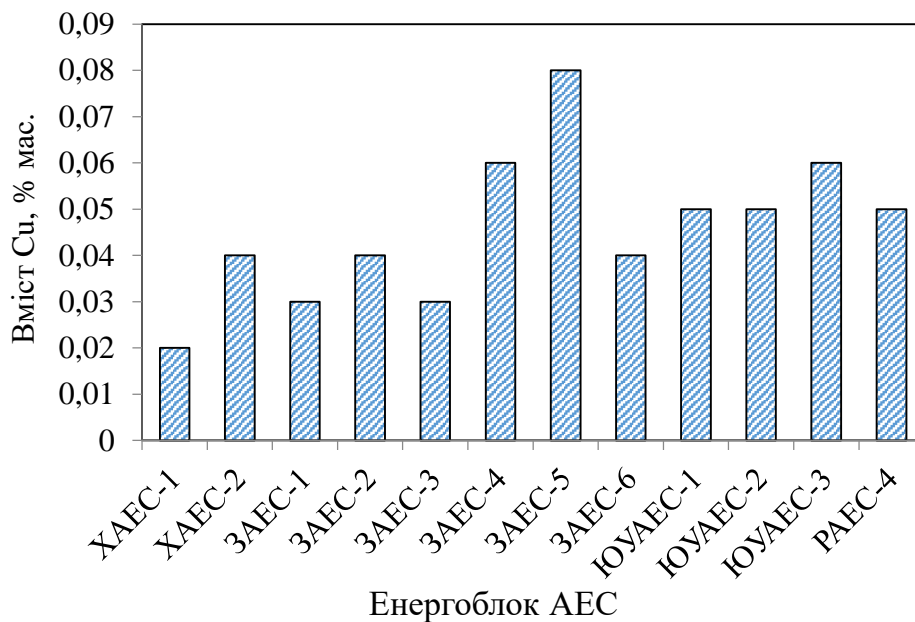
Рис. 6.2 Узагальнена залежність ударної в'язкості зразків на верхньому шельфі кривої Шарпі від флюенсу нейтронів для ОМ (а) та металу ЗШ (б)

Аналіз узагальнених даних для металу ЗШ показав, що найвищі значення ударної в'язкості на верхньому шельфі у вихідному стані та протягом експлуатації КР має метал корпусів ЗАЕС-1 та ЗАЕС-2. Дані щодо положення USE для зварних швів металів КР ЮУАЕС-1, 2 та ЗАЕС-5 лежать на графіку найнижче (117 Дж/см² при флюенсі $33,5 \cdot 10^{22}$ нейтр/м², 118 Дж/см² при $44,3 \cdot 10^{22}$ нейтр/м², 123 Дж/см² при $58,6 \cdot 10^{22}$ нейтр/м²). Такий розподіл корпусів за в'язкістю може залежати від хімічного складу зварних швів. Останні наукові дослідження показують, що основними елементами, які впливають на швидкість окрихчування, є мідь, нікель та марганець [80, 21], а також сумарна масова доля Ni та Mn у сплаві [10, 81], тому аналіз сукупного вмісту Ni та Mn у зварних швах розгляданих корпусів (рис. 6.3) дозволив виявити, що для металів з найнижчим вмістом цих елементів рівень USE є вищим. Відповідно, зварні шви КР з максимальною долею вказаних хімічних елементів, ЮУАЕС-1, 2 та ЗАЕС-5, при

руйнуванні показують найменшу в'язкість металу при різному значенні флюенсу нейтронів. Зварний шов корпусу енергоблоку ХАЕС-1 теж містить значну кількість Ni та Mn, однак вміст міді є найнижчим серед усіх зварних швів розглянутих корпусів (рис. 6.3б), що може вплинути на невисоку швидкість зниження *USE*.



а



б

Рис. 6.3 Розподіл сумарної масової долі Ni і Mn (а) та Cu (б) у зварних швах

З рисунків 6.2 помітно, що матеріали різних корпусів у вихідному стані мають різне значення USE . Основний метал характеризується діапазоном USE $212 \div 295$ Дж/см² (рис. 6.4а), а метал ЗШ – $155 \div 229$ Дж/см² (рис. 6.4б). У цьому випадку важливо порівняти зниження USE відносно початкового значення, що дозволить виявити матеріал, для якого втрата в'язкості під впливом нейтронного опромінення відбувається найбільш швидко. Відносна зміна величини верхнього шельфу (USE^{rel}) визначалася за формулою:

$$USE^{rel} = (1 - USE^{irr}/USE^{unirr}) \cdot 100\%, \quad (6.1)$$

де USE^{unirr} – ударна в'язкість при температурах верхнього шельфу для матеріалу у вихідному стані; USE^{irr} – ударна в'язкість при температурах верхнього шельфу для матеріалу в опроміненому стані.

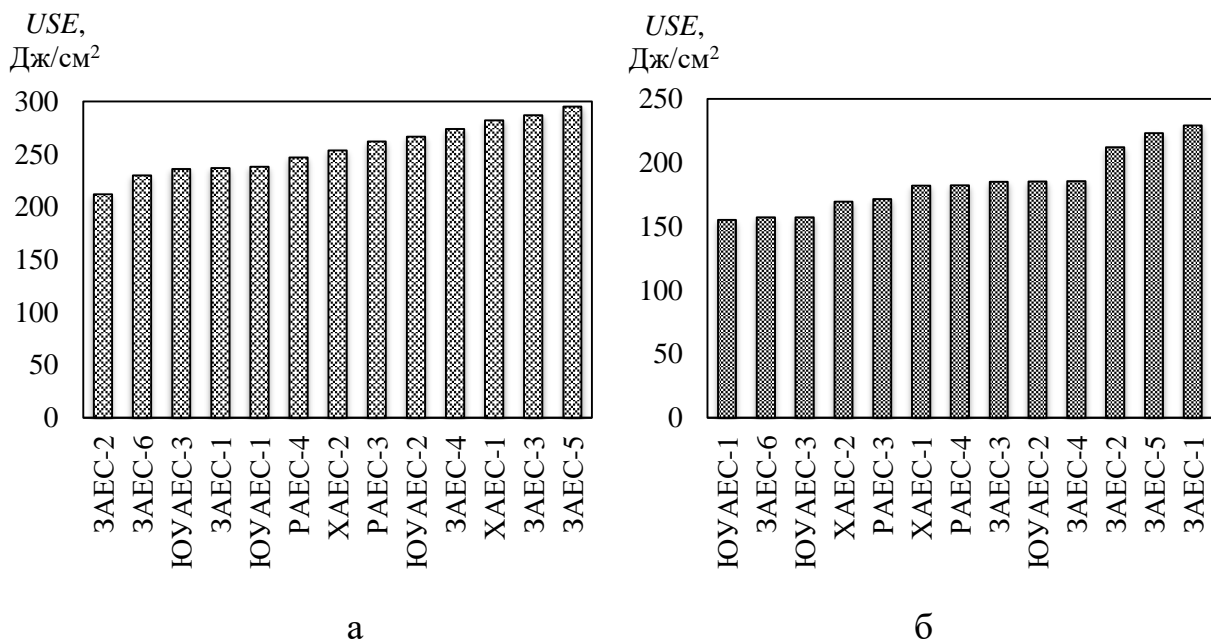
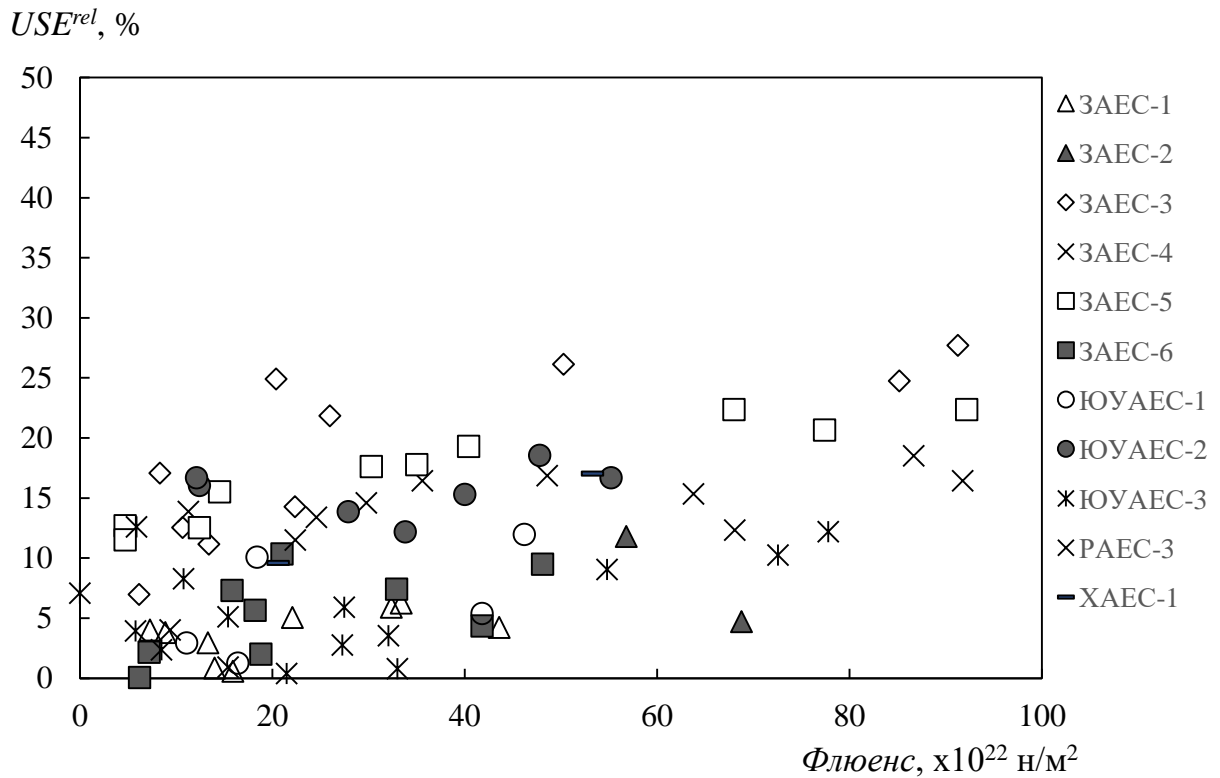


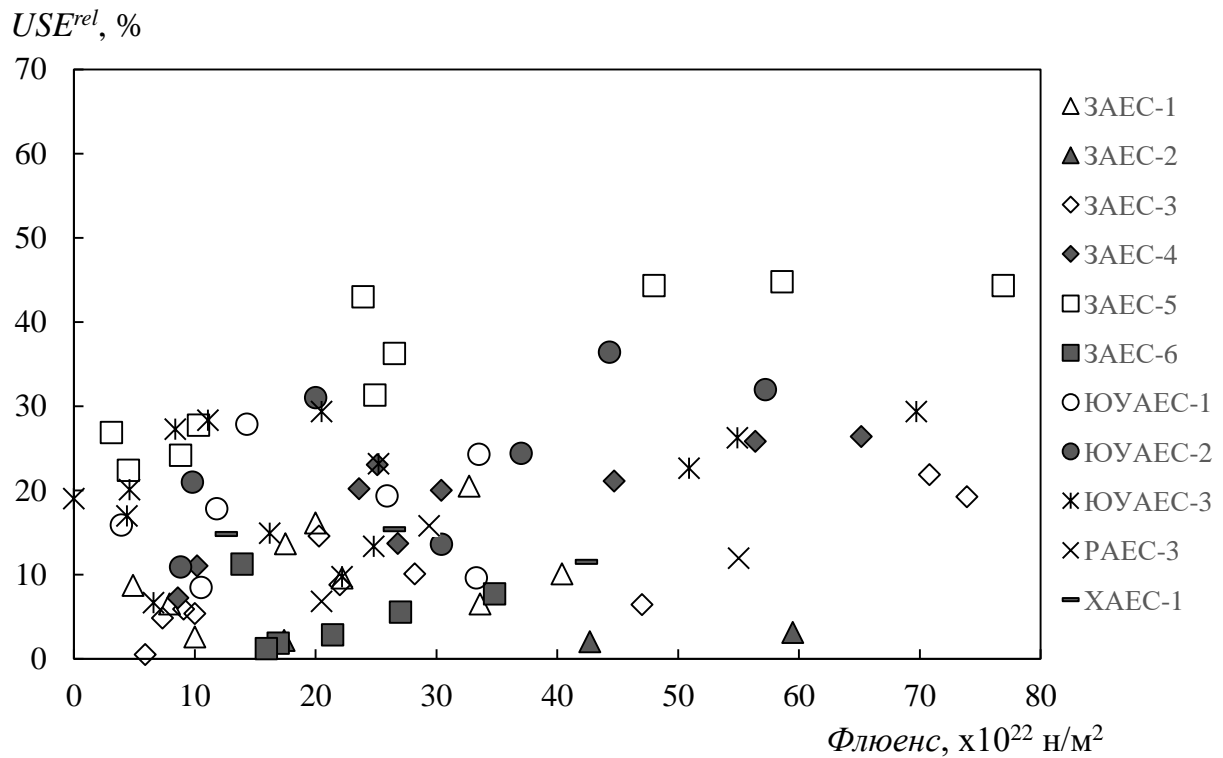
Рис. 6.4 Розподіл USE для ОМ (а) та металу ЗШ (б) для КР ВВЕР-1000 у вихідному стані

Дозові залежності величини USE^{rel} представлено на рис. 6.5. За даними рисунку помітно, що найбільш різкий спад ударної в'язкості спостерігається для ОМ КР ЗАЕС-3. Максимальні значення USE^{rel} становлять 26-28%.

Для декількох блоків USE^{rel} металу ЗШ перевищують значення 30%. Відносне зниження ударної в'язкості металу шва КР ЮУАЕС-2 становить 36%, а максимальне падіння цієї характеристики для КР ЗАЕС-5 – майже 45%. Тобто, найбільш чутливою до нейтронного опромінення виявилася величина USE для металу ЗШ КР блоку ЗАЕС-5, що, скоріш за все, обумовлене підвищеним вмістом нікелю, марганцю та міді (див. рис. 6.3).



а

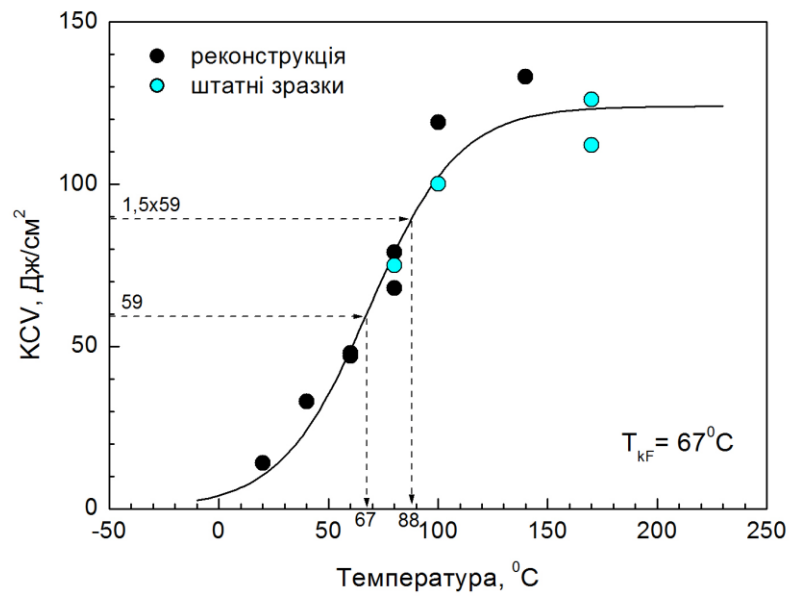


б

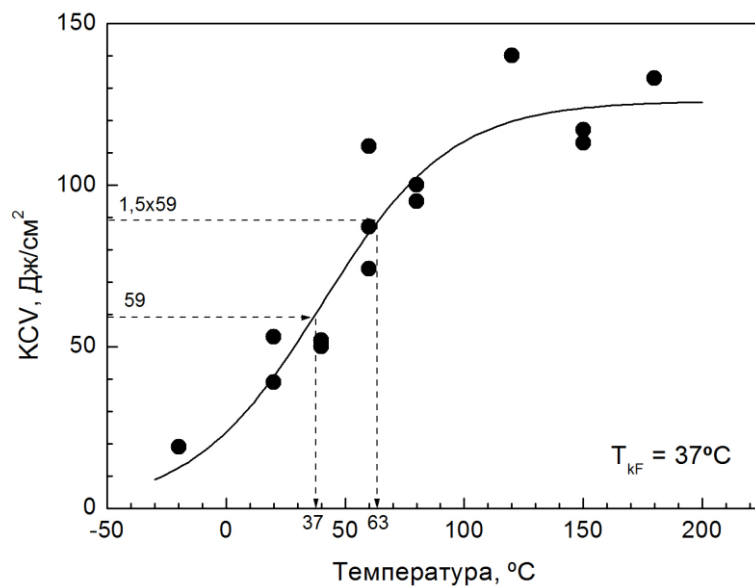
Рис. 6.5 Дозова залежність відносного зниження ударної в'язкості зразків на верхньому шельфі кривої Шарпі для ОМ (а) та металу ЗШ (б)

Якщо оцінювати ступінь падіння USE за міжнародними нормативними документами, то жоден з корпусів не виходить за межі його безпечної експлуатації з точки зору втрати металом в'язких властивостей. З урахуванням тенденції до подальшого зниження ударної в'язкості на верхньому шельфі як для ОМ, так і для металу ЗШ немає небезпеки до перевищення значення USE ліміту 68 Дж (~ 85 Дж/см²) до накопиченням металом проектного флюенсу, а також у період довгострокової експлуатації КР.

Варто відзначити, що для всіх досліджуваних матеріалів КР ВВЕР-1000 нахил кривих Шарпі був незначний, що дозволило при визначенні температури крихко-в'язкого переходу використати критеріальний рівень KCV_I . Таким чином навіть для матеріалів з низьким рівнем USE визначення T_{KF} виконувалось на прямолінійній ділянці перехідної зони кривої Шарпі, як показано на рис. 6.6.



а



б

Рис. 6.6 Температурні залежності ударної в'язкості для ЗС металу ЗШ КР ВВЕР-1000: а) ЗАЕС-5, комплект 3Л, група 3, $\Phi_{0,5} = 76,9 \cdot 10^{22}$ нейтр/м²; б) ЮУАЕС-2, комплект 4Л, група 1, $\Phi_{0,5} = 43,8 \cdot 10^{22}$ нейтр/м²

Явна схильність металу КР до зниження USE заставляє звернути увагу на дану проблему для КР і, як наслідок, виникає необхідність вести моніторинг змін, що відбуваються у матеріалі. У цьому випадку постає питання про

допустимі границі зниження величини USE . Оскільки такі границі не передбачені у нормативних документах, якими обґрунтовується безпечна експлуатація корпусів реакторів в Україні, то вони мають бути введені при розробці нових вимог. Застосування нових лімітів може бути прийнятим з урахуванням міжнародного досвіду та результатів даного дослідження.

6.2 Зниження енергії в'язкого руйнування повторно опромінених після відновлювального відпалу матеріалів КР ВВЕР-440

Відповідно до програми ЗС КР енергоблоку № 1 РАЕС після проведення відновлювального відпалу КР було виконано три вивантаження комплектів ЗС, які включали різні групи зразків металу ЗШ. У зв'язку з цим, виконати оцінку зміни USE можна для ОМ та трьох груп металу ЗШ. На рис. 6.7 і 6.8 представлено залежності USE від флюенсу нейтронів для ОМ, груп МШ РАЕС-1 (ВФ), МШ РАЕС-1 (НФ) та НВ-2.

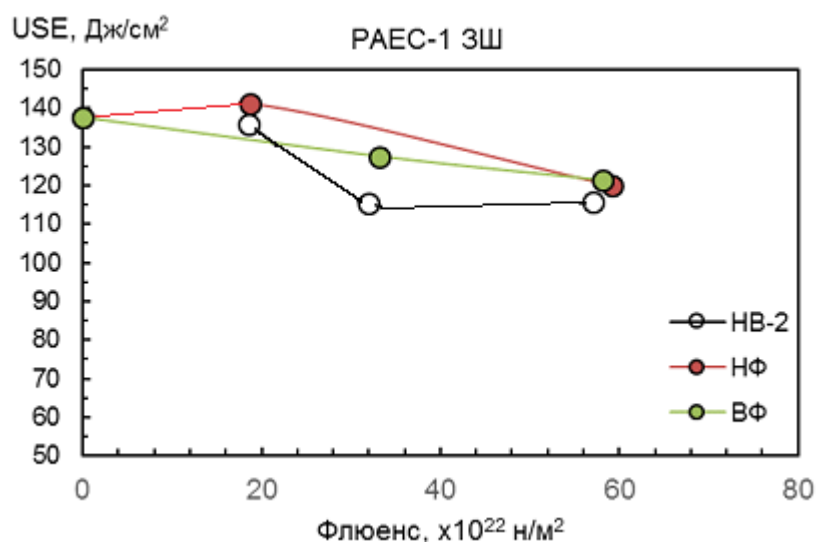


Рис. 6.7 Залежність ударної в'язкості зразків на верхньому шельфі кривої Шарпі від флюенсу нейтронів для ЗС металу ЗШ КР ВВЕР-440 з різним вмістом фосфору

Аналогічно до поведінки металу КР ВВЕР-1000 результати випробувань ЗС металу ЗШ КР ВВЕР-440 демонструють схильність до зниження USE. Для ОМ зниження USE не спостерігається. Така поведінка ОМ узгоджується з незначним зсувом ТКВП цього матеріалу, що буде продемонстровано далі.

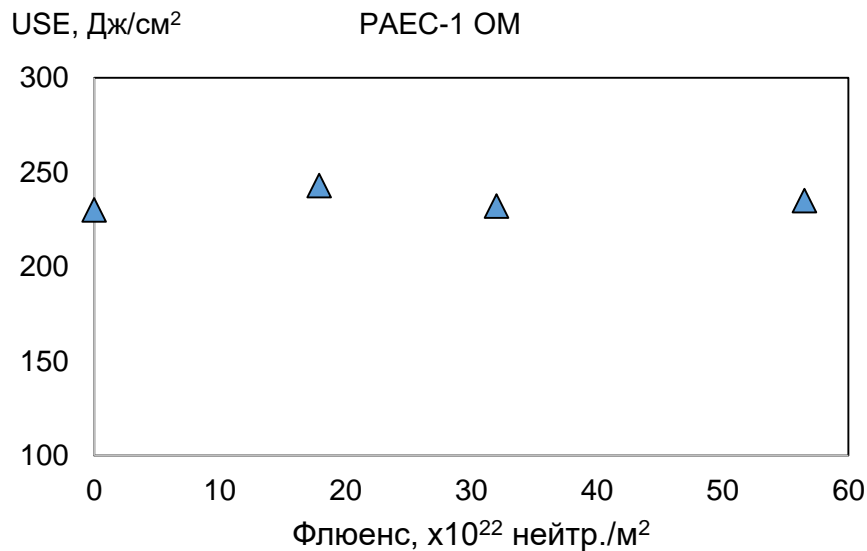


Рис. 6.8 Залежність ударної в'язкості зразків на верхньому шельфі кривої Шарпі від флюенсу нейтронів для ЗС основного металу КР енергоблоку № 1 РАЕС

Кількісні результати визначення *USE* для всіх груп зразків, що включено до комплекту третього вивантаження наведено у табл. 6.1.

Таблиця 6.1

Результати визначення енергії руйнування ЗС верхнього шельфу для матеріалів КР ВВЕР-440

Група зразків	Вміст фосфору, %	Флюенс, $\times 10^{22}$, нейтр./м ²	USE, Дж/см ²
РАЕС-1 НФ	0,032	18,7	141
НВ-2	0,039	18,5	136
РАЕС-1 ВФ	0,035	33,2	128
НВ-2	0,039	32	115
МШ-А гр.1	0,051	33,5	106
МШ-А гр.2	0,051	33,2	97

Група зразків	Вміст фосфору, %	Флюенс, $\times 10^{22}$, нейтр./м ²	USE, Дж/см ²
МШ-D гр.1	0,041	32,9	108
МШ-D гр.2	0,041	33,7	105
РАЕС-1 ВФ	0,036	58,2	121
РАЕС-1 НФ	0,031	59,2	120
НВ-2	0,039	57,1	116
МШ-А гр.2	0,051	60	93
МШ-В гр.2	0,039	59,5	109
МШ-D гр.2	0,041	60,2	99
МШ-28	0,029	58,3	139
МШ-37	0,036	59	93

Дані табл. 6.1 показують, що значення USE для більшості матеріалів суттєво нижчі у порівнянні з розглянутими раніше для матеріалів ЗШ КР ВВЕР-1000. Більш детальний аналіз дозволяє продемонструвати явну пропорційну залежність між вмістом фосфору в металі і положенням верхнього шельфу для матеріалів ЗШ третього вивантаження (рис. 6.9). Виняток становить тільки група зразків 501-НР, до складу якої входило 10 зразків. Пояснення високого значення USE і низького T_{KR} ЗШ 501-НР вимагає виконання додаткового дослідження і більш глибокого аналізу даних.

Низькі значення USE зумовили необхідність виконання додаткового аналізу результатів випробувань зразків Шарпі та визначення температури T_{KR} , що було виконано в рамках даного дослідження.

На рис. 6.10а представлено температурну залежність ударної в'язкості для групи зразків з середнім вмістом фосфору 0,029% – одна із найнижчих концентрацій фосфору серед досліджених груп зразків. Для визначення ТКВП використовується критеріальний рівень $KCV_I = 59$ Дж/см², оскільки $T_I = 126^\circ\text{C} > (T_2 - 30) = 119^\circ\text{C}$. Зразки групи 2 (рис. 6.10б) підбрано із середнім вмістом фосфору 0,031%. Як видно з рисунку, вищий вміст фосфору спричинює підвищене окрихчування матеріалу, що проявляється у величині ТКВП, а також непрямо на це може вказувати і нахил апроксимуючої кривої. Досвід обробки

результатів випробувань ЗС свідчить про зміну кута нахилу кривої Шарпі для комплектів зразків з різним ступенем радіаційного окрихчування: апроксимуюча крива для більш окрихчених матеріалів зазвичай є більш пологою у порівнянні з менш окрихченими. Для визначення ТКВП групи МШ РАЭС-1 (НФ) було застосовано критерій $KCV_{II} = 88,5 \text{ Дж/см}^2$, а $T_{KR} = T_{2-30}$. При цьому з графіка помітно, що точка перетину горизонталі KCV_{II} лежить вище за KCV_I і суттєво ближче до рівня USE .

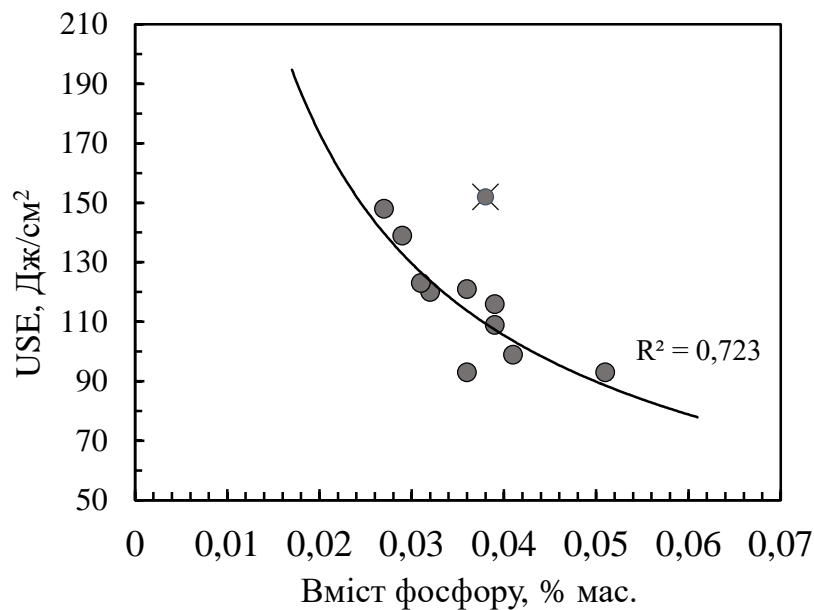


Рис. 6.9 Залежність USE від вмісту фосфору в металі ЗШ

Для груп зразків з вищим значенням вмісту фосфору для визначення температури T_{KR} також буде застосовуватися критерій KCV_{II} (рис. 6.11а-г). Рис. 6.11в, 6.11г становлять особливий інтерес, оскільки вміст фосфору у металі є максимальним серед груп ЗС, що входять до нової програми ЗС КР РАЕС-1.

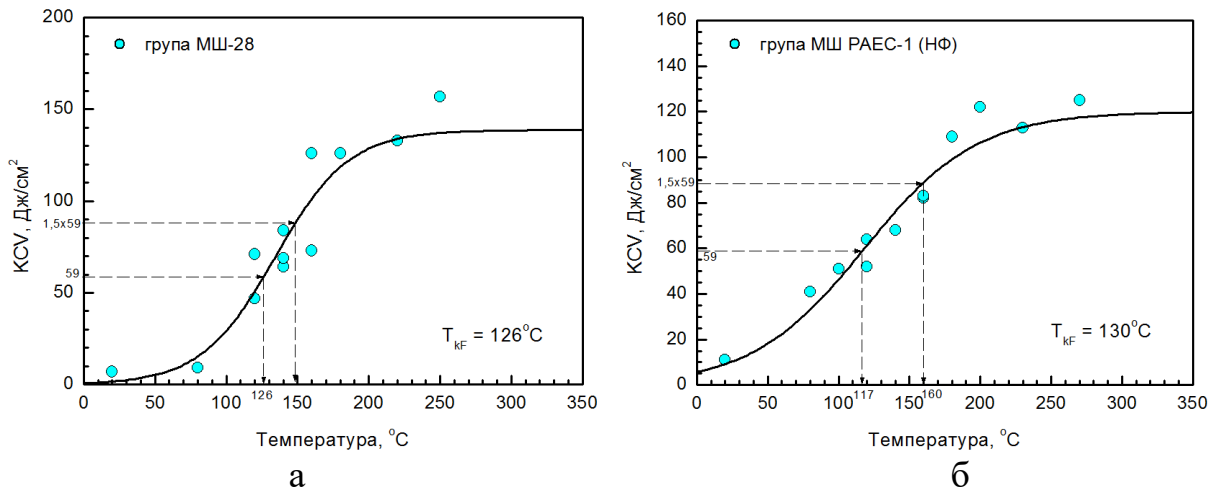


Рис. 6.10 Температурні залежності ударної в'язкості металу ЗШ КР ВВЕР-440 з вмістом фосфору 0,029% (а) та 0,031% (б)

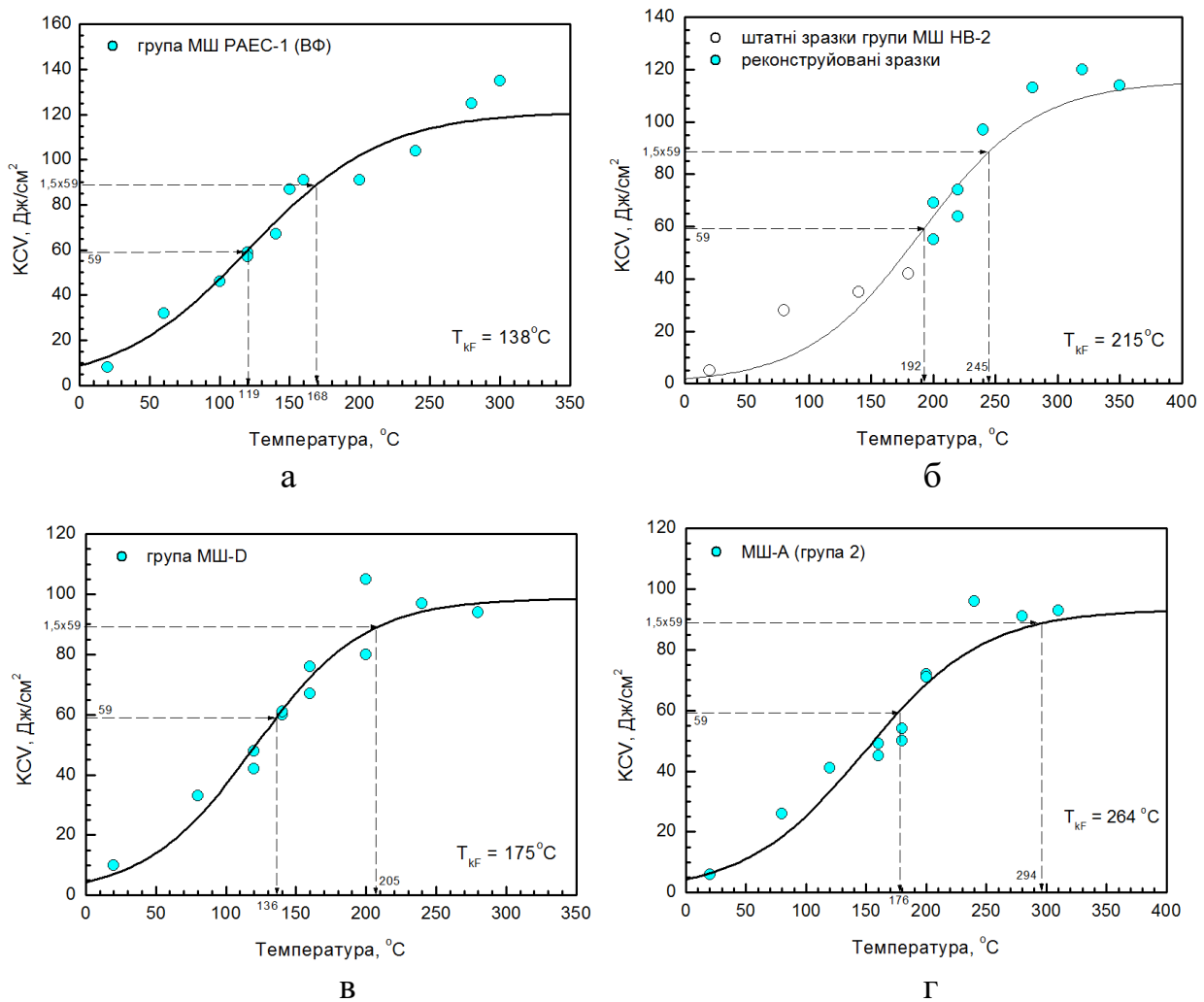


Рис. 6.11 Температурні залежності ударної в'язкості металу ЗШ КР ВВЕР-440 з вмістом фосфору 0,035-0,037% (а), 0,039% (б), 0,041% (в) та 0,051% (г)

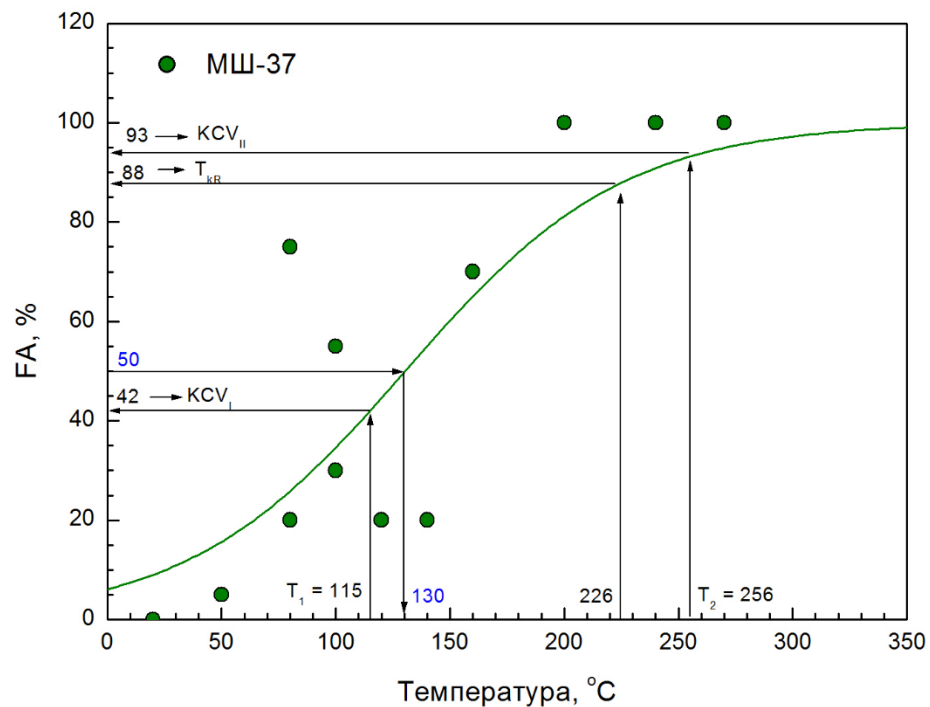
Результат цього аналізу дозволяє виявити важливу особливість практичного застосування методики оцінки ТКВП за ПНАЕ Г-7-002-86. Для матеріалів груп МШ-D і МШ-A (див. рис. 6.11в та 6.11г відповідно) значення USE є досить низьким (99 Дж/см^2 і 93 Дж/см^2 відповідно) і тому воно досить близьке до значення критеріального рівня KCV_{II} , що призводить до штучного завищення температури T_{KR} . Визначення ТКВП відбувається не на перехідній ділянці кривої Шарпі, а фактично в області верхнього шельфу, де кут нахилу дотичної до кривої наближається до нуля, тобто крива прямує до горизонтальної асимптоти. Мінімальна зміна критеріального рівня на цій ділянці кривої веде до суттєвого зміщення ТКВП, що не може вважатися прийнятним для достовірного визначення перехідної температури. Більше того, для матеріалів з енергією верхнього шельфу менше 89 Дж/см^2 , визначення перехідної температури крихкості згідно ПНАЕ Г-7-002-86 взагалі втрачає сенс.

Для підтвердження тези щодо впливу положення верхнього шельфу на визначення температури крихко-в'язкого переходу і штучного завищення T_{KR} виконано додатковий аналіз результатів випробувань ЗС на ударний вигин.

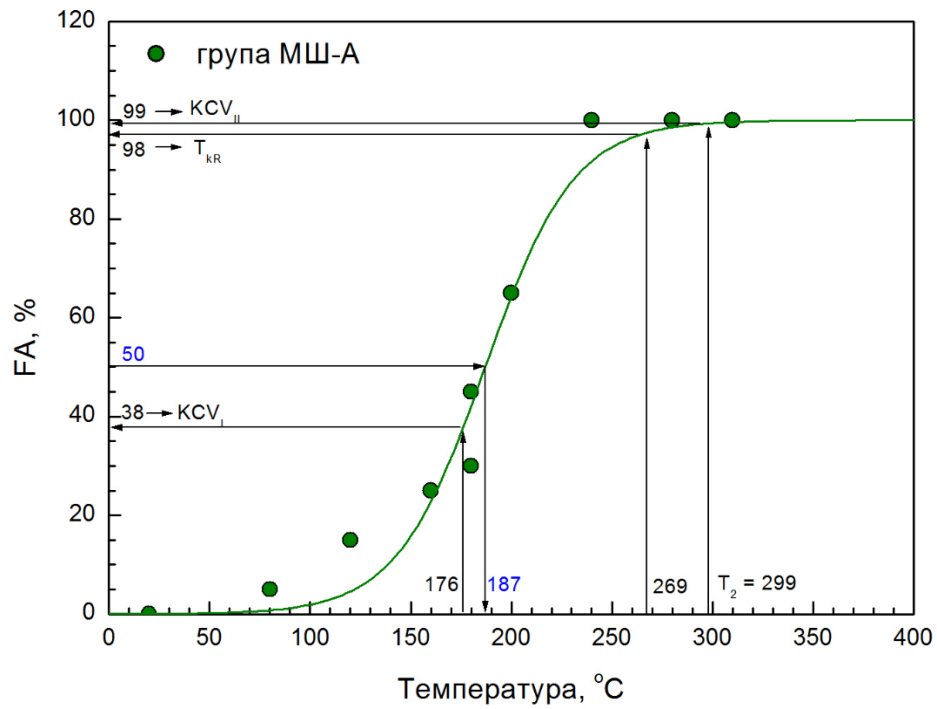
На рисунку 6.12 а-в наведено графіки залежності долі в'язкої складової у зламі зразків від температури випробувань. Експериментальні результати апроксимовано функцією гіперболічного тангенсу виду (1.3) з урахуванням необхідних заміन, описаних у підрозділі 5.3. На графіках позначено T_1 і T_2 – температури, що відповідають критеріальним рівням ударної в'язкості KCV_I і KCV_{II} (див. підрозділ 4.3). На перетині значень температур T_1 і T_2 з апроксимуючою кривою знайдено значення FA , що відповідає двом критеріальним рівням.

Для груп МШ-37, МШ-A (група 2) та МШ-D (група 2) визначення температури T_2 на критеріальному рівні ударної в'язкості KCV_{II} відбувається при значенні FA понад 90%. При цьому зразки М1, М5 (група МШ-37), А333, А334 (група МШ-A) та Д365 (група МШ-D), випробувані при температурах, нижчих T_2 , мають повністю в'язкий злам. Крім того зразки М5 (група МШ-37) та А333 (група МШ-A) випробувані при температурі нижчій за (T_2-30) . Тобто виходить,

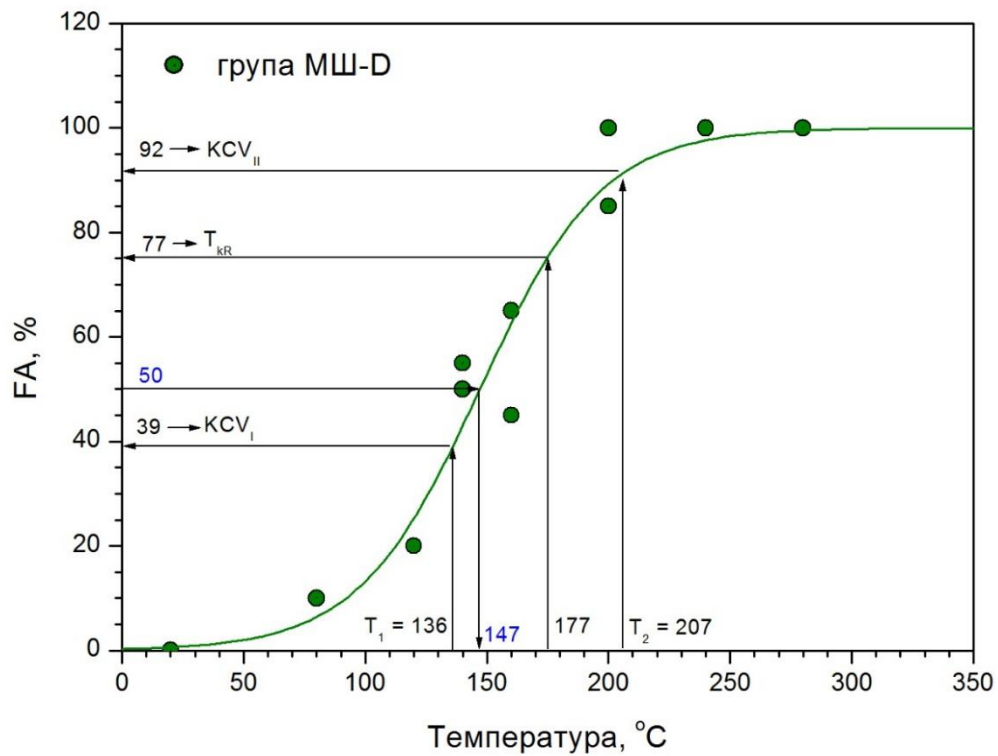
що зразки, які формують верхній шельф кривої Шарпі, випробувані при температурі, нижчій за температуру крихко-в'язкого переходу. Це свідчить про те, що рівень KCV_{II} не може слугувати критерієм для визначення КТК для груп зразків МШ-37, МШ-А та МШ-Д, оскільки він визначає температуру, що відповідає верхньому шельфу кривої Шарпі. Граничним випадком при цьому є крива, побудована для групи МШ-А, де температура (T_{2-30}) відповідає 98% FA . Для цієї групи значення FA практично не змінюється при температурі T_2 і (T_{2-30}) так як визначається на рівні верхнього шельфу.



а



б



в

Рис. 6.12 Графіки залежності долі в'язкої складової у зразках від температури випробувань

У науковій літературі та технічних звітах при визначенні перехідної температури можна зустріти використання критерію 50% в'язкої складової у зламі. Цей критерій також регламентується для використання у ПНАЕ Г-7-002-86 при визначенні КТК за детерміністичним підходом. У зв'язку з цим з графіків рисунку 6.12 визначено температуру крихкості (T^{50}), що відповідає $FA = 50\%$. Для розглянутих матеріалів T^{50} дещо перевищує температури T_1 (на $11 \div 15^\circ\text{C}$), проте лежать суттєво нижче температур T_2 (на $60 \div 126^\circ\text{C}$).

Отже, за результатами проведеного аналізу можна зробити висновок, що для матеріалів КР з дуже низькою енергією верхнього шельфу використання нормативного підходу ПНАЕ Г-7-002-86 для оцінки величини T_{kF} (T_{KR}) є неприйнятним. Завищене значення T_{kF} і, як наслідок, зсув температури крихкості не може розглядатися як результат прискореного окрихчування матеріалу.

Використання другого критеріального рівня є одним із оригінальних підходів, застосованих у документі ПНАЕ Г-7-002-86, але фактично це призводить до обмеження його застосування. Враховуючи те, що залежність критеріального рівня від границі текучості матеріалу дозволяє врахувати зміцнення сталі під впливом опромінення, необхідність застосування двох критеріальних рівнів є не повністю зрозумілою.

Внесення змін до ПНАЕ Г-7-002-86 є актуальним і в частині встановлення вимог щодо мінімально допустимого рівня енергії верхнього шельфу кривої Шарпі. Але в цьому випадку при падінні USE нижче цього рівня необхідно передбачити альтернативні підходи до оцінки радіаційного окрихчування матеріалу та підтвердження безпечної експлуатації КР. До таких підходів, в першу чергу, слід віднести прямі методи визначення в'язкості руйнування феритних сталей із застосуванням зразків механіки руйнування – інженерний метод прогнозування температурної залежності статичної тріщиностійкості сталей Unified Curve [82, 83, 84, 85], покладений в основу керівного документу експлуатуючої організації РД ЭО 1.1.2.09.0789 [86] та більш розповсюджена

стандартизована методика Майстер кривої [87, 88, 89 90], на базі якої розроблено міжнародний стандарт ASTM E 1921 [91].

Результат випробування неопромінених та опромінених зразків із застосуванням підходу Майстер кривої дозволяє визначити референтну температуру T_0 та її зсув внаслідок опромінення й прямим методом оцінити окрихчування металу [92, 93].

Однак порядок застосування даного методу не регламентується жодним нормативним документом України, тому поки що не може бути використаним для оцінки та прогнозування стану металу КР. Крім того, у зв'язку з обмеженістю матеріалу для виготовлення ЗС металу КР РАЕС-1 зразки механіки руйнування не були передбачені новою програмою.

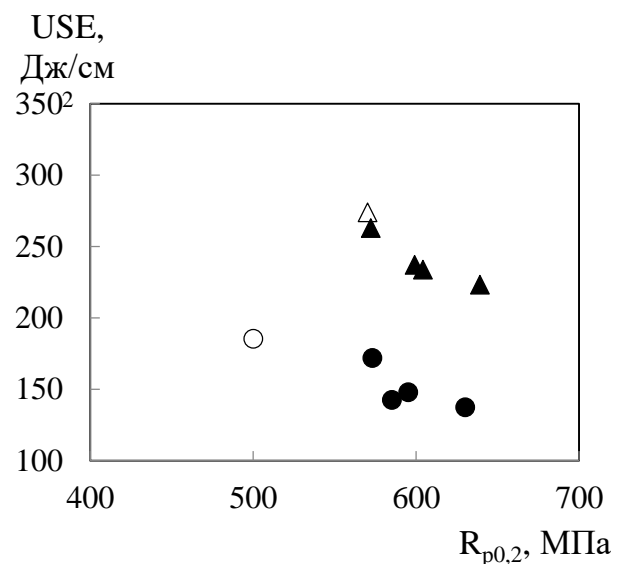
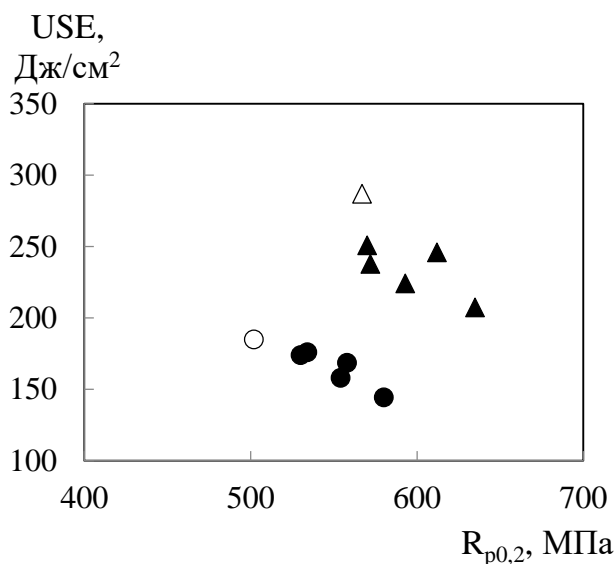
6.3 Зв'язок USE та границі текучості матеріалу

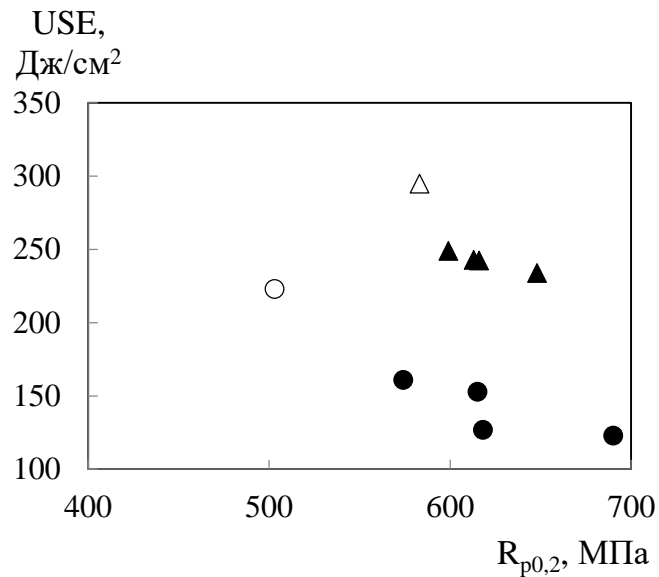
Як показано у розділі 5 та підрозділах 6.1, 6.2 зниження максимального рівня ударної в'язкості USE відображає зменшення роботи в'язкого руйнування опроміненого матеріалу. Робота руйнування – це складна характеристика, яка є функцією ряду параметрів, таких як міцність, здатність до деформаційного зміцнення, гранична пластичність і кількість деформованого об'єму [2]. Знаходження залежності, яка пов'язує роботу руйнування із вказаними параметрами, є досить складною аналітичною задачею, загальне рішення якої на даний час відсутнє. У зв'язку з цим, здійснюються пошуки та встановлення співвідношень між ударною в'язкістю та характеристиками, що визначаються при розтязі.

У [2] наведено інформацію про експериментально встановлену лінійну залежність USE для зразків Шарпі з U-подібним концентратором від відносного звуження циліндричних зразків та істинного рівномірного опору S_k . Більш складною є залежність USE від рівномірного видовження, яке відображає здатність матеріалу до локалізації пластичної текучості та різко зменшується при опроміненні.

Отримані в рамках реалізації програм ЗС дані дозволили виконати співставлення значень USE та границі текучості матеріалів КР. Однак складність такого співставлення полягає у різному розміщенні зразків Шарпі та циліндричних зразків у КЗ. У розділі 3 показано, що ЗС Шарпі для випробувань на ударний вигин певного матеріалу (ОМ, ЗШ або ЗТВ) знаходяться в одній КЗ кожного з комплектів. Зразки на розтяг ОМ або металу ЗШ розміщують у двох збірках. Тому для якісної оцінки наявності кореляції USE та границі текучості $R_{p0,2}$ відібрано результати випробувань зразків, опромінених в одній і тій же КЗ. У такому випадку відмінності в умовах опромінення, в тому числі й у накопиченому зразками флюенсі швидких нейтронів, будуть мінімальними.

На рис. 6.13 представлено співставлення результатів випробувань ЗС ОМ та металу ЗШ другого та третього вивантажень для КР енергоблоків ЗАЕС-3, ЗАЕС-4 та ЗАЕС-5. На графіках показано зміну параметрів USE та $R_{p0,2}$ (при кімнатній температурі) при різному ступені опроміненні металу. Максимальні значення накопиченого флюенсу нейтронів значно перевищують проектний флюенс для КР ВВЕР-1000.





в

Рис. 6.13 Співвідношення ударної в'язкості зразків, випробуваних на верхньому шельфі, та границі текучості для ОМ (△,▲) та металу ЗШ (○,●) КР енергоблоків ЗАЕС-3 (а), ЗАЕС-4 (б), ЗАЕС-5 (в) (△, ○ – контрольні комплекти зразків; ▲, ● – опромінені комплекти)

З графіків рисунку 6.13 можна зробити висновок, що процес зміцнення матеріалу для ОМ і металу ЗШ розглянутих КР певною мірою корелює із втратою ударної в'язкості. Зміцнення матеріалу зазвичай розглядається як процес, що веде до його окрихчування. Дослідження зміни властивостей міцності можна часто зустріти в науковій літературі [94, 95, 96, 97]. Крім того, визначення стандартних характеристик міцності, таких як границя текучості і умовна границя міцності, аналіз зміни цих характеристик після опромінення та прогнозування на понадпроектний термін експлуатації важливе для інженерних цілей і вимагається нормативними документами [11, 51]. Тренди радіаційного зміцнення у відповідності з СОУ НАЕК 087:2015 [67] будуються з використанням степеневі залежності виду

$$\Delta R_{p0,2} = B_F \left(\frac{F_n}{F_0} \right)^{\frac{1}{3}}, \quad (6.2)$$

де B_F – коефіцієнт радіаційного зміцнення, який визначається шляхом апроксимації відповідних експериментальних даних методом найменших квадратів; $F_0 = 10^{22}$ нейтр./м²; $\Delta R_{p0,2} = R_{p0,2}(F_n) - R_{p0,2}^{6ix}$, $R_{p0,2}^{6ix}$ – границя текучості металу у вихідному стані.

Виявлена кореляція між границею текучості матеріалу та максимальним значенням ударної в'язкості дозволяє припустити подібність механізмів, що відповідальні за зміни цих параметрів та наблизити до встановлення форми функціональної залежності USE від флюенсу швидких нейтронів.

Однак слід відмітити, що наявних обсяг і розкид експериментальних даних поки що не дозволяє точно визначити вид функціональної залежності розглянутих параметрів. Для цього необхідні додаткові дослідження матеріалів, однорідно опромінених в дискретному діапазоні флюенсів. Також важливо отримати більшу кількість даних зразків, які будуть випробувані при одній температурі, оскільки випробування трьох зразків на ударний вигин при температурах верхнього шельфу та трьох зразків при певній температурі на розтяг, як це передбачено програмами ЗС, може бути недостатньо для встановлення однозначної залежності.

Висновки до розділу 6

1. Побудовано графіки залежності USE від флюенсу швидких нейтронів для блоків ВВЕР-1000. Показано, що під дією нейтронного опромінення відбувається поступове падіння ударної в'язкості металу.

2. З узагальненого графіку залежності USE від флюенсу нейтронів виявлено корпуси, для яких спостерігаються найнижчі значення USE протягом експлуатації. Для металу ЗШ така поведінка металу може бути пов'язана з вмістом хімічних елементів, які впливають на швидкість окрихчування: міді, нікелю та марганцю.

3. Для повторно опромінених ЗШ КР ВВЕР-440 також виявлено схильність металу до зниження USE під дією нейтронного опромінення, однак значення USE суттєво нижчі у порівнянні з матеріалами ЗШ КР ВВЕР-1000.

4. Продемонстровано пропорційну залежність між вмістом фосфору в металі ЗШ КР ВВЕР-440 і положенням верхнього шельфу для груп ЗС третього вивантаження програми ЗС РАЕС-1.

5. З графіків температурної залежності ударної в'язкості для повторно опромінених зразків металу КР ВВЕР-440 виявлено, що низьке значення USE може призводити до штучного завищення перехідної температури T_{KF} (T_{KR}). У зв'язку з цим представлено рекомендації про необхідність внесення змін до діючих в галузі нормативних документів і вказано на важливість включення зразків механіки руйнування до програм ЗС КР ВВЕР.

6. Встановлено кореляцію між значеннями USE та границею текучості матеріалу $R_{p0,2}$, визначеній при кімнатній температурі. Для розглянутих корпусів показано одночасне зниження верхнього шельфу та росту $R_{p0,2}$, що свідчить про наявність певного зв'язку між вказаними параметрами.

Основні результати розділу опубліковано у роботах [93, 79, 98, 92, 95, 96, 99, 100, 101, 102, 103]:

1. Different approaches to estimation of reactor pressure vessel material embrittlement / V.M. Revka, L.I. Chyrko, Yu.V. Chaikovskiy, O.V. Trygubenko / Ядерна фізика та енергетика, т. 14, № 1, 2013, С. 38-41 (Особистий внесок – брав участь в обробці даних та підготовці статті).
2. Особливості окрихчення металу корпусу реактора енергоблоку ЗАЕС-2 / В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко // Проблеми прочності. – 2013. - № 4. – С. 119-124 (Особистий внесок – брав участь в плануванні експерименту, узагальненні результатів та підготовці статті).
3. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко. Вплив нейтронного опромінення на енергію верхнього шельфу кривої Шарпі для матеріалів корпусів

- реакторів ВВЕР // Тези доповідей XXI щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2014. – С. 145-146.
4. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко. Пошуки оптимального підходу для визначення зсуву критичної температури крихкості матеріалів корпусів реакторів типу ВВЕР-1000 // Матеріали IV Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування». – Тернопіль, 2015. – С. 194-197.
 5. Зміна характеристик міцності корпусної сталі при довготривалому опроміненні / В. Ревка, О. Тригубенко, Ю. Чайковський, Л. Чирко // Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2013. – №3 (71). – С. 252-258.
 6. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко. Вплив радіаційного пошкодження на міцність сталі корпусу реактора ВВЕР-1000 // Тези доповідей XX щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2013. – С. 96-97.
 7. Гринченко Г.П., Ревка В.М., Тригубенко О.В. Моніторинг методологій визначення критичної температури крихкості в частині вимог до кривої Шарпі // Тези доповідей XII Міжнародної науково-технічної конференції молодих вчених та фахівців «Проблеми сучасної атомної енергетики». – Харків, 2016. – С. 53-54.
 8. Нормативні аспекти визначення критичної температури крихкості в частині вимог до кривої Шарпі / Г.П. Гринченко, В.М. Ревка, О.В. Тригубенко // Збірник доповідей п'ятої міжнародної науково-практичної конференції «Безпека та ефективність атомної енергетики». – Одеса, 2017. – С. 175-179.
 9. Г.П. Гринченко, О.В. Тригубенко, В.М. Ревка, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко. Особливості визначення температури крихко-в'язкого переходу для повторно опроміненого після відпалу металу зварного шва корпусу

реактора ВВЕР-440 // Тези доповідей XXV щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2018. – С. 92-93.

10. В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Л.І. Чирко. Аналіз повторного після відновлювального відпалу окрихчування корпусу реактора РАЕС-1 // Праці VI Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування». – Тернопіль, 2019. – С. 87-90. (24-27 вересня).
11. Радіаційне окрихчування матеріалів корпусу реактора енергоблоку № 1 Рівненської АЕС внаслідок повторного після відпалу опромінення / М.Г. Голяк, Г.П. Гринченко, В.М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко, О.В. Шкапяк // Ядерна фізика та енергетика. – 2019. – Т. 20, № 3. – С. 248-257. (Особистий внесок – брав участь у проведенні експериментальних досліджень, обробці результатів та підготовці статті).

РОЗДІЛ 7

ОЦІНКА КРИТИЧНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ КРИХКОСТІ ДЛЯ ПОВТОРНО ОПРОМІНЕНИХ МАТЕРІАЛІВ КР ВВЕР-440

7.1 Моделі повторного окрихчування матеріалів корпусів ВВЕР

Кінцевою метою проведення відновлювального відпалу матеріалів корпусів енергетичних реакторів є можливість їх безпечної подальшої експлуатації та продовження ресурсу всього енергоблоку, що передбачає повторний вплив опромінення на матеріал КР і вимагає розробки підходу для визначення і прогнозування поведінки металу при повторному накопиченні флюенсу швидких нейтронів.

На даний час існує три стандартні підходи до оцінки окрихчування металу КР під дією повторного опромінення (рис. 7.1).

Перша модель – консервативний зсув. Вона припускає, що повторне окрихчування буде продовжуватися з відновленого стану з тією ж швидкістю, з якою окрихчувався метал під час первинного опромінення. Відповідно до цієї моделі розрахувати ТКВП можна за формулою [104]:

$$TT^C_R = T_{k0} + \Delta T_{res} + A_F \cdot \Delta F_R^{1/3}, \quad (7.1)$$

де T_{k0} – ТКВП матеріалу в неопроміненому стані; ΔT_{res} – залишкове радіаційне окрихчування; ΔF_R – величина повторно накопиченого після відпалу флюенсу швидких нейтронів.

$$\Delta F_R = F_R - F_{irr} \quad (7.2)$$

Рівняння (7.1) застосовується в Росії з 1987 року при розрахунку терміну експлуатації відпалених КР. Однак цей підхід суперечить механістичним концепціям, щодо природи радіаційного окрихчування корпусних сталей, оскільки він некоректно враховує процес радіаційного пошкодження та відпалу сталей КР.

Другою є модель бічного зсуву, яка передбачає, що повторне окрихчування відбувається з такою ж швидкістю, як і первинне окрихчування на тому ж

горизонтальному рівні. Перехідну температуру розраховують за формулою [104]:

$$TT^L_R = T_{k0} + A_F \cdot \{(\Delta T_{res}/A_F)^3 + \Delta F_R^{1/3}\}^{1/3} = T_{k0} + \{\Delta T_{res}^3 + A_F^3 \Delta F_R\}^{1/3} \quad (7.3)$$

Третя модель, яку називають вертикальним зсувом, передбачає, що швидкість окрихчування буде відповідати початковій, починаючи з того ж вертикального рівня на кривій окрихчування:

$$TT^V_R = T_{k0} + \Delta T_{res} + A_F \cdot (F_R^{1/3} - F_{irr}^{1/3}) \quad (7.4)$$

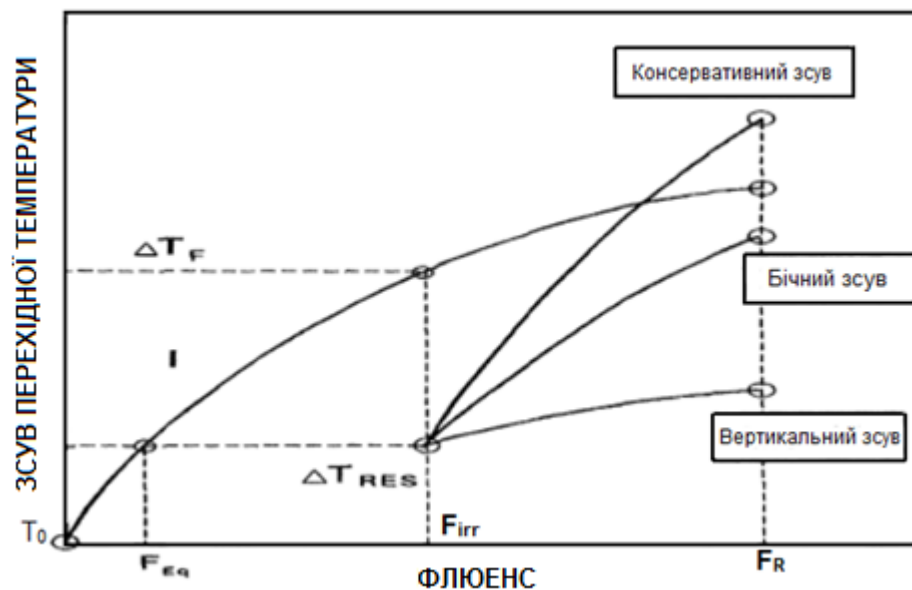


Рис. 7.1 Моделі оцінки повторного окрихчування зварних швів КР ВВЕР-440 [105]

Адекватність застосування розглянутих моделей було проаналізовано у декількох літературних дослідженнях.

Для енергоблоків № 4 Нововоронезької АЕС (НВ-4) та № 1, 2 АЕС Козлодуй до застосування відновлювального відпалу було вирізано маленькі зразки (темплети) зі стінки КР для оцінки поточного стану металу. Корпуси цих реакторів було відпалено та повторно опромінено до різних значень флюенсу нейтронів. Результати експериментальних досліджень стану металу КР після повторного опромінення, а також узгодженість різних моделей повторного окрихчування з експериментальними даними наведено у роботі [104] та на рис. 7.2.

Поведінка повторно опроміненних ЗШ КР, показаних на рис. 7.2, узгоджується з іншими результатами, представленими у цій же роботі (рис. 7.3). Авторами було зроблено висновок про достатню консервативність перших двох моделей прогнозування повторного окрихчування ЗШ і суттєву недооцінку стану опроміненого матеріалу при використанні моделі вертикального зсуву.

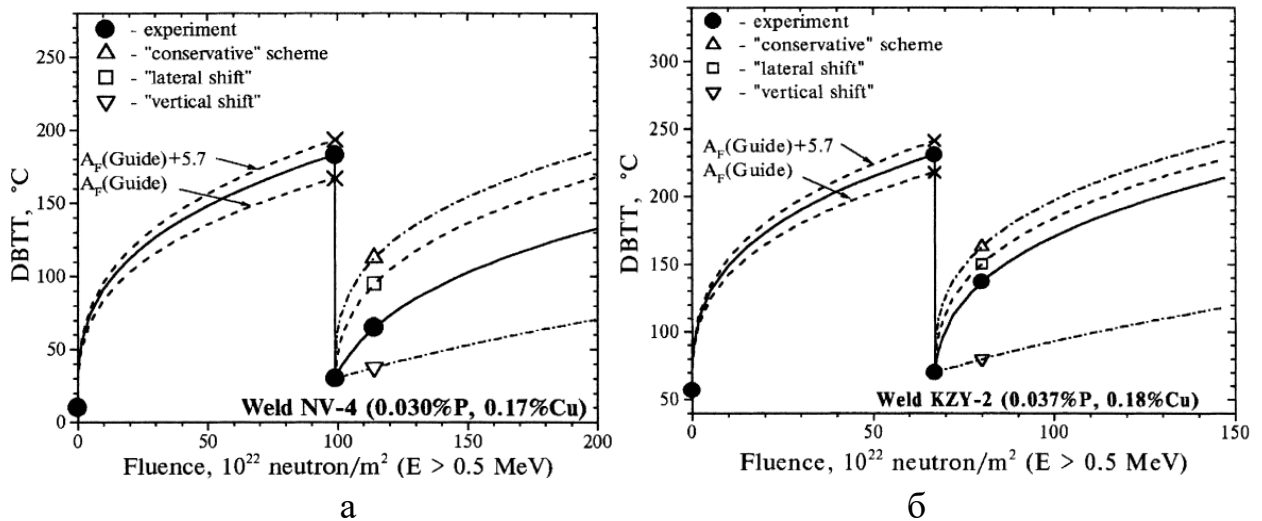


Рис. 7.2 Порівняння експериментальних та розрахункових значень ТКВП ЗШ КР блоку НВ-4 (а) та № 2 АЕС «Козлодуй» (б) в неопроміненому, опроміненому, відпаленому та повторно опроміненому станах [104]

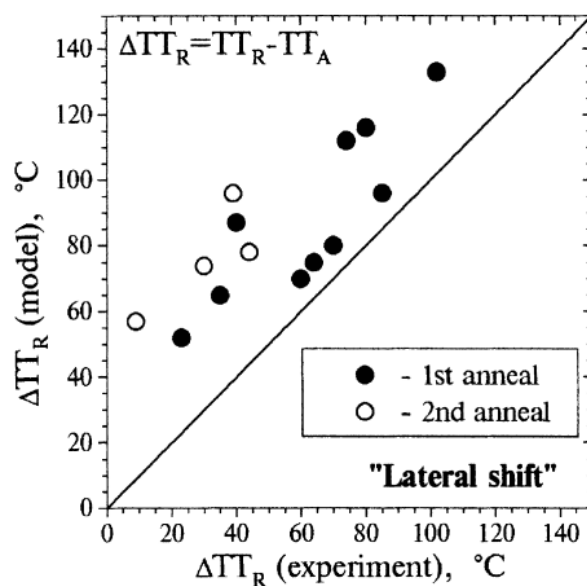


Рис. 7.3 Порівняння експериментальних даних повторного опромінення з розрахунковими згідно з бічною моделлю прогнозування [104]

7.2 Оцінка повторного окрихчування зразків програми ЗС енергоблоку № 1 РАЕС згідно стандартних моделей окрихчування

У дослідженні [105] наголошується, що модель бічного зсуву може переоцінювати швидкість повторного окрихчування матеріалів КР. Форма кривої, що описується степеневим рівнянням з показником степені $1/3$ є занадто консервативною. Більш реалістичним значенням показника степені є $0,1-0,2$.

Автори роботи [106] підтверджують висновок щодо переоцінки консервативною та бічною моделями зсуву експериментальних даних з повторного опромінення. У роботі показано, що швидкість окрихчування матеріалу після відновлювального відпалу є нижчою порівняно з вихідним станом.

З метою виявлення впливу завищених значень зсуву ТКВП для матеріалів КР з дуже низькою енергією верхнього шельфу на ресурс корпусів отримані значення КТК для повторно опромінених матеріалів, що включені до програми ЗС КР РАЕС-1, співставлено з розглянутими моделями прогнозування повторного після відновлювального відпалу окрихчування матеріалу.

На рисунках 7.4-7.9 представлено порівняння залежності зміни ТКВП від флюенса швидких нейтронів для ОМ та металу ЗШ КР ВВЕР-440 зі стандартними моделями зсуву. З метою оцінки змін, що відбуваються у металі з накопиченням дози нейтронного опромінення на графіки було додано результати випробувань зразків попередніх вивантажень, які було отримано в РНЦ «Курчатовський інститут» (Росія).

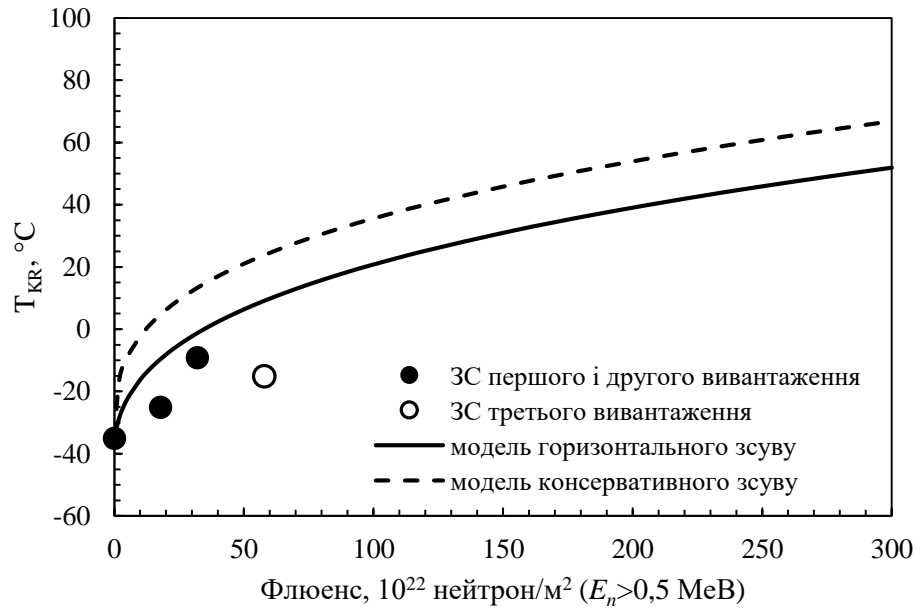


Рис. 7.4 Залежність критичної температури крихкості від флюенсу швидких нейтронів для ОМ РАЕС-1 при повторному після відпалу опроміненні

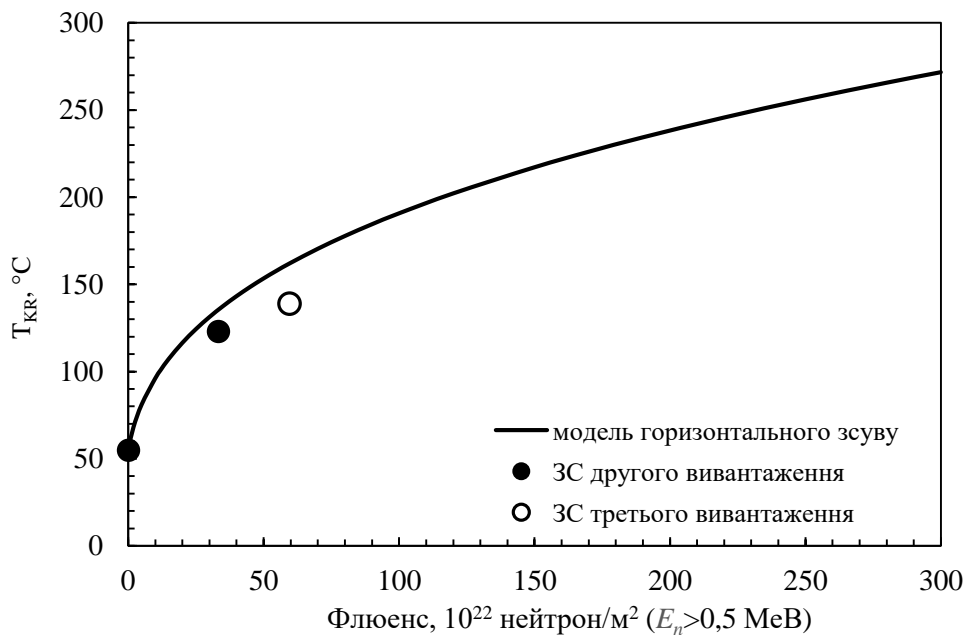


Рис. 7.5 Залежність критичної температури крихкості від флюенсу швидких нейтронів для МШ РАЕС-1 (ВФ) при повторному після відпалу опроміненні

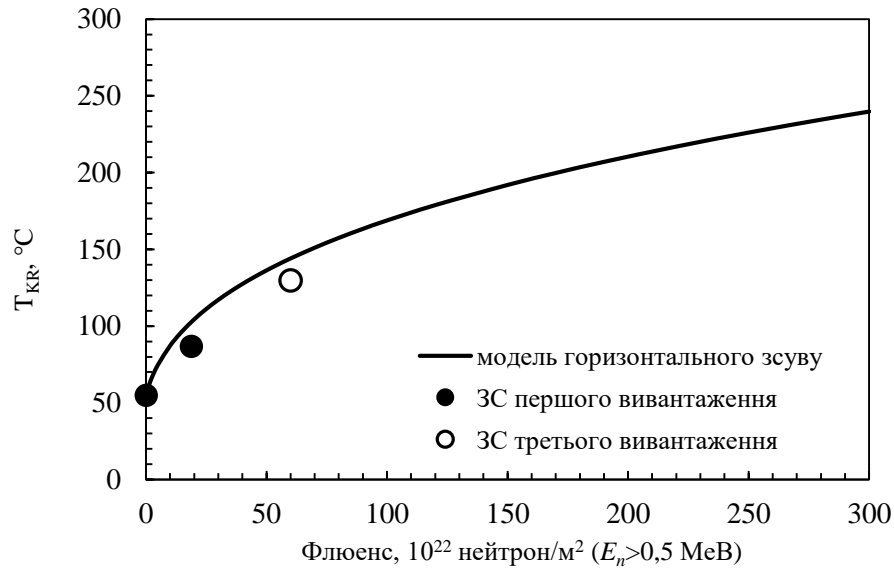


Рис. 7.6 Залежність критичної температури крихкості від флюенсу швидких нейтронів для МШ РАЕС-1 (НФ) при повторному після відпалу опроміненні

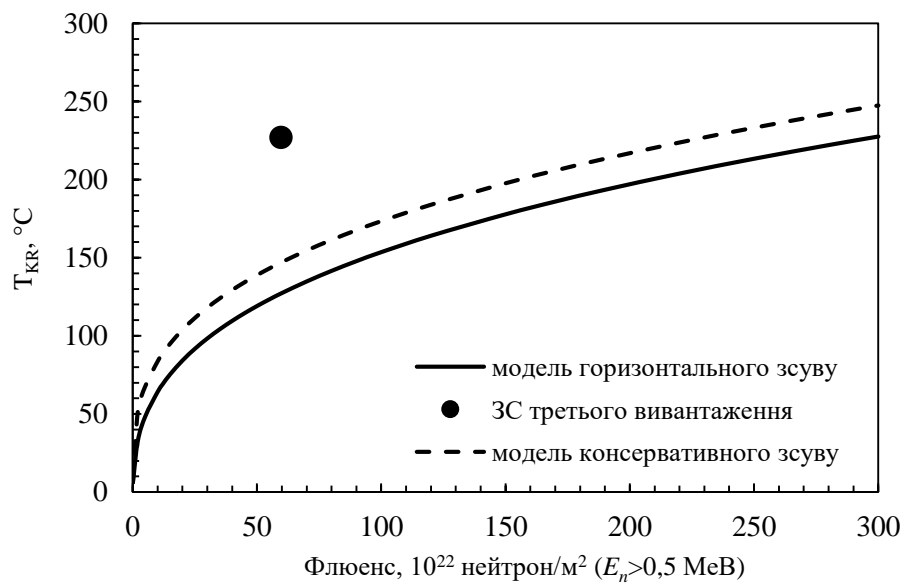


Рис. 7.7 Залежність критичної температури крихкості від флюенсу швидких нейтронів для МШ-37 при повторному після відпалу опроміненні

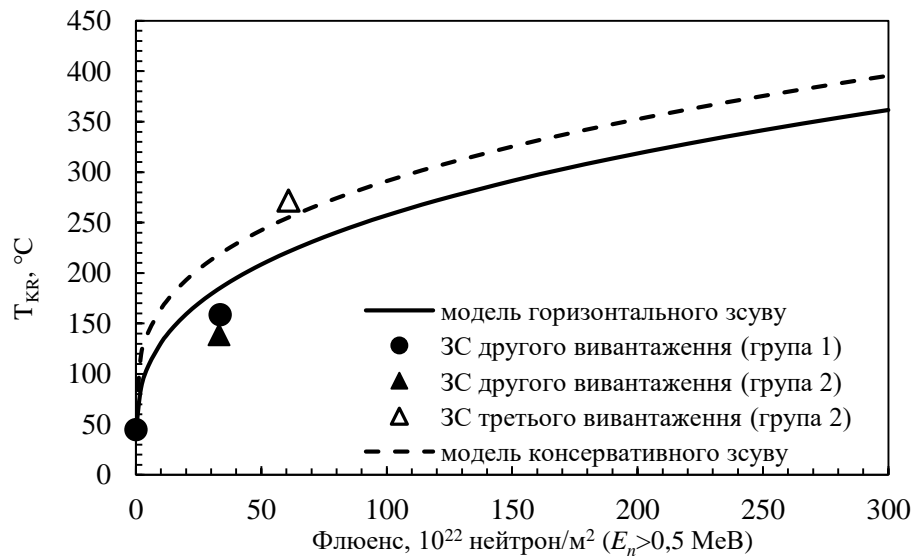


Рис. 7.8 Залежність критичної температури крихкості від флюенсу швидких нейтронів для МШ-А при повторному після відпалу опроміненні

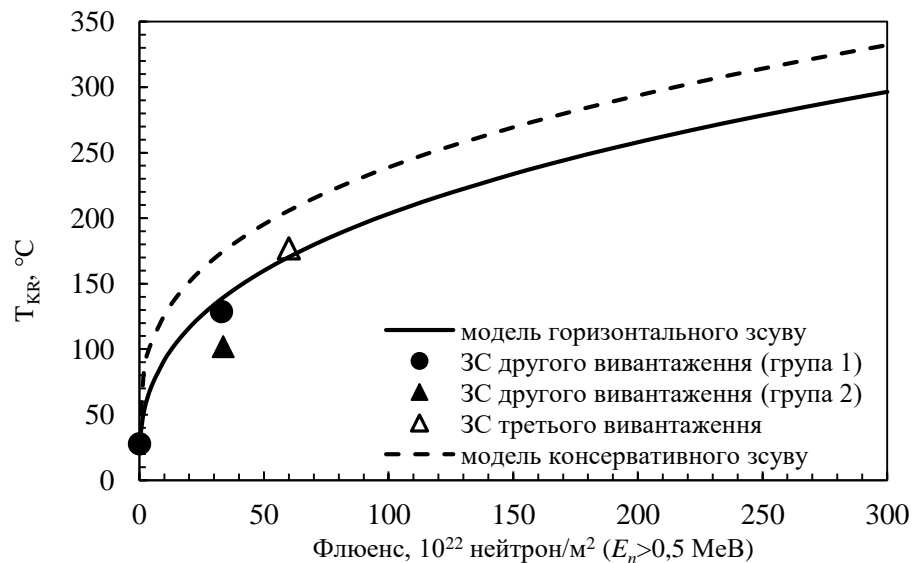


Рис. 7.9 Залежність критичної температури крихкості від флюенсу швидких нейтронів для МШ-Д при повторному після відпалу опроміненні

Представлені на рисунках 7.4-7.6 експериментальні дані показали, що опромінення викликає істотне збільшення критичної температури крихкості матеріалів КР. Рисунки 7.4-7.9 показують, що темп радіаційного окрихчування основного металу та металу ЗШ КР РАЕС-1 у випадку коректної оцінки величини T_{KR} не перевищує швидкість радіаційного окрихчування, оціненої як за консервативною моделлю, так і за моделлю горизонтального зсуву. Однак

помітно, що некоректне визначення T_{KR} для матеріалів МШ-37, МШ-D і МШ-A призводить до переоцінки величини зсуву ТКВП і відповідно отримані значення перевищують модель горизонтального зсуву (метал МШ-D) і консервативного зсуву (метал МШ-37, МШ-A) (рис. 7.7-7.9).

Для МШ-D експериментальні результати перевищили розрахункове значення за моделлю горизонтального зсуву на $\sim 7^\circ\text{C}$, при цьому не перевищуючи модель консервативного зсуву. Для МШ-37, МШ-A експериментальний результат для третього вивантаження перевищує стандартні моделі зсуву. Однак такий результат більшою мірою є наслідком застосування нормативного підходу ПНАЕ Г-7-002-86 при розрахунку температури крихко-в'язкого переходу для матеріалів з низьким рівнем верхнього шельфу і не може бути розглянутий як результат прискореного окрихчування матеріалу.

Таким чином, для матеріалів КР з дуже низькою енергією верхнього шельфу використання нормативного підходу ПНАЕ Г-7-002-86 для оцінки величини T_{KF} (T_{KR}) є неприйнятним і потребує оновлення з урахуванням міжнародного та отриманого в Україні досвіду обробки експериментальних даних.

Руйнування зразків при випробуванні на ударний вигин носить статистичний характер, у зв'язку з чим достовірність отриманого результату підвищується зі збільшенням експериментальних даних. Це ж стосується і трендів радіаційного окрихчування металу КР. Серед розглянутих матеріалів це стосується, в першу чергу, групи зразків МШ-37, для якої отримано лише одне значення КТК при повторному після відпалу опроміненні.

На рисунку 7.10 представлено результати визначення зсувів T_{KR} при різному флюенсі нейтронів з точки зору впливу вмісту фосфору на швидкість радіаційного окрихчування. Дані рисунку підтверджують факт, що збільшення вмісту фосфору призводить до зростання окрихчування. При цьому спостерігається істотний розкид даних. Так, при концентрації фосфору 0,040% при практично однаковому флюенсі нейтронів ($32,9 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$ і $33,7 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$) розкид складає 27°C .

Суттєвий розкид також демонструють сплави, для яких отримано по одному значенню зсуву T_{KR} . Приблизно однаковий флюенс нейтронів ($47,5 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-2}$) призводить до підвищення перехідної температури на 20°C для сплаву з $0,038\%$ фосфору і на 115°C для сплаву з $0,031\%$ фосфору. Також показовим є значення ΔT_{KR} для металу шва з $0,029\%$ фосфору і $0,14\%$ міді, яке перевищує ΔT_{KR} для сплаву з $0,037\%$ P і $0,21\%$ Cu.

Таким чином, враховуючи всі отримані результати, необхідно підкреслити важливість отримання декількох значень зсуву КТК для достовірного визначення швидкості радіаційного окрихчування та формування коректних висновків про стан матеріалу.

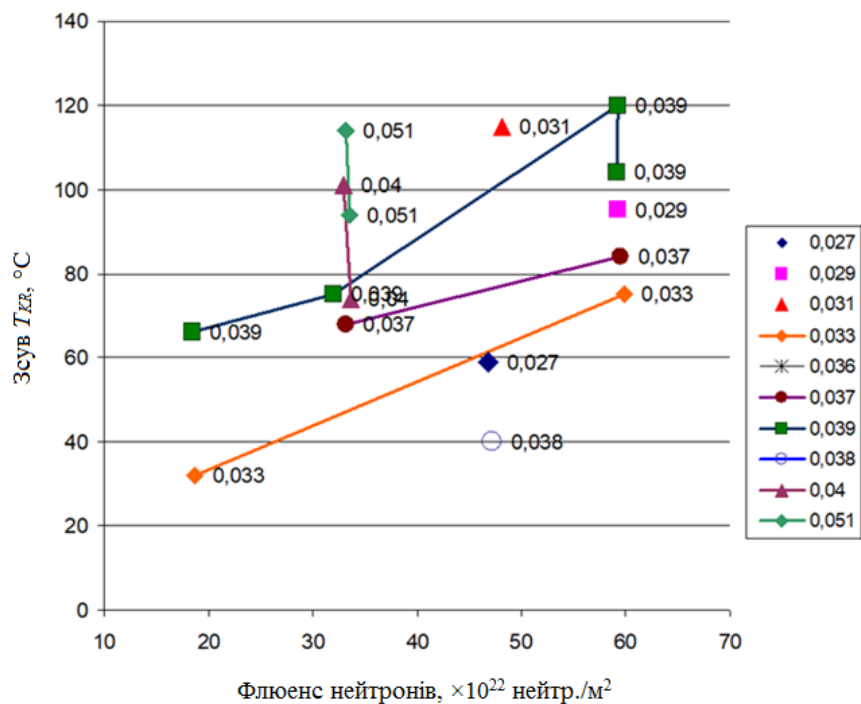


Рис. 7.10 Експериментальні зсуви T_{KR} залежно від флюенсу нейтронів при різній концентрації фосфору

7.3 Оцінка ресурсу КР при врахуванні результатів випробування груп ЗС з низьким USE

Щоб оцінити вплив низького шельфу на ресурс КР розглянемо тренд повторного окрихчування металу ЗШ КР ВВЕР-440 з вмістом фосфору $0,041\%$

та міді 0,24% у металі ЗШ № 4.

Як зазначено вище, для КР ВВЕР-440 спостерігається значний розкид вмісту фосфору у зварному шві, у зв'язку з чим штатна програма ЗС для деяких КР і в тому числі для енергоблоку № 1 РАЕС є непередставницькою. У цьому випадку прогноз радіаційного окрихчування металу здійснюється за нормативною кривою, регламентованою ПНАЕ Г-7-002-86, і визначається наступним рівнянням:

$$T_K = 800 \cdot (P + 0,07Cu) \cdot F^{1/3}. \quad (7.5)$$

При повторному після відновлювального відпалу опроміненні зразки-свідки металу ЗШ енергоблоку № 1 РАЕС також не визначають форму кривої окрихчування, а служать для підтвердження консервативності прийнятої в обґрунтування моделі окрихчування. Тренд повторного окрихчування визначається формулами (7.1)-(7.4).

Відповідно до нормативно-технічного документу [107] критичну температуру крихкості матеріалу при повторному опроміненні T_{KR} за умови відомих значень T_{k0} і критичної температури крихкості опроміненого матеріалу безпосередньо після проведення відновлювального відпалу T_{kV} рекомендовано визначати за формулою (7.3), використовуючи модель горизонтального зсуву.

Для безпечної експлуатації КР повинні бути дотримані умови крихкої міцності. Крихка міцність корпусу вважається забезпеченою, якщо виконується умова $T_K < T_{ka}$ або $T_{KR} < T_{ka}$, де T_{ka} – гранично допустима критична температура крихкості.

На рисунку 7.11 представлено залежність КТК від флюенсу швидких нейтронів при первинному та повторному опроміненні. Для побудови кривих окрихчування використано формули (7.5) і (7.3) відповідно. Додатково на графіку показано модель вертикального зсуву, нанесено гранично допустиму критичну температуру крихкості T_{ka} , а також додаткову вісь абсцис, яка відповідає рокам експлуатації корпусу. Відповідність накопиченого металом ЗШ № 4 флюенсу швидких нейтронів кількості паливних кампаній енергоблоку

РАЕС-1 орієнтовно розраховано і позначено на графіку для 20, 40 і 60 паливних кампаній після відпалу.

З рисунку 7.11 помітно, що крива первинного окрихчування для КР наближається до величини T_{ka} при накопиченні металом флюенсу нейтронів, який відповідає 30 рокам експлуатації корпусу. Такий характер деградації корпусної сталі свідчить про необхідність вжиття до металу радикальних пом'якшувальних заходів, таких як відновлювальний відпал.

Після проведення відновлювального відпалу металу на графіку спостерігається суттєве зниження КТК до певного значення T_{KB} . Далі тренд повторного окрихчування матеріалу може йти трьома описаними шляхами. Методикою [107] рекомендовано застосовувати модель горизонтального зсуву. Однак застосування цієї моделі буде можливим у випадку підтвердження її консервативності за допомогою отриманих експериментальних даних ЗС.

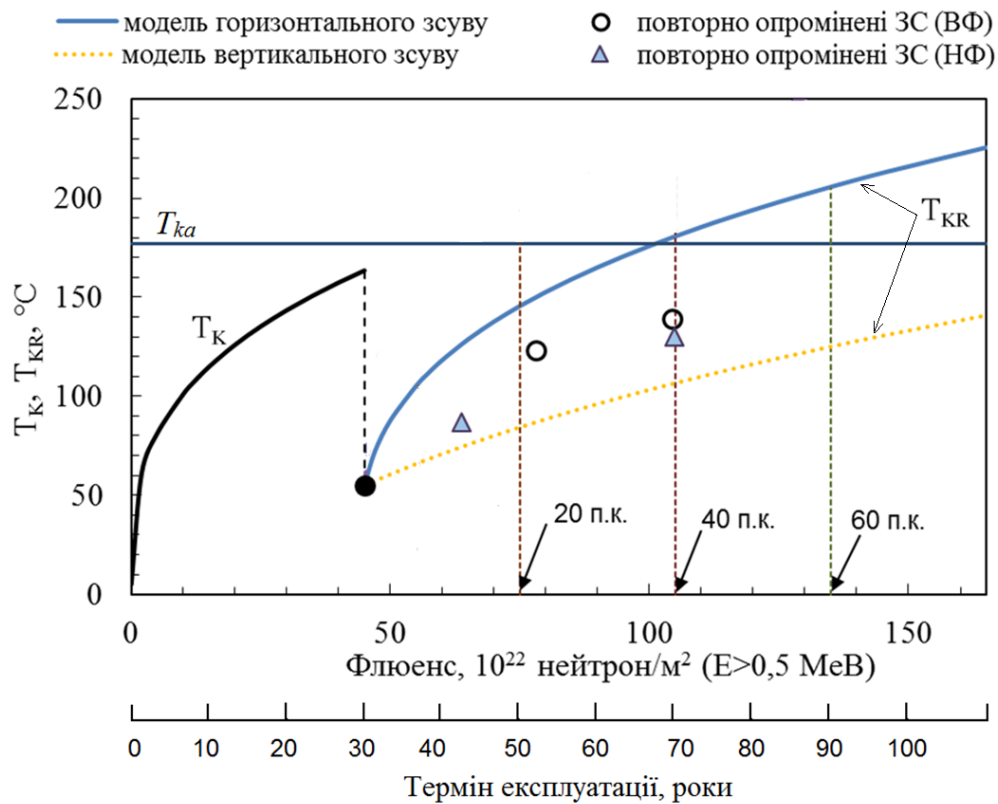


Рис. 7.11 Дозова залежність критичної температури крихкості при первинному (T_K) та повторному опроміненні (T_{KR}) (п.к. – паливна кампанія)

Представлені на графіку рис. 7.11 експериментальні дані є результатами випробувань ЗС, що включено до програми ЗС енергоблоку № 1 РАЕС. ТКВП для цих груп зразків визначено коректно у перехідній області кривої Шарпі. Видно, що експериментальні точки лежать нижче нормативної кривої, що свідчить про достатній рівень консерватизму при застосуванні моделі горизонтального зсуву.

Модель вертикального зсуву значно недооцінює швидкість окрихчування матеріалу, що узгоджується з іншими експериментальними даними [104], і тому не може служити для прогнозу стану металу і оцінки ресурсу КР.

На рисунку 7.12 на графік додано результати випробувань ЗС з низьким USE і перехідною температурою, визначеною в області верхнього шельфу кривої Шарпі. Отримані значення ТКВП груп зразків перевищують модель горизонтального зсуву, тому її застосування при оцінці ресурсу буде недостатньо консервативним. У цьому випадку обґрунтованим є застосування моделі консервативного зсуву, яка охоплює всі експериментальні точки.

Таким чином, щоб оцінити вплив низького шельфу на ресурс КР можна порівняти граничні терміни безпечної експлуатації КР при застосуванні моделей горизонтального та консервативного зсуву. У першому випадку КТК досягає величини T_{ka} орієнтовно на 37-38 році експлуатації корпусу після відпалу. При використанні консервативного тренду КТК досягне граничного значення через 15 років понадпроектної експлуатації енергоблоку. Отже, некоректне визначення перехідної температури для зварних швів з низьким USE може призвести до обмеження ресурсу КР у понад 2 рази.

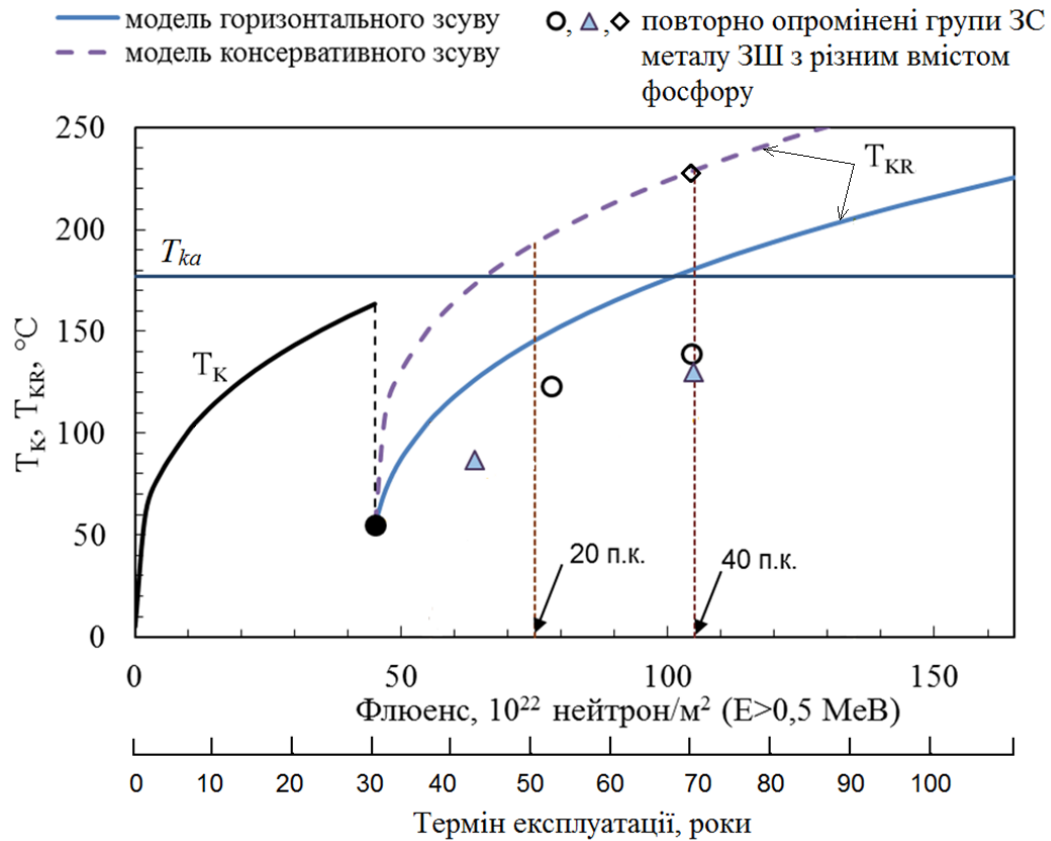


Рис. 7.12 Дозова залежність критичної температури крихкості при первинному (T_K) та повторному опроміненні (T_{KR})

Цей приклад однозначно вказує на вплив низького значення USE на оцінку швидкості окрихчування металу корпусів ВВЕР і показує важливість детального аналізу кривих Шарпі при визначенні температур крихкості матеріалів особливо в умовах довгострокової експлуатації.

Висновки до розділу 7

Представлені у розділі результати випробувань зразків повторно опроміненних після відновлювального відпалу металу зварних швів КР ВВЕР-440 вказують на вплив вмісту фосфору на значення ТКВП. Підвищений вміст цього хімічного елементу у металі прискорює окрихчування матеріалу та знижує в'язкість. Для розглянутих матеріалів з вмістом фосфору 0,041% і вище зниження енергії в'язкого руйнування призводить до обмеження у застосуванні

методики визначення ТКВП. Для матеріалів КР з низьким рівнем верхнього шельфу кривої Шарпі нормативний метод дає невиправдано завищену оцінку ТКВП та може суттєво обмежувати ресурс КР.

Основні результати розділу опубліковано у роботах [108, 102, 103]:

1. О.В. Тригубенко, В.М. Ревка, Л.І. Чирко. Оцінка ресурсу корпусу реактора енергоблоку № 1 Рівненської АЕС згідно різних нормативних підходів // Тези доповідей XXVI щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2019. – С. 93-94. (8 - 12 квітня).
2. В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Л.І. Чирко. Аналіз повторного після відновлювального відпалу окрихчування корпусу реактора РАЕС-1 // Праці VI Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування». – Тернопіль, 2019. – С. 87-90. (24-27 вересня).
3. Радіаційне окрихчування матеріалів корпусу реактора енергоблоку № 1 Рівненської АЕС внаслідок повторного після відпалу опромінення / М.Г. Голяк, Г.П. Гринченко, В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко, О.В. Шкапяк // Ядерна фізика та енергетика. – 2019. – Т. 20, № 3. – С. 248-257. (Особистий внесок – брав участь у проведенні експериментальних досліджень, обробці результатів та підготовці статті).

ВИСНОВКИ

Дисертація присвячена вивченню ефекту зниження ударної в'язкості металу корпусів реакторів ВВЕР в умовах понадпроектної експлуатації. В роботі розглянуто параметри, які з точки зору радіаційного матеріалознавства несуть важливу інформацію про поведінку досліджуваних матеріалів, опромінених до великих флюенсів нейтронів в умовах енергетичних реакторів та дозволяють коректно оцінити ступінь деградації корпусної сталі при понадпроектній експлуатації. Крім того, неврахування зміни деяких з параметрів, як положення верхнього шельфу кривої Шарпі, може значно впливати на визначення ресурсу КР, необґрунтовано зменшуючи його. Аналіз результатів дисертаційної роботи дозволяє зробити наступні висновки.

1. За результатами випробувань зразків Шарпі на ударний вигин встановлено кореляцію ударної в'язкості та поперечного розширення досліджуваних зразків для всіх розглянутих матеріалів. При цьому показано, що кореляційна залежність є однаковою для різних матеріалів і не змінюється під впливом нейтронного опромінення.

2. Аналіз залежності виду зламу зразка від ударної в'язкості показав, що кут нахилу вказаної залежності зростає внаслідок нейтронного опромінення, що говорить про поступову втрату опроміненим металом своїх в'язких властивостей, незалежно від долі крихкої складової у зламі.

3. Встановлено, що ударна в'язкість на верхньому шельфі кривої Шарпі (*USE*) має тенденцію до зниження із збільшенням флюенсу нейтронів, що свідчить про зменшення спротиву металу КР в'язкому руйнуванню.

4. Показано, що існує достатній запас в'язкості по критерію верхнього шельфу кривої Шарпі для розглянутих матеріалів принаймні в межах проектних значень флюенсу нейтронів з точки зору граничних значень *USE*, вказаних у міжнародних нормативних документах.

5. Для розглянутих матеріалів КР ВВЕР-1000 встановлено кореляцію між значеннями *USE* та границею текучості матеріалу $R_{p0,2}$, визначеній при кімнатній

температурі. Показано одночасне зниження верхнього шельфу та росту $R_{p0,2}$, що свідчить про наявність взаємозв'язку між вказаними параметрами.

6. Встановлено, що існує зв'язок між вмістом фосфору у металі ЗШ корпусу реактора ВВЕР-440 та величиною USE : із збільшенням концентрації фосфору верхній шельф кривої Шарпі суттєво знижується.

7. Продемонстровано, що для деяких розглянутих у даній роботі матеріалів низьке значення USE призводить до некоректної оцінки ТКВП при застосуванні діючих підходів до обробки даних. Результатом цього є штучне завищення температури крихкості T_K та невиправдане обмеження ресурсу відповідного КР. У зв'язку з цим наведено рекомендації щодо необхідності внесення змін або роз'яснень до діючих нормативних документів в частині визначення ТКВП для матеріалів з низьким рівнем USE , а також вказано на необхідність введення нормативно регламентованих альтернативних підходів до оцінки окрихчування матеріалу (наприклад, використання зразків механіки руйнування).

Автор дисертації висловлює **щирю подяку** науковому керівнику кандидату фізико-математичних наук В.М. Ревці і кандидату фізико-математичних наук Л.І. Чирко за постійну участь, увагу і допомогу у виконанні роботи на всіх її етапах. Автор вдячний всім іншим співробітникам відділу радіаційного матеріалознавства Інституту ядерних досліджень НАН України, в тісній співпраці з якими отримані експериментальні результати, які увійшли до дисертації.

ПЕРЕЛІК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

-
1. Широков С.В. Ядерные энергетические реакторы: Навч. Посібник. – К.: НТУУ «КПІ», 1997. – 280 с. – Рос. мовою.
 2. Радиационное повреждение стали корпусов водо-водяных реакторов / [Алексеев Н. Н., Амаев А. Д., Горынин И. В., Николаев В. А.]; под ред. И. В. Горынина. – М.: Энергоиздат, 1981. – 192 с.
 3. Гуляев А. П. Металловедение / Гуляев А. П. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
 4. М. Томпсон. Дефекты и радиационные повреждения в металлах / под ред. В. Е. Юрасовой. – Пер. с англ. М., Мир, 1971, 367 с.
 5. K. Fujii, H. Nakata, K. Fukuya, T. Ohkubo, K. Hono, Y. Nagai, M. Hasegawa, T. Yoshiie. Hardening and microstructural evolution in A533B steels under neutron irradiation and a direct comparison with electron irradiation / Journal of Nuclear Materials, Vol. 400, 2010, p. 46–55.
 6. R. Chaouadi, R. Gerrard. Copper precipitate hardening of irradiated RPV materials and implications on the superposition law and re-irradiation kinetics / Journal of Nuclear Materials, Vol. 345, 2005, p. 65–74.
 7. ДСТУ 2825-94 Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять.
 8. Ralf Ahlstrand, Michel Bieth, Claude Rieg. Neutron embrittlement of VVER reactor pressure vessels—recent results, open issues and new developments / Nuclear Engineering and Design, Vol. 230, 2004, p. 267–275.
 9. L. E. Steele. Radiation embrittlement of reactor pressure vessel steels / Nuclear Engineering and Design, Vol. 3, 1966, p. 287-298.
 10. B.Z. Margolin, V.A. Nikolayev, E.V. Yurchenko, Yu.A. Nikolayev, D.Yu. Erak, A.V. Nikolayeva. Analysis of embrittlement of WWER-1000 RPV materials / International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 89, 2012, p. 178-186.

-
11. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-002-86) [Текст]. – Введ. 01.07.87. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 524 с.
 12. A. Ballesteros, R. Ahlstrand, C. Bruynooghe, A. Chernobaeva, Y. Kevorkyan, D. Erak, D. Zurko. Irradiation temperature, flux and spectrum effects / *Progress in Nuclear Energy*, Vol. 53, 2011, p. 756-759.
 13. Jumel, S., van Duysen, J.C. Simulation of irradiation effects in light water reactor vessel steels – experimental validation of RPV-1 / *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 366, 2007, p. 256-265.
 14. R.K. Nanstad, K. Farrell, D.N. Braski and W.R. Corwin. Accelerated neutron embrittlement of ferritic steels at low fluence: flux and spectrum effects / *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 158, 1988, p. 1-6.
 15. K. Dohi, T. Onchi, F. Kano, K. Fukuya, M. Narui, H. Kayano. Effect of neutron flux on low temperature irradiation embrittlement of reactor pressure vessel steel / *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 265, 1999, p. 78-90.
 16. A. Kryukov, D. Blagoeva, L. Debarberis. Flux effect analysis in WWER-440 reactor pressure vessel steels / *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 443, 2013, p. 171-175.
 17. NP-T-3.11 Integrity of reactor pressure vessels in nuclear power plants: assessment of irradiation embrittlement effects in reactor pressure vessel steels / International Atomic Energy Agency, Vienna, 2009, 144 p.
 18. Miloudi S., *Etude du Dommage d'Irradiation dans les Aciers de Cuve des Réacteurs à Eau Pessurisée*, Université d'Orsay, Paris (1997).
 19. ODETTE, G.R., LUCAS, G.E., “The effect of nickel on radiation hardening of pressure vessel steels”, in *Effects of Irradiation on Materials (14th Int. Symp.)*, ASTM STP-1046, Philadelphia (1989) 323–347.
 20. ODETTE, G.R., YAMAMOTO, T., WIRTH, B.D., “Late blooming phases and dose rate effects in RPV steels: Integrated experiments and models”, *Multiscale Materials Modeling (Proc. Second Int. Conf.)*, Los Angeles, CA (2004) 355.

-
21. M.K. Miller, K.F. Russell. Embrittlement of RPV steels: An atom probe tomography perspective / *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 371, 2007, p. 145–160.
22. M.K. Miller, K.F. Russell, M.A. Sokolov, R.K. Nanstad. APT characterization of irradiated high nickel RPV steels / *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 361, 2007, p. 248–261.
23. Y. Nishiyama, K. Onizawa, M. Suzuki, J.W. Anderegg, Y. Nagai, T. Toyama, M. Hasegawa, J. Kameda. Effects of neutron-irradiation-induced intergranular phosphorus segregation and hardening on embrittlement in reactor pressure vessel steels / *Acta Materialia*, Vol. 56, 2008, P. 4510–4521.
24. О.Г. Касаткин. Тепловое охрупчивание сварных соединений корпусов реакторов типа ВВЭР / *Вопросы атомной науки и техники. 2009. №4-2. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (94)*, с. 232-235.
25. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов / Золотаревский В.С. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
26. ASTM E185-16. Standard Practice for Design of Surveillance Programs for Light-Water Moderated Nuclear Power Reactor Vessels, *Annual Book of ASTM Standards*, Volume 12.02, 2016.
27. American Society of Mechanical Engineers, ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III, Division 1, Subsection NB 2300, Fracture toughness requirements for material, New York, NY (2001).
28. K. Wallin. A simple theoretical Charpy-V – K_{Ic} correlation for irradiation embrittlement // *Innovative Approaches to Irradiation Damage and Fracture Analysis*, PVP. – (1989). – Vol. 170. – P. 93–100.
29. M. Brumovsky. Reactor pressure vessel annealing and mitigation in nuclear power plants // *Understanding and Mitigating Ageing in Nuclear Power Plants*. 2010. – P. 374-386.
30. M. Brumovsky et al. Annealing and re-embrittlement of reactor pressure vessel materials // *State-of-the-art report, ATHENA WP-4, AMES Report No. 19. JRC 46534. EUR 23449 EN* (2008).

31. J. Koutský, J. Kocík. Radiation Damage of Structural Materials. – Materials Science Monographs, 79, 1994. – 362 p.

32. Макетирование технологии отжига корпуса реактора ВВЭР-1000. Д.А. Кочетков, В.Я. Беркович, М.П. Никитенко, О.Е. Степанов, Д.А. Журко, А.В. Алтынбаев, Д.Ю. Ерак. Сборник трудов 10-й международной научно-технической конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР» (МНТК-2017), Подольск, 2017.

33. Крюков А.М. Рубцов В.С. Оценка эффективности низкотемпературного «мокрого» отжига корпусов реакторов ВВЭР-1000. – Ядерная и радиационная безопасность, 2017, № 3 (85), с.1-9.

34. T. Mager, P.D. Freyer & M.G. Burke. Actions/Issues Prior to Annealing: Materials Considerations // Proceedings of the DOE/SNL/EPRI Sponsored Reactor Pressure Vessel Thermal Annealing Workshop, SAND94-1515/1 UC523, September 1994, pp. 9.3-9.31.

35. S. Iskander. The US NRC HSSI program annealing and Reembrittlement Studies at ORNL // Proceedings of the DOE/SNL/EPRI Sponsored Reactor Pressure Vessel Thermal Annealing Workshop, SAND94-1515/1 UC523, P. 8.13-8.33.

36. A.D. Amayev, A.M. Kryukov & M.A. Sokov. Recovery of the Transition Temperature of Irradiated WWER-440 Vessel Metal by Annealing, Steele, L.E. (ed.) Radiation Embrittlement of Nuclear Pressure Vessel Steels: An International Review (Fourth Volume), ASTM STP 1170, 1993. – P.369-379.

37. Звіт «Материаловедческое обоснование эффективности температурно-временного режима отжига металла сварного шва № 4 и основного металла корпуса реактора 1 блока Ривненской АЭС» по етапу 2.1 договору №249/ІРМТ від 02.11.2009 р. між РНЦ «Курчатовский институт» і ДКБ «ГИДРОПРЕСС», РНЦ КІ, Москва, 2010.

38. Copper and phosphorus effect on residual embrittlement of irradiated model alloys and RPV steels after annealing. M. Valo, L. Debarberis, A. Kryukov, A. Chernobaeva. International Journal of Pressure Vessels and Piping 85 (2008) 575–579.

39. Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата наук М.А. Соколова «Обоснование восстановительной термообработки (отжига) эксплуатирующихся корпусов реакторов ВВЭР-440», ИАЕ ім. І.В. Курчатова. Москва, 1989.

40. В.Я. Беркович, М.П. Никитенко, А.Е. Четвериков, А.Н. Тишин. Восстановительный отжиг корпусов реакторов ВВЭР-440 // Сборник трудов АО ОКБ «Гидропресс», 2013, Вып.№14.

41. Reconstitution and test of VVER-440/213 RPV specimens. – Project TAREG2.01/03 «Neutron irradiation embrittlement assessment and validation of embrittlement models for VVER reactor Pressure Vessels». Task 4. Report TAREG2.01-03/SC-076-908/RRCKI/E/TR/08 10 001 – 02.

42. Анализ химического состава и радиационного охрупчивания металла сварного шва № 4 корпуса реактора Ровенской АЭС блок 1. Отчет о научно-исследовательской работе, Инв. № 180-14/26. – Москва, 2008. – 31 с.

43. Звіт «Обоснование программы образцов-свидетелей для сопровождения эксплуатации корпуса реактора 1 блока Ривненской АЭС на период после восстановительного отжига» по етапу 5.1 договору №249/ИРМТ від 02.11.2009 р. між РНЦ «Курчатовский институт» і ДКБ «ГИДРОПРЕСС», РНЦ КІ, Москва, 2010.

44. Звіт «Выполнение работ по восстановительному отжигу. 1 блок Ривненской АЭС», У213-Пр-1921, ДКБ «ГИДРОПРЕСС», 2010.

45. Образцы-свидетели. Техническое описание 1152.75.00.000 и Инструкция по эксплуатации 1152.75.00.000 ТО [Текст] / ПАО "Ижорские заводы". – С.-Петербург., 1981. – 60 с.

46. Образцы-свидетели 1152.75.00.000. Формуляр ЮУАЭС-1 1152.75.00.000 ФО [Текст] / Предприятие п/я Г-4781, 1980. – 236 с.

47. Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-008-89) [Текст]: руководство. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 169 с.: ил. – (Правила и нормы в атомной энергетике). – 0.45 р.

48. Принципиальные положения контроля свойств металла корпуса реактора ВВЭР-1000 по образцам-свидетелям. – РНЦ "Курчатовский институт", Москва – 1993 – 30 с.

49. Заготовки из стали марок 15Х2НМФА и 15Х2НМФА-А. Технические условия ТУ 108 - 765-78. // Госкомитет стандартов СМ СССР – Регистрация №1855521 от 01.08.1978 г.

50. Основные особенности обоснования элементов системы образцов-свидетелей проекта АЭС-2006 / А.Б. Боринцев, В.Г. Жигаржевский, В.И. Каширин, Ю.С. Кузьмин, В.Г. Федосов, В.А. Янчук / ОАО «Ижорские заводы», Санкт-Петербург, Россия.

51. Типовая программа контроля свойств металла корпусов реакторов ВВЭР-1000 по образцам-свидетелям (ПМ-Т.0.03.120-18) [Текст] / Министерство энергетики и угольной промышленности Украины ГП «НАЭК «Энергоатом». – К., 2018. – 38 с.

52. Штромбах Я.И., Николаев Ю.А., Платонов П.А. Радиационный ресурс металла корпусов действующих ВВЭР.- Атомная энергия, 2005, т.98, вып.6, с.460-472.

53. «Программа образцов-свидетелей для сопровождения эксплуатации корпуса реактора 1 блока Ривненской АЭС на период после восстановительного отжига», Инв. №180-14/87, РНЦ КИ, Москва, 2010 г.

54. Формуляр 180.1/Д1050-2010. Комплект гирлянд с образцами-свидетелями для сопровождения эксплуатации корпуса реактора блока №1 Ривненской АЭС на период после восстановительного отжига. Российский научный центр «Курчатовский институт».

55. A. Chernobaeva, J. Shtrombah, A. Krjukov, D. Erak, P. Platonov, J. Nikolaev, E. Krasikov, L. Debarberis, Yu. Kohopaа, M. Valo, S. Vodenicharov and T. Kamenove, Material characterization and selection for the international research project “PRIMAVERA”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Volume 84, Issue 3, March 2007, Pages 151-158.

-
56. H.-W. Viehrig, U. Rindelhardt, J. Schuhnecht., Postmortem Investigation of NPP Graifswald WWER-440 Reactor pressure Vessel, proceeding of 19th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology, Toronto, Canada, August 12-17, 2007 paper 1458.
57. НРБУ-97/Д-2000 Норми радіаційної безпеки України.
58. Маргулис У. Я., Защита от действия проникающей радиации, М., 1961.
59. Реформатский И. А., Лаборатории для работ с радиоактивными веществами, М., 1963.
60. ДСТУ EN 10002-1:2006. Матеріали металеві. Випробування на розтяг. Частина 1. Метод випробування за кімнатної температури (EN 10002-1:2001, IDT).
61. ДСТУ EN 10002-5:2006. Матеріали металеві. Випробування на розтяг. Частина 5. Метод випробування за підвищених температур (EN 10002-5:1991, IDT).
62. ASTM E8M-04. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. - ASTM. - 2004. - 24 p.
63. ДСТУ EN 10045-1:2006. Матеріали металеві. Випробування на ударний вигин за Шарпі. Частина 1. Метод випробування (EN 10045-1:1990, IDT).
64. ASTM E23-05. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. - ASTM. - 2005. - 27 p.
65. ДСТУ 7806:2015. Національний стандарт України. Прокат із легованої конструкційної сталі. Технічні умови
66. Техническое решение о внесении изменений в порядок контроля свойств металла корпусов реакторов ВВЭР-1000 по образцам-свидетелям. Инв.№ 62-1668. Москва, 1993 г., 5 с.
67. СОУ НАЕК 087:2015. Инженерная, научная и техническая поддержка. Методика определения радиационного охрупчивания металла корпусов реакторов и сроков выгрузок образцов-свидетелей по результатам их испытаний. – Киев. – 2015. – 29 с.

68. Технология реконструкции образцов-свидетелей металла корпусов реакторов ВВЭР-1000: отчет / ИЯИ НАН Украины, - Киев, 2009. – 14 с.

69. Методика реконструкции образцов для испытаний на ударный и трехточечный статический изгиб материалов корпусов реакторов типа ВВЭР. РД.ЭО.0352-02, Москва, 2000, 11с.

70. Атестація та апробація технології реконструкції зразків-свідків / А.Ф. Васильєв, В.М. Колочко, О.В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко // Енергетика: економіка, технології, екологія. – 2011. – №1. – С. 4-10.

71. Sreenivasan P.R. Charpy energy–lateral expansion relations for a wide range of steels // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2006. – Vol. 83. – P. 498 – 504.

72. Кореляція поперечного розширення та ударної в'язкості матеріалів корпусів реакторів ВВЕР-1000 / О. В. Тригубенко // Ядерна фізика та енергетика. – 2014. – Т. 15, № 4. – С. 344-348.

73. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко. Зв'язок поперечного розширення та ударної в'язкості зразків Шарпі сталі корпусів реакторів ВВЕР-1000 в неопромінену та опромінену стані // Тези доповідей XXII щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2015. – С. 130-131.

74. Unified Procedure for Lifetime Assessment of Components and Piping in WWER NPPs – VERLIFE, European Commission, Final Report, Contract N° FIKS-CT-2001-20198, September 2003 – 2008.

75. Nuclear Regulatory Commission, Title 10 of the Code Federal Regulations, Part 50, Appendix G, Fracture Toughness Requirements, Office of the Federal, National Archives and Records Administration, US Government Printing Office, Washington, DC– 1995.

76. Sung-Yull Hong, Changheui Jang, Ill-Seok Jeong. Experience of the integrity assessment of the highly embrittled reactor pressure vessel for the life extension // Nuclear Engineering and Design. – 2002. – Vol. 214. – P. 163-172.

77. American Society of Mechanical Engineers, ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section XI, Rules for inservice inspection of nuclear power plant components, New York, NY (2004).

78. Safety Standards of the Nuclear Safety Standards Commission, KTA 3203 (6/01), Surveillance of the Irradiation Behaviour of Reactor Pressure Vessel Materials of LWR Facilities, Cologne – 2001. – 15 p.

79. Особливості окрихчення металу корпусу реактора енергоблоку ЗАЕС-2 / В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко // Проблеми прочності. – 2013. - № 4. – С. 119-124.

80. J. Mathew, D. Parfitt, K. Wilford, N. Riddle, M. Alamaniotis, A. Chroneos, M.E. Fitzpatrick. Reactor pressure vessel embrittlement: Insights from neural network modelling / Journal of Nuclear Materials, Vol. 502, 2018, p. 311–322.

81. G. Bonny, D. Terentyev, A. Bakaev, E.E. Zhurkin, M. Hou, L. Malerba. On the thermal stability of late blooming phases in reactor pressure vessel steels: An atomistic study / Journal of Nuclear Materials, Vol. 442, 2013, p. 282–291.

82. A new engineering method for prediction of the fracture toughness temperature dependence for RPV steels. B.Z. Margolin, A.G. Gulenko, V.A. Nikolaev, L.N. Ryadkov. Int. J. of Pres. Ves. Pip. 80 (2003) 817–829.

83. Fracture toughness prediction for highly irradiated RPV materials: From test results to RPV integrity assessment. B. Margolin et al. J. Nucl. Mat. 432 (2013) 313–322.

84. On Issue of Comparison of the Unified Curve and Master Curve Methods and Application for RPV Structural Integrity Assessment. B.Z. Margolin, V.N. Fomenko, A.G. Gulenko, V.I. Kostylev, and V.A. Shvetsova. Проблеми прочності, 2016, № 2, с. 44-70.

85. Margolin B.Z. et al. Further improvement of the Prometey model and unified curve method part 2. Improvement of the unified curve method. Engng Fract Mech (2018).

86. Руководящий документ эксплуатирующей организации РД ЭО 1.1.2.09.0789-2009. «Методика определения вязкости разрушения по результатам

испытаний образцов-свидетелей для расчета прочности и ресурса корпусов реакторов ВВЭР-1000» - Москва, ОАО «Концерн Энергоатом») - 2009 г. - 64 с.

87. Kim Wallin. Master curve analysis of ductile to brittle transition region fracture toughness round robin data. The “EURO” fracture toughness curve. Espoo 1998, Technical Research Centre of Finland, VTT Publications 367. 58 p.

88. Merkle J.G., Wallin K., McCabe D.E. Technical basis for an ASTM standard on determining the reference temperature, T_0 for ferritic steels in the transition range. NUREG/CR-5504, ORNL/TM-13631, 1999.

89. The Technical Basis for Application of the Master Curve to the Assessment of Nuclear Reactor Pressure Vessel Integrity. Prepared by Mark T. Kirk for Division of Engineering Office of Nuclear Regulatory Research U.S. NRC, 2002, 100 p.

90. K. Wallin, Objective comparison of the Unified Curve and Master Curve methods, International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2014. – Vol. 122. – P. 31–40.

91. ASTM E 1921-02. Standard test method for determination of reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range // Annual Book of ASTM Standards, 2002. – Vol. 03.01. – P. 1 – 19.

92. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко. Пошуки оптимального підходу для визначення зсуву критичної температури крихкості матеріалів корпусів реакторів типу ВВЕР-1000 // Матеріали IV Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування». – Тернопіль, 2015. – С. 194-197.

93. Different approaches to estimation of reactor pressure vessel material embrittlement / V.M. Revka, L.I. Chyrko, Yu.V. Chaikovskiy, O.V. Trygubenko / Ядерна фізика та енергетика, т. 14, № 1, 2013, С. 38-41.

94. Неклюдов И.М. Изменение механических свойств и параметров деформационногоупрочнения металлов и сплавов при облучении / И.М. Неклюдов, Л.С. Ожигов, А.Г. Руденко // Збірник наукових праць СНУЯЕтаП. – 2010. – Вип. 2 (34). – (Серія: Загальнонаукові і спеціальні дослідження). – С. 155 – 161.

95. Зміна характеристик міцності корпусної сталі при довготривалому опроміненні / В. Ревка, О. Тригубенко, Ю. Чайковський, Л. Чирко // Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2013. – №3 (71). – С. 252-258.

96. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко. Вплив радіаційного пошкодження на міцність сталі корпусу реактора ВВЕР-1000 // Тези доповідей XX щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2013. – С. 96-97.

97. Mechanisms of radiation embrittlement of VVER-1000 RPV steel at irradiation temperatures of (50-400)°C / E.A. Kuleshova, B.A. Gurovich, Z.V. Bukina, A.S. Frolov, D.A. Maltsev, E.V. Krikun, D.A. Zhurko, G.M. Zhuchkov / Journal of Nuclear Materials, Vol. 490,2017, P. 247-259.

98. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко. Вплив нейтронного опромінення на енергію верхнього шельфу кривої Шарпі для матеріалів корпусів реакторів ВВЕР // Тези доповідей XXI щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2014. – С. 145-146.

99. Гринченко Г.П., Ревка В.М., Тригубенко О.В. Моніторинг методологій визначення критичної температури крихкості в частині вимог до кривої Шарпі // Тези доповідей XII Міжнародної науково-технічної конференції молодих вчених та фахівців «Проблеми сучасної атомної енергетики». – Харків, 2016. – С. 53-54.

100. Нормативні аспекти визначення критичної температури крихкості в частині вимог до кривої Шарпі / Г.П. Гринченко, В.М. Ревка, О.В. Тригубенко // Збірник доповідей п'ятої міжнародної науково-практичної конференції «Безпека та ефективність атомної енергетики». – Одеса, 2017. – С. 175-179.

101. Г.П. Гринченко, О.В. Тригубенко, В.М. Ревка, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко. Особливості визначення температури крихко-в'язкого переходу для повторно опроміненого після відпалу металу зварного шва корпусу реактора ВВЕР-440 // Тези доповідей XXV щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2018. – С. 92-93.

102. В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Л.І. Чирко. Аналіз повторного після відновлювального відпалу окрихчування корпусу реактора РАЕС-1 // Праці VI Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування». – Тернопіль, 2019. – С. 87-90. (24-27 вересня).

103. Радіаційне окрихчування матеріалів корпусу реактора енергоблоку № 1 Рівненської АЕС внаслідок повторного після відпалу опромінення / М.Г. Голяк, Г.П. Гринченко, В.М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко, О.В. Шкапяк // Ядерна фізика та енергетика. – 2019. – Т. 20, № 3. – С. 248-257.

104. Ya.I. Shtrombakh. Examination of VVER-440 RPV steel re-irradiation behavior using materials from operating units. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 77 (2000) 585–590.

105. J. Kohopaa, R. Ahlstrand. Re-embrittlement behaviour of VVER-440 reactor pressure vessel weld material after annealing. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 77 (2000) 575–584.

106. SCK·CEN contribution to the IAEA Round Robin exercise on WWER-440 RPV weld material: irradiation, annealing and re-embrittlement. E. Lucon, E. van Walle, M. Scibetta, R. Chaouadi, M. Willekens, M. Weber. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* 79 (2002) 665–684.

107. МКТ 02-98 «Методика определения КТХ КР при его эксплуатации после отжига», Москва 1998 г.

108. О.В. Тригубенко, В.М. Ревка, Л.І. Чирко. Оцінка ресурсу корпусу реактора енергоблоку № 1 Рівненської АЕС згідно різних нормативних підходів // Тези доповідей XXVI щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2019. – С. 93-94. (8 - 12 квітня).

Додаток А

Список публікацій здобувача

Наукові праці, в яких опубліковані основні результати дисертації

1. Кореляція поперечного розширення та ударної в'язкості матеріалів корпусів реакторів ВВЕР-1000 / О. В. Тригубенко // Ядерна фізика та енергетика. – 2014. – Т. 15, № 4. – С. 344-348.
2. Different approaches to estimation of reactor pressure vessel material embrittlement / V.M. Revka, L.I. Chyrko, Yu.V. Chaikovskiy, O.V. Trygubenko / Ядерна фізика та енергетика, т. 14, № 1, 2013, С. 38-41 (Особистий внесок – брав участь в обробці даних та підготовці статті).
3. Особливості окрихчення металу корпусу реактора енергоблоку ЗАЕС-2 / В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко // Проблемы прочности. – 2013. - № 4. – С. 119-124 (Особистий внесок – брав участь в плануванні експерименту, узагальненні результатів та підготовці статті).
4. Радіаційне окрихчування матеріалів корпусу реактора енергоблоку № 1 Рівненської АЕС внаслідок повторного після відпалу опромінення / М.Г. Голяк, Г.П. Гринченко, В.М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко, О.В. Шкапяк // Ядерна фізика та енергетика. – 2019. – Т. 20, № 3. – С. 248-257 (Особистий внесок – брав участь у проведенні експериментальних досліджень, обробці результатів та підготовці статті).

Опубліковані праці апробаційного характеру

5. Атестація та апробація технології реконструкції зразків-свідків / А.Ф. Васильєв, В.М. Колочко, О.В. Тригубенко, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко // Енергетика: економіка, технології, екологія. – 2011. – №1. – С. 4-10 (Особистий внесок – брав участь в плануванні експерименту, узагальненні результатів та підготовці статті).
6. Зміна характеристик міцності корпусної сталі при довготривалому опроміненні / В. Ревка, О. Тригубенко, Ю. Чайковський, Л. Чирко // Вісник Тернопільського національного технічного університету. – 2013. – №3

- (71). – С. 252-258 (Особистий внесок – брав участь в обробці даних та підготовці статті).
7. Нормативні аспекти визначення критичної температури крихкості в частині вимог до кривої Шарпі / Г.П. Гринченко, В.М. Ревка, О.В. Тригубенко // Збірник доповідей п'ятої міжнародної науково-практичної конференції «Безпека та ефективність атомної енергетики». – Одеса, 2017. – С. 175-179 (Особистий внесок – брав участь в проведенні експериментальних досліджень, обробці даних та підготовці статті).
 8. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко. Вплив радіаційного пошкодження на міцність сталі корпусу реактора ВВЕР-1000 // Тези доповідей XX щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2013. – С. 96-97.
 9. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко. Вплив нейтронного опромінення на енергію верхнього шельфу кривої Шарпі для матеріалів корпусів реакторів ВВЕР // Тези доповідей XXI щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2014. – С. 145-146.
 10. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко. Зв'язок поперечного розширення та ударної в'язкості зразків Шарпі сталі корпусів реакторів ВВЕР-1000 в неопроміненому та опроміненому стані // Тези доповідей XXII щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2015. – С. 130-131.
 11. В. М. Ревка, О. В. Тригубенко, Ю. В. Чайковський, Л. І. Чирко. Пошуки оптимального підходу для визначення зсуву критичної температури крихкості матеріалів корпусів реакторів типу ВВЕР-1000 // Матеріали IV Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування». – Тернопіль, 2015. – С. 194-197.
 12. Гринченко Г.П., Ревка В.М., Тригубенко О.В. Моніторинг методологій визначення критичної температури крихкості в частині вимог до кривої Шарпі // Тези доповідей XII Міжнародної науково-технічної конференції

молодих вчених та фахівців «Проблеми сучасної атомної енергетики». – Харків, 2016. – С. 53-54.

13. Г.П. Гринченко, О.В. Тригубенко, В.М. Ревка, Ю.В. Чайковський, Л.І. Чирко. Особливості визначення температури крихко-в'язкого переходу для повторно опроміненого після відпалу металу зварного шва корпусу реактора ВВЕР-440 // Тези доповідей XXV щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2018. – С. 92-93.
14. О.В. Тригубенко, В.М. Ревка, Л.І. Чирко. Оцінка ресурсу корпусу реактора енергоблоку № 1 Рівненської АЕС згідно різних нормативних підходів // Тези доповідей XXVI щорічної наукової конференції Інституту ядерних досліджень НАН України. – Київ, 2019. – С. 93-94.
15. В.М. Ревка, О.В. Тригубенко, Л.І. Чирко. Аналіз повторного після відновлювального відпалу окрихчування корпусу реактора РАЕС-1 // Праці VI Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування». – Тернопіль, 2019. – С. 87-90.

Продовж. дод. А

Апробація результатів дисертації

Основні положення роботи викладено та обговорено на науково-практичних конференціях різного рівня:

1. XX Щорічна наукова конференція Інституту ядерних досліджень НАН України (Київ, 28 січня - 01 лютого 2013 р., форма участі – публікація тез);
2. III Міжнародна науково-технічна конференція «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування» (Тернопіль, 17-20 вересня 2013 р., форма участі – усна доповідь);
3. XXI Щорічна наукова конференція Інституту ядерних досліджень НАН України (Київ, 27-31 січня 2014 р., форма участі – публікація тез);
4. XXII Щорічна наукова конференція Інституту ядерних досліджень НАН України (Київ, 26-30 січня 2015 р., форма участі – публікація тез);
5. IV Міжнародна науково-технічна конференція «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування» (Тернопіль, 21-24 вересня 2015 р., форма участі – публікація тез);
6. XII Міжнародна науково-технічна конференція молодих вчених та фахівців «Проблеми сучасної атомної енергетики» (Харків, 16-18 листопада 2016 р., форма участі – публікація тез);
7. V Міжнародна науково-практична конференція «Безпека та ефективність атомної енергетики» (Одеса, 5-9 вересня 2016 р., форма участі – постерна доповідь);
8. XXV Щорічна наукова конференція Інституту ядерних досліджень НАН України (Київ, 16-20 квітня 2018 р., форма участі – публікація тез);
9. VI Міжнародна науково-практична конференція «Безпека та ефективність атомної енергетики» (Одеса, 4-6 вересня 2018 р., форма участі – постерна доповідь);

- 10.XXVI Щорічна наукова конференція Інституту ядерних досліджень НАН України (Київ, 8-12 квітня 2019 р., форма участі – публікація тез);
- 11.VI Міжнародна науково-технічна конференція «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування» (Тернопіль, 24-27 вересня 2019 р., форма участі – публікація тез).