

# Вплив термічного старіння на механічні властивості та руйнування сталей атомних електростанцій: огляд

К. М. Лук'яненко<sup>1,2</sup> - ORCID <https://orcid.org/0000-0003-1240-7425>

С. М. Шукаєв<sup>1</sup> - ORCID <https://orcid.org/0000-0002-8195-6041>

М. М. Зразовський<sup>2</sup> - ORCID <https://orcid.org/0000-0001-7443-8628>

Received: 20 February 2026 / Revised: 30 March 2026 / Accepted: 14 April 2026

**Анотація.** Більшість енергоблоків АЕС України вичерпали проектний термін експлуатації (30 років), що в умовах переходу до довгострокової експлуатації підвищує ризики аварій через деградацію конструкційних матеріалів. Впровадження концепції управління старінням в атомній промисловості та посилення нормативних вимог зумовлюють необхідність комплексного вивчення механізмів старіння, зокрема кількісного оцінювання їхнього впливу на характеристики міцності й тріщиностійкості обладнання поза межами проектного ресурсу. Метою роботи є аналіз наукового доробку щодо впливу тривалого термічного старіння на механічні властивості та параметри руйнування металів реакторних установок. В огляді розглянуто світовий досвід управління старінням, проаналізовано температурно-часові умови експлуатації та надано детальну характеристику еволюції мікроструктури й механічних властивостей основних типів реакторних сталей: низьколегованих, аустенітних, аустенітно-феритних, мартенситних та мартенситно-феритних. Розуміння процесів термічної деградації має вирішальне значення для обґрунтованого вибору матеріалів, прогнозування їхнього залишкового ресурсу та забезпечення довгострокової безпечної експлуатації АЕС. Пошук та відбір джерел здійснювався у наукометричних базах Scopus, Web of Science та Google Scholar за період 2010–2025 рр. Це дозволило узагальнити сучасні експериментальні дані та підходи до прогнозування залишкового ресурсу й забезпечення експлуатаційної надійності АЕС.

**Ключові слова:** ядерний реактор, тривала експлуатація, ядерні матеріали, термічне старіння, окрихнення, деградація, еволюція мікроструктури, механічні властивості, в'язкість руйнування.

## Вступ

Станом на початок 2026 року частка атомної енергетики у структурі світової генерації електроенергії становить приблизно 9 % [1]. Одним із ключових викликів галузі є старіння парку реакторів: станом на 2025 рік значна частина енергоблоків АЕС у світі працює поза межами початково встановленого проектного ресурсу (зазвичай 30–40 років). Зокрема, дані щодо вікової структури реакторів у ЄС (рис. 1) свідчать, що переважна більшість із них перебуває в експлуатації понад 30–40 років [2], що підтверджує тенденцію до глобального старіння ядерних потужностей.

У Сполучених Штатах термін дії ліцензій на експлуатацію для 73 енергоблоків уже продовжено до 60 років, з перспективою в майбутньому збільшити його до 80 років [3], [4]. Аналогічна тенденція спостерігається і в інших країнах, де парк реакторів наближається до свого 40-річного проектного терміну [5]. На АЕС України станом на 01.01.2026 з 15 енергоблоків 13 (87 %) вже відпрацювали 30-річний проектний термін експлуатації, і на сьогодні їх експлуатація відбувається у понадпроектні терміни [6]. Таким чином, довгострокова експлуатація (ДСЕ) стала загальносвітовою практикою для держав з розвинутою атомною енергетикою. Популярність цього підходу зумовлена економічною доцільністю: продовження ресурсу наявних потужностей потребує суттєво менших капітальних інвестицій, ніж спорудження нових ядерних об'єктів, не говорячи вже про вартість і тривалість зняття з експлуатації та десятиліття підтримки законсервованих об'єктів з радіоактивними захороненнями [7].

Подовження терміну експлуатації об'єктивно підвищує ризики виникнення аварійних ситуацій, зумовлених деградацією властивостей конструкційних

<sup>1</sup> Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського", Київ, Україна, <https://ror.org/00syn5v21>

<sup>2</sup> ТОВ "ІПП-Центр", Київ, Україна

✉ К. М. Лук'яненко  
lukianenko-km@ipp-centre.com.ua



матеріалів під впливом механізмів старіння. Визначальним чинником у цьому контексті є здатність критично важливих компонентів зберігати структурну цілісність протягом періоду, що перевищує 60 років. Отже, фактичний ресурс наявного парку реакторів лімітується саме характеристиками їхніх матеріалів [8].



**Рис. 1.** Кількість діючих реакторів за віком (станом на 31 грудня 2020 року) [2]

До основних механізмів старіння належать радіаційне окрихнення, радіаційне розпухання внутрішньокорпусних пристроїв реакторів, термічне старіння, втомна деградація, стрес-корозія, механічне зношування, а також тривалий вплив високих тисків і температур. Нерівномірність впливу цих чинників зумовила концентрацію наукових досліджень попередніх років навколо найбільш критичного елемента енергоблоку – корпусу реактора (КР), та найнебезпечнішого для нього фактору – радіаційного окрихнення. Систематичному вивченню інших вузлів та механізмів старіння приділялася менша увага. Це пояснювалося закладеними на етапі проектування реакторів консерватизмом та високими коефіцієнтами запасу, що гарантували безпеку протягом початкового 30-річного (40-річного для реакторів типу ВВЕР) терміну служби. Як наслідок, подібні дослідження мали переважно фрагментарний характер і проводилися лише у разі виникнення відмов або в межах окремих програм модернізації.

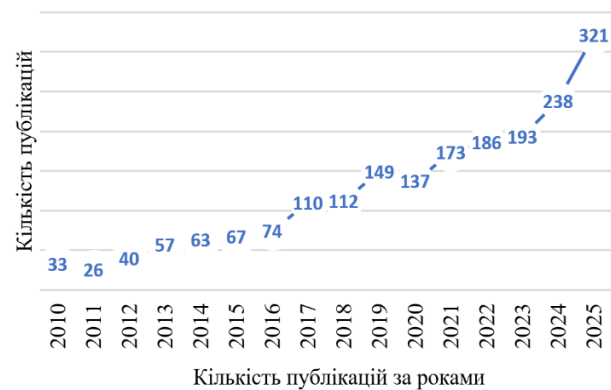
Впровадження концепції ДСЕ та посилення вимог сучасних нормативних документів [9] докорінно змінили підходи до оцінювання технічного стану обладнання. Виникла необхідність комплексного вивчення всіх значущих механізмів старіння, а також кількісної оцінки їхнього впливу на характеристики міцності та тріщиностійкості конструкційних матеріалів основного обладнання АЕС, що експлуатуються поза межами проектного ресурсу.

Другим за значущістю фактором деградації після радіаційного опромінення вважається термічне старіння. Подібно до радіаційного впливу, воно спричиняє деградацію механічних властивостей та показників в'язкості руйнування матеріалів за тривалого впливу температури. Цьому механізму старіння піддається переважна більшість номенклатури матеріалів обладнання та трубопроводів першого контуру реакторної установки (РУ) [4], [10].

Дослідження термічного старіння має критичне значення для прогнозування залишкового ресурсу та

забезпечення експлуатаційної надійності АЕС для ДСЕ. Розуміння кінетики зміни механічних характеристик з часом дозволяє оптимізувати вибір матеріалів, вдосконалювати стратегії технічного обслуговування та розробляти високоточні прогностичні моделі для гарантування ядерної безпеки.

Аналіз наукового доробку, присвяченого впливу термічного старіння на властивості сталей атомних електростанцій (рис. 2), демонструє стійку тенденцію до зростання кількості публікацій. Це підтверджує високу наукову актуальність та прикладну значущість даної тематики для сучасної атомної енергетики.



**Рис. 2.** Кількість публікацій за роками, згідно Scopus за запитом: “effect of thermal ageing on mechanical and fracture properties steels of nuclear power plant”

## Мета і задачі дослідження

Вивчення наукового доробку, присвяченого впливу тривалого термічного старіння на механічні властивості та параметри руйнування матеріалів обладнання реакторних установок та визначення перспективних напрямів подальших досліджень.

## Світовий парк ядерних реакторів

Сучасний парк ядерних реакторів переважно складається з блоків великої потужності. Станом на 1 жовтня 2025 року налічується 438 працездатних реакторів загальною потужністю 397 ГВт. Понад 70 % працездатних реакторів – це реактори з водою під тиском (PWR). Реактори з киплячою водою (BWR) становлять 14 %, важководні реактори під тиском (PHWR) – 11 %, легководні реактори з графітовим сповільнювачем (LWGR) – 2%, газоохолоджувані реактори (GCR) – 2 %, і є лише два працездатних реактори на швидких нейтронах (FNR) та один високотемпературний газоохолоджуваний реактор (HTGR) [1].

Таким чином, переважною конструкцією реакторів у світі є реактор з водою під тиском (PWR), на який припадає більше 70 % від загальної кількості, далі йдуть реактори з киплячою водою (BWR) та важководні реактори. У літературі розрізняють західні реактори PWR та радянські реактори ВВЕР (рис. 3). Оскільки

реактори ВВЕР також є реакторами з водою під тиском, то механізми старіння та вимоги до проектування є подібними [11].

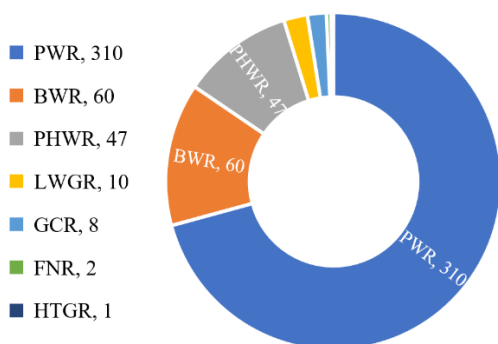


Рис. 3. Кількість діючих реакторів за типом [1]

Переважає більшість сучасних енергоблоків належить до II покоління. Їхнє проектування розпочалося у 1960-х роках, а комерційна експлуатація припала на період з 1970-х по 1990-ті роки. Ці установки прийшли на зміну I поколінню (1950–1960-ті рр.), що було представлено ранніми прототипами та демонстраційними реакторами. Наступний етап еволюції – покоління III, розроблене у 1990-х роках із суттєво покращеними показниками безпеки та економічної ефективності. Сучасне ж сімейство легководних реакторів (LWR) покоління III+ впроваджує ще прогресивніші рішення, зокрема пасивні системи відведення залишкового тепла [8]. Паралельно триває активна розробка перспективних реакторних технологій IV покоління. Серед запропонованих концепцій ключовими є дуже високотемпературні реактори (VHTR), надкритичні водяні реактори (SCWR), реактори з рідкометалевим теплоносієм (LMR), реактори на розплавах солей (рідкосольовий реактор, PCP, MSR), а також підкритичні системи, що керуються прискорювачами. Матеріали в реакторах нового покоління працюватимуть в екстремальних умовах: високі температури, інтенсивне нейтронне опромінення та тривалий контакт із корозійно-активними рідкими металами чи солями [12].

Реактори покоління I виготовлялися зі звичайних низьколегованих котельних сталей, де легування мало на меті підвищення міцності та зниження металоемності (товщини стінок). Конструкційні рішення базувалися на стандартах проектування парових котлів. Корпуси збирали з гарячекатаних гнутих листів за допомогою ручного дугового зварювання з формуванням поздовжніх і поперечних швів. Зі збільшенням товщини стінок під час проведення “холодних” гідровипробувань почали виникати випадки крихкого руйнування, зумовлені низькою в’язкістю зварних з’єднань. У товстостінних конструкціях в околі дефекту виникає тривісний розтягивальний напружений стан, який обмежує пластичну деформацію, необхідну для релаксації напружень у вершині тріщини.

Для реакторів покоління II загальноприйнятою практикою стало використання високоякісних корпусних сталей, впровадження суворого контролю зварю-

вання та перехід на використання суцільно кованих обичайок замість зварних листів. Також обов’язковими стали гідровипробування і застосування методів механіки руйнування для оцінки цілісності. КР покоління III виготовляються з високоочищених сталей із жорстким обмеженням вмісту шкідливих домішок (зокрема фосфору та міді), що дозволяє гарантувати проектний термін експлуатації тривалістю 60 років [11].

Основна відмінність між реакторами PWR та BWR полягає в тому, що останній складається з одного водяного контуру, призначеного для кипіння в активній зоні, з паром, що подається безпосередньо до турбіни, що виключає необхідність парогенератора та компенсатора тиску, що знаходяться в PWR. Робочі температури для обох типів реакторів є порівнянними (~300 °C), так саме, як порівнянними є умови напруження та радіації. Таким чином, більшість конструкційних сплавів у цих двох типах реакторів дуже схожі [8].

### Концепція управління старінням в атомній промисловості

Продовження експлуатації АЕС поза межами проектного терміну базується на концепціях управління старінням (Ageing Management) та впровадженні програм ДСЕ, розроблених під егідою МАГАТЕ [13], [14]. У межах цих підходів розглядають два типи деградації об’єктів: фізичне та нефізичне старіння. Фізичне старіння (далі – “старіння”) визначається як поступове погіршення фізико-механічних характеристик матеріалів та обладнання внаслідок експлуатаційного зносу, а також під впливом радіаційних, хімічних чи біологічних чинників (механізмів деградації). Натомість нефізичне старіння пов’язане з моральним зносом – невідповідністю наявних технологій, норм або систем сучасним стандартам і досягненням науково-технічного прогресу.

Відповідно до [15], загальна оцінка безпеки АЕС базується на аналізі сукупного впливу обох типів старіння. Це неперервний процес, що вимагає проведення періодичної переоцінки безпеки (Periodic Safety Review, PSR) або впровадження альтернативних заходів, що ґрунтуються на актуальному експлуатаційному досвіді та результатах міжнародних наукових досліджень.

Вимоги до безпеки на всіх етапах життєвого циклу АЕС визначені в документах Серії норм безпеки № SSR-2/1 [16] та № SSR-2/2 [7]. Згідно з ними, управління старінням має гарантувати збереження функцій безпеки систем та обладнання як у штатному режимі, так і в умовах ДСЕ. Цей процес передбачає координацію заходів із моніторингу, запобігання та мінімізації деградаційних ефектів у конструкційних елементах.

В Україні протягом останнього десятиліття реалізовано масштабну програму з обґрунтування продовження термінів експлуатації енергоблоків. Паралельно з цим на основі настанов МАГАТЕ було впроваджено національну нормативну базу [17]–[20] та інші, що регулює діяльність експлуатуючої організації в понад-проектний період. Більш детальну інформацію щодо

нормативних актів України, які встановлюють регулюючі та технічні вимоги до управління старінням і ДСЕ енергоблоків АЕС як з боку регулюючого органу, так і з боку експлуатуючої організації наведені в роботі [21].

Ключовим етапом управління старінням та прийняття рішень щодо подальшої експлуатації є фундаментальне вивчення механізмів деградації. На основі міжнародного досвіду, даних експлуатаційного контролю та результатів наукових проектів сформовано перелік основних механізмів старіння, що охоплює як загальні чинники для всього парку обладнання, так і специфічні фактори для окремих вузлів. Концепції управління старінням в атомній промисловості присвячено

багато досліджень [14], [22]–[24] та інші, в яких розглядаються, як загальні підходи, так і окремі процедури та методики.

### Температурно-часові умови експлуатації обладнання реакторних установок

Для ДСЕ термічне старіння є важливим фактором деградації для обладнання РУ, що тривалий час перебувають під впливом робочих температур першого контуру, навіть за умови низького нейронного опромінення [25] (Табл. 1).

**Таблиця 1.** Умови експлуатації критичного обладнання ядерних реакторів

Обладнання	Тип реактора	Умови експлуатації та чинники впливу	Джерело
Корпус реактора	ВВЕР / PWR	Температурний діапазон 275–325 °С, тиск ~15,5 МПа. Основний ризик – радіаційне окрихчення.	[5], [11], [26], [27], [28]
Теплообмінні трубки (ТОТ)	ВВЕР-440 / 1000	Зовнішній діаметр 16 мм, мінімальна товщина стінки (1,4 мм і 1,5 мм для ВВЕР-440 і ВВЕР-1000 відповідно). Вплив агресивного хімічного середовища (корозійного), перепадів тиску та температурних градієнтів між першим і другим контуром.	[5], [24], [29], [30]
Колектори парогенераторів	ВВЕР-1000	Зварні з'єднання №111 колектору з соплами (Ø1200). Наявність залишкових напружень та дифузійних процесів у зонах термічного впливу.	[5], [24], [30]
Зварні шви	ВВЕР-1000	Різномірні зварні з'єднання, що піддаються механічним навантаженням та тривалому термічному впливу.	[5], [24], [29]
Внутрішньо-корпусні пристрої	ВВЕР / PWR	Внутрішньокорпусні пристрої реактора, такі як шахта, вигородка активної зони та блок захисних труб, є дуже вразливими до деградації. Ці компоненти виготовляються з аустенітної нержавіючої сталі та, перебуваючи за температури близько 350 °С, схильні до радіаційного розпухання, термічного старіння й корозійного розтріскування під напруженням, підсилювального нейтронним опроміненням (IASCC).	[24], [27], [31], [32]
Головний циркуляційний насос (ГЦН)	ВВЕР / PWR / LWR	ГЦН забезпечує примусову циркуляцію теплоносія в першому контурі. Найбільш критичними вузлами є корпус, вал та вузли ущільнення, які експлуатуються в умовах інтенсивної вібрації та знакомінних температурних циклів. Корпуси ГЦН зазвичай виготовляються методом лиття (з сталей типів 06X12H3ДЛ, CF-8 або CF-8М). Такі матеріали схильні до термічного окрихчення в діапазоні робочих температур 280–350 °С, що призводить до зниження в'язкості руйнування та деградації механічних властивостей металу.	[24], [32], [33]
Компенсатор тиску	ВВЕР / PWR	Компенсатор тиску експлуатується в умовах високого тиску та температур, що перевищують температуру в реакторі й сягають ~345 °С. Це зумовлює його вразливість до термічного старіння та циклічної втомної деградації. Дослідження процесів старіння компенсатора зосереджені на зміні механічних властивостей сталей (зокрема марок 17-4 PH та A508 Cl.3) під тривалим термічним впливом, що спричиняє теплове окрихчення матеріалу та зниження його втомної міцності.	[24], [34], [35]
Головний циркуляційний трубопровід (ГЦТ)	ВВЕР / PWR	Включає коліна та зварні з'єднання великого діаметра. Основним механізмом старіння є термічне окрихчення аустенітних або дуплексних нержавіючих сталей та втомна деградація.	[5], [23], [24], [36]

Тривала експлуатація обладнання ядерних реакторів (до 60 років) при температурах  $\sim 300$  °C активує дифузійні процеси в структурі металу. Це призводить до зміни фазового складу та погіршення в'язкості руйнування навіть за відсутності значного нейтронного опромінення. Поєднання високого робочого тиску першого контуру (15,5 МПа) та термічного старіння суттєво прискорює деградацію матеріалу в стінках обладнання [8].

У РУ ВВЕР-440 найбільш критичним елементом традиційно вважається корпус реактора, а також шість парогенераторів, що визначають загальний ресурс блока. Натомість у проєктах ВВЕР-1000 корпус реактора розташований на значній відстані від активної зони, що мінімізує інтенсивність радіаційного окрихчення порівняно з ВВЕР-440. Проте досвід експлуатації ВВЕР-1000 виявив інші вразливі вузли: зварні з'єднання колекторів першого контуру з патрубками (соплами) та теплообмінні трубки (ТОТ) парогенераторів. ТОТ піддаються комплексному впливу негативних чинників: корозійне середовище 2-го контуру, яке випаровується при контакті з ТОТ з відкладенням накипів на поверхнях, дія градієнта температури по товщині стінки і перепад тиску між першим і другим контуром. ТОТ в парогенераторі схильні до термічного старіння, корозійного розтріскування під напруженням, пітінгової та загальної корозії [37]. Витоки в цих трубах призводять до профілактичного засмічення труб під час регулярного технічного обслуговування, що знижує ефективність та потужність парогенератора, хоча є резерв у 20 % труб. Саме стан парогенераторів часто стає "вузьким місцем", що обмежує термін служби багатьох АЕС [29].

Попри відмінності між реакторами PWR та ВВЕР у конструкції, типі палива, умовах експлуатації та нормативних вимогах до матеріалів, результати досліджень на установках ВВЕР мають високу наукову й практичну цінність для реакторів PWR. Це зумовлено тим, що обидва типи реакторів стикаються з ідентичними механізмами деградації конструкційних матеріалів [5].

### Сталі та сплави, що використовуються у реакторних установках

Для виготовлення КР використовують обмежений перелік марок сталі, що зумовлено жорсткими галузевими стандартами безпеки та необхідністю проведення тривалих і високовартісних програм випробувань для сертифікації нових матеріалів. Залежно від конструкції, КР, великі трубопроводи та вузли першого контуру зазвичай виготовляють із дрібнозернистих загартованих і відпущених низьколегованих сталей. До них належать сталі типу Mn-Mo-Ni (наприклад, SA533B1, SA508 Gr.3Cl.2, 16MND5, 20MnMoNi55, 19MnNiMo), Ni-Mo-Cr (наприклад, 22NiMoCr37) або Cr-Mo-V (наприклад, 15X2MFA, 15X2HMFA) [11], [38], [39].

Зокрема, для КР типу ВВЕР застосовують:

15Kh2MFA (15X2MFA) – хромо-молібдено-ванадієва сталь, основний матеріал корпусів ВВЕР-440.

Має високу термічну стабільність, проте є чутливою до радіаційного окрихчення за наявності підвищеного вмісту фосфору та міді [40].

15KhNMFA (15X2HMFA) – хромо-нікель-молібдено-ванадієва сталь, використовується для корпусів ВВЕР-1000. Додавання нікелю покращує в'язкість руйнування та дозволяє виготовляти стінки великої товщини [28], [31], [39].

За стандартами ASME виділяють:

SA508 – низьколегована феритна сталь (Mn-Mo-Ni), найпоширеніший матеріал для поковок КР PWR та ВВЕР. Визначається високою міцністю та в'язкістю;

SA533B – марганцево-молібденова сталь з додаванням нікелю у вигляді товстостенового прокату, призначена для виготовлення зварних корпусів.

SA-302B – марганцево-молібденова сталь, що застосовувалася в реакторах другого покоління. Через нижчий вміст нікелю порівняно з SA533 є менш стійкою до радіаційного окрихчення [26].

Сталі для КР третього покоління та їх регіональні аналоги:

SA508Gr.3 – використовується для КР у Китаї [26], [38], застосування великогабаритних поковок цієї марки дозволяє зменшити кількість зварних з'єднань, що підвищує радіаційну стійкість та загальну безпеку АЕС.

22NiMoCr37 – німецький аналог SA508, що активно використовувався для виготовлення КР типу PWR, побудованих у Німеччині [41];

20MnMoNi55 – німецький аналог SA533B / SA508, що використовувався в реакторах типу Siemens / KWU [26], [42];

16MnD5 – французький аналог SA508 Cl.3, основна сталь для КР французького дизайну. Відзначається особливою чистотою щодо шкідливих домішок (мідь, фосфор) [26], [43], [44], [45].

Аустенітні нержавіючі сталі (типи 304, 316, 321, 347) є основними конструкційними матеріалами активної зони завдяки високій корозійній стійкості, технологічності та стабільності механічних властивостей. Зокрема, сталь марки 08X18H10T є базовим радіаційно стійким матеріалом для реакторів типу ВВЕР. Вибір цих сталей, а також сплавів на основі нікелю (таких як Inconel 600, 690 та 800) для внутрішньо-корпусних пристроїв і трубок парогенераторів зумовлений їхньою винятковою стійкістю до водної корозії. Низька швидкість деградації цих матеріалів забезпечується формуванням на їхній поверхні щільних захисних шарів із хромовмісної шпінелі. Такі оксидні плівки мають високу адгезію до металевої матриці та вкрай низьку швидкість росту в експлуатаційних умовах [8], [46].

Основні компоненти другого контуру (паропроводи, корпуси турбін) виготовляються переважно з низьковуглецевих або низьколегованих сталей. Допоміжні деталі підвищеної міцності, зокрема пружини та кріплення, виготовляють із нікелевих сплавів, а трубки конденсаторів – із титану або корозійностійких сталей [8], [46].

## Термічне старіння

Термічне старіння (окрихчення) є механізмом деградації металів, за якого тривалий вплив високих температур спричиняє трансформацію мікроструктури, що призводить до суттєвої зміни властивостей матеріалу. У процесі старіння матеріали втрачають пластичність і здатність до подовження, внаслідок чого замість в'язкого руйнування відбувається раптове крихке. Цей процес зумовлений термічно активованим дифузійним рухом атомів кристалічної ґратки, який може тривати протягом усього періоду експлуатації навіть за відсутності зовнішнього механічного навантаження. Наслідком таких дифузійних процесів є характерні зміни механічних характеристик: зниження в'язкості руйнування та пластичності при одночасному підвищенні міцності й твердості [47]. Ключовими параметрами, що визначають інтенсивність старіння, є температурний рівень, особливості мікроструктури та тривалість термічної витримки.

Згідно з дослідженнями [45] необхідною умовою для прояву термічного старіння є наявність “нестабільної” структури (зокрема загартованої), у якій атоми здатні до перебудови шляхом дифузії. Швидкість такої дифузії є значно вищою для бейнітних низьколегованих сталей, а також феритних і мартенситних нержавіючих сталей з об'ємно-центрованою кубічною решіткою (ОЦК), порівняно з аустенітними сталями чи сплавами з гранецентрованою кубічною структурою (ГЦК). Саме тому сталі першої групи є більш вразливими до старіння. Основними явищами, що провокують деградацію, вважаються міжзеренна сегрегація фосфору в мартенситних і бейнітних сталях, а також виділення (“розмішування”) хрому з твердого розчину у феритній фазі дуплексних та мартенситних сталей. Хоча традиційно вважається, що аустенітні нержавіючі сталі майже не піддаються термічному старінню, результати роботи [48] свідчать про зворотне: за температур понад 600 °C і витримці 30 000 годин спостерігається зниження енергії удару на 30 % порівняно з вихідним станом.

Ступінь механічної деградації внаслідок старіння оцінюють за допомогою таких індикаторів, як статична міцність на розтяг, ударна в'язкість, твердість і тріщиностійкість, що дозволяє прогнозувати безпеку подальшої експлуатації. На енергоблоках АЕС використовується широка номенклатура матеріалів, що постійно перебувають під впливом робочих температур. При цьому основна увага дослідників була зосереджена на дисперсійно-гартованих, мартенситних та литих дуплексних нержавіючих сталях. Результати досліджень засвідчують, що виявлене значне окрихчення окремих матеріалів потребує ретельного моніторингу, особливо в межах програм продовження терміну експлуатації станцій.

## Термічне старіння низьколегованих сталей

Низьколеговані мангано-нікель-молібденові сталі (Mn-Ni-Mo) використовуються для виготовлення КР, парогенераторів та компенсаторів тиску. Вони мають

дрібнозернисту структуру, що забезпечує в'язкість і стійкість до крихкого руйнування. Більшість даних про термічне старіння Mn-Ni-Mo низьколегованих сталей (таких як SA508, A533, 18MND5 та 16MND5) вказують на те, що матеріали стійкі до термічного старіння в діапазоні температур 260–320 °C протягом часу старіння 100 000 годин і навіть до 250 000 годин. Однак для деяких сталей повідомлялося про зсув критичної температури крихкості (КТК) на 60 °C [49]. Ці винятки підкреслюють необхідність дослідження впливу термічного старіння на характеристики матеріалів, зокрема, тріщиностійкість.

Низьколеговані сталі схильні до міжкристалічного окрихчення внаслідок сегрегації фосфору (P) та інших домішок (Sn, Sb та As). Оскільки низьколеговані сталі піддаються впливу відносно високої температури, кількість фосфору на межах зерен збільшується з часом старіння. Сегрегація фосфору до меж зерен вважається основним механізмом термічного старіння. Нікель може впливати на здатність атомів фосфору до поглинання межами зерен та збільшувати чутливість до термічного окрихчення. Високий вміст фосфора або нікелю може призвести до значного зсуву КТК через термічне старіння. Для основного матеріалу або наплавленого металу шва зсув КТК за даними випробувань на ударний згин за Шарпі з V-подібним надрізом не перевищує 30 °C [49]. З іншого боку, значне окрихчення спостерігається за вищих робочих температур (від 325 до 350 °C) у крупнозернистих ділянках зон термічного впливу. Ризик прояву термічного старіння в цьому випадку мінімізується заходами, які зазвичай застосовуються у виробництві і дозволяють уникнути локальної появи крупнозернистих зон термічного впливу у випадку з'єднання або плакування великих конструктивних елементів. У роботі [45] зазначається, що з 1970-х років, досягнуто значного прогресу щодо чистоти реакторних сталей, зокрема з точки зору зниження сірки і фосфору, вважається, що вони близькі до свого оптимального рівня.

У статті [50] представлено результати дослідження змін мікроструктурного стану та фізико-механічних властивостей основного металу (низьколегована мангано-нікель-молібдено-ванадієва сталь 10ГН2МФА) головних циркуляційних трубопроводів (ГЦТ) енергоблоків Південноукраїнської АЕС (№ 1–3) із реакторами ВВЕР протягом 200000 годин експлуатації. Аналіз даних періодичного контролю механічних властивостей металу трубопроводів прямими методами виявив немонотонний (екстремальний) характер зміни нормованих показників. Отримані результати підтверджують загальні закономірності еволюції властивостей низьколегованих сталей за температур випробування нижче  $0,3T_{пл}$  ( $T_{пл}$  – абсолютна температура плавлення): підвищення міцності супроводжується зниженням пластичності, що вказує на антибатний характер зміни цих характеристик. Легування нікелем та молібденом сприяє збереженню в'язкості металу в умовах нейтронного опромінення, запобігаючи окрихчуванню після 30–40 років тривалої термічної витримки.

Водночас автори зазначають, що зміни структури на субзеренному рівні, які виникають під час старіння ГЦТ, не фіксувалися стандартною оптичною металографією, проте були виявлені методами наноіндентування та електронної мікроскопії. Це підкреслює необхідність розширення спектру методів дослідження на субзеренному рівні, найбільш чутливому до експлуатаційної деградації, та доцільність переходу від консервативних розрахункових моделей до методів прямого моніторингу фактичного стану металу.

Авторами роботи [28] було досліджено еволюцію мікроструктури та механічні властивості сталі КР ВВЕР-1000 Cr-Ni-Mo-V (15X2НМФА) після прискореного термічного старіння за 480 °С протягом різної тривалості. Було виявлено, що тенденція до зменшення міцності на розтяг, ударної в'язкості та мікротвердості зменшується зі збільшенням періоду старіння. Було виявлено, що основною причиною погіршення властивостей під час термічного старіння було укрупнення карбідів. Встановлено, що з подовженням часу термічного старіння відбувається укрупнення та фазова трансформація карбідів. Зокрема, спостерігається розчинення менш стабільних частинок типу МС з подальшим формуванням і ростом карбідів  $M_{23}C_6$ . Робиться висновок про те, що основною причиною деградації сталей Cr-Ni-Mo-V внаслідок термічного старіння є поєднання двох механізмів: укрупнення (коагуляція) карбідів, що спричиняє окрихчення на тлі зміцнення матеріалу та сегрегації атомів фосфору на межах зерен, що призводить до окрихчення без зміни показників міцності. Укрупнення карбідів підвищує твердість, водночас знижуючи в'язкість, тоді як накопичення шкідливих домішок на межах зерен додатково посилює схильність матеріалу до крихкого руйнування. Таким чином, сталь 15X2НМФА може демонструвати зсув КТК у бік вищих температур саме внаслідок тривалого термічного впливу, що є критичним фактором для впровадження програм довгострокової експлуатації.

Аналогічні дослідження наведено в роботі [51], де основний метал КР (сталь Cr-Mo-V-Ni) піддавали прискореному термічному старінню за температури 500 °С протягом 1200 та 1800 годин. Для оцінки характеристик розтягу архівних (вихідних) та зістарених зразків застосовували метод продавлювання зразків у формі диску  $\varnothing 8 \text{ мм} \times 0,5 \text{ мм}$  сферою (SPT). Результати свідчать про незначну зміну показників міцності сталі протягом дослідженого періоду. Проте на поверхні зламу зразка, витриманого 1800 годин, спостерігалися ознаки сколу (крихкого руйнування), тоді як архівні зразки та зразки після 1200 годин старіння руйнувалися в'язко. При цьому в зістареному металі не виявлено суттєвих змін твердості, розміру зерен чи щільності карбідів порівняно з вихідним станом.

Вплив тривалого термічного старіння сталі 16MND5 (з витримкою до 5000 год) на її механічні характеристики проаналізовано у роботі [52]. Встановлено, що деградація структури призводить до суттєвого зниження границі текучості та границі міцності. При цьому відносне видовження демонструвало нелі-

нійну залежність: початкове незначне зменшення змінилось зростанням після 5000 год витримки. Зафіксовано падіння ударної в'язкості та значне зміщення КТК у бік вищих температур зі збільшенням часу старіння.

Французька низьколегована сталь 18MND5 стала об'єктом вивчення у роботі [35]. Дослідження охоплювало випробування основного металу, металу швів та зон термічного впливу після прискореного термічного старіння (при 400 °С тривалістю до 30 000 годин та при 450 °С до 20 000 годин). Отримані дані вказують на те, що всі типи досліджених структур (основний метал, зони термічного впливу та метал шва) зазнають суттєвого окрихчення в процесі старіння. Термічний вплив призводить до появи (або інтенсифікації) міжзеренного (інтеркристалічного) руйнування на поверхнях зламу. Це підтверджує, що причиною деградації властивостей є окрихчення меж зерен внаслідок сегрегації домішок, зокрема фосфору.

Термічно зістарений матеріал зварних з'єднань (сталь типу A-533 GrBCL1), вилучений зі виведеного з експлуатації компенсатора тиску реактора №4 АЕС "Рінгхальс" (Швеція) досліджувався у роботі [53]. Компресор тиску працював з 1983 по 2011 рік, працювавши загалом 215 000 годин при робочій температурі 345 °С. Встановлено, що термічне старіння металу шва компенсатора під час експлуатації проявляється як через механізми зміцнення, так і через механізми окрихчення без зміцнення. Тобто, як через збільшення межі текучості, так і через ослаблення меж зерен матеріалу. Вплив окрихчення внаслідок термічного старіння є суттєвим, оскільки обидва процеси призводять до значної зміни референтної температури  $T_0$  та впливають на розподіл в'язкості руйнування. Дослідження виявило значне окрихчення матеріалу (зсув референтної температури становив  $\Delta T_0 = 45 \text{ °C}$ ) порівняно з еталонним металом. На відміну від еталонного стану, що описується одномодальним розподілом, зістарений метал демонструє бімодальний характер в'язкості руйнування. Отримані результати вказують на неможливість однозначного застосування стандартних процедур корекції обмежень для деградованого матеріалу в межах концепції Master Curve (ASTM E1921), яка базується на припущенні про єдиний механізм крихкого руйнування.

У роботі [38] наведено вичерпну компіляцію даних щодо поведінки низьколегованих реакторних сталей (зокрема SA533B1, SA508 Gr.3, 16MND5, 20MnMoNi 5-5, 19MnNiMo, 22NiMoCr 3-7, 15X2МФА та 15X2НМФА) в умовах навантажень, характерних для важких аварій. Показано, що сталі системи Mn-Mo-Ni мають дуже близькі технічні специфікації, за винятком вмісту домішок та мікролегуючих елементів, що зумовлює подібність їхніх теплофізичних і механічних властивостей. Сталі типу Ni-Mo-Cr, попри відмінності в підходах до легування, за своїми характеристиками виявилися близькими до систем Mn-Mo-Ni. На основі зібраних даних сформульовано висновки та рекомендації щодо моделювання поведінки матеріалів у розрахункових кодах методу скінченних елементів, а також запропоновано відповідні методики.

Підсумовуючи, можна виділити низку специфічних проблем, пов'язаних із термічним старінням низьколегованих сталей системи Mn-Ni-Mo-V, які необхідно враховувати при ДСЕ обладнання ядерних реакторів для 60+ років і більше:

1. Сегрегація шкідливих домішок (P, Sn, Sb та As): попри те, що нікель покращує в'язкість, він також сприяє дифузії фосфору до меж зерен, що послаблює міжкристалічні зв'язки та призводить до схильності до міжкристалічного руйнування.

2. Еволюція карбідної фази та перерозподіл легуючих елементів: тривале нагрівання стимулює трансформацію карбідів. Молибден, який має стримувати фосфор і перешкоджати його накопиченню на межах зерен, поступово витрачається на формування нових карбідних фаз, що знижує опір сталі окрихченню.

3. Температурний поріг дифузії: робоча температура реактора ( $\sim 300$  °C) відповідає діапазону  $0,3-0,4 T_{nl}$ , що є межею активізації дифузійних процесів, значущих для зміни мікроструктури протягом тривалого часу.

### Термічне старіння аустенітно-феритних нержавіючих сталей

Залізо-хром-нікелеві (Fe-Cr-Ni) сплави, зокрема литі аналоги нержавіючих сталей серії 300 (CF3, CF8), широко застосовуються для виготовлення великогабаритних критичних компонентів блоків АЕС, включаючи корпуси насосів, арматуру та трубопроводи першого контуру, завдяки їхньому унікальному поєднанню корозійної стійкості, механічної міцності та технологічності. Оскільки заміна таких великогабаритних компонентів є економічно та технічно недоцільною, термічне окрихчення литих аустенітних сталей стає критичним чинником при продовженні терміну експлуатації енергоблоків АЕС [54]. Ці сталі мають двофазну (дуплексну) структуру, що складається з фериту (зазвичай від 10 до 25 %) в аустенітній матриці. В таких сталях під час термічного старіння розклад твердого розчину хрому та заліза зміцнює ферит (його твердість може досягати в окремих випадках значень за шкалою Віккерса від 600 до 800) та робить його схильним до руйнування відколом навіть за температури до 300 °C. Крім того, тривалий вплив нейтронного опромінення на ці матеріали змінює їхню мікроструктуру та мікрохімію, що може ще більше погіршити їхні властивості до руйнування.

У результаті проведених досліджень було виявлено такі важливі параметри окрихчення як: а) температура та час старіння; б) хімічний склад та вміст фериту. Високий вміст Cr, Si, Mo та фериту є сприятливими для термічного старіння. Автори роботи [45] зазначають, що в межах допусків, встановлених специфікаціями на литі марки сталей, спостерігається значна варіативність чутливості до старіння. Цей показник суттєво залежить від конкретного хімічного складу та робочих температур. Отже, наслідки експлуатаційної деградації таких сталей не підлягають узагальненню: старіння кожного конструктивного елемента слід розг-

лядати як індивідуальний випадок, зумовлений специфікою виготовлення та умовами експлуатації. Варто зауважити, що якість сучасних аустенітних нержавіючих сталей суттєво підвищилася порівняно з матеріалами 1970-х років. Це було досягнуто завдяки глибокому очищенню від неметалевих включень, зокрема зниженню вмісту сірки з 0,015 % до 0,003 %.

В роботах [4], [54] представлені результати масштабного дослідження деградації механічних властивостей литих аустенітних нержавіючих сталей внаслідок старіння. Досліджували вісім литих аустенітних нержавіючих сталей (два сплави CF3, один CF3M, три CF8 та два CF8M) та дві еталонні ковани сталі (304L та 316L), в яких номінальний вміст  $\delta$ -фериту коливається від  $\sim 2$  % до 33 %. Для імітації реальних умов експлуатації ядерних реакторів протягом 60, 80 та більше років використано метод прискореного термічного старіння. Зразки витримували при двох рівнях температури, характерних для легководного реактора (290 і 330 °C), та при двох температурах прискореного старіння (360 та 400 °C) протягом до 30000 годин. Було проведено понад 600 статичних випробувань на руйнування. Стандарти ударні випробування за Шарпі проводилися як для зістарених, так і незістарених зразків. Виявлено, що хоча міцність та пластичність залишалися відносно незмінними, значне зниження як ударної в'язкості, так і зміщення (підвищення) критичної температури крихкості спостерігалось у всіх чотирьох досліджених литих аустенітних сплавах нержавіючої сталі (CF3, CF3M, CF8 та CF8M). Визначено, що мікроструктурні зміни, відповідальні за деградацію, включаючи спінодальний розклад  $\delta$ -фериту та осадження G-фази, сильно залежать від концентрації вуглецю та молибдену, а також температури старіння. Причому сплав CF3M, що характеризується низьким вмістом вуглецю та високим вмістом молибдену, виявився найбільш схильним до розкладання фериту та осадження фаз, що корелює зі зниженням ударних властивостей. Зроблено висновок, що основними чинниками, які визначають швидкість і ступінь деградації, є об'ємна частка  $\delta$ -фериту та вміст молибдену. Зазначено, що матеріали з вмістом фериту  $> 25$  об. % навряд чи будуть експлуатаційно придатними протягом 80 років, особливо якщо вони мають високий вміст молибдену ( $> 2$  мас. %), тоді як матеріали з вмістом фериту менше 15 об. % є придатними незалежно від вмісту молибдену.

Аналогічні результати опубліковані у звіті Комісії з ядерного регулювання США (NUREG/CR-4513, Rev. 2, ANL-15/08 від травня 2016 р.) [32]. У документі зазначається, що литі аустенітні нержавіючі сталі втрачають в'язкість руйнування внаслідок термічного старіння після тривалої експлуатації при температурах у діапазоні 280–320 °C. Термічне старіння матеріалів за таких умов призводить до підвищення твердості та міцності на розрив, що супроводжується зниженням пластичності, ударної в'язкості та тріщиностійкості. Крива переходу Шарпі при цьому зміщується в область вищих температур. Визначено основні мікроструктурні та хімічні зміни під час термічного старіння, такі як

спінодальний розклад  $\delta$ -фериту, осадження G-фази, сегрегация розчинених елементів на міжфазних межах аустеніт/ферит та ріст карбідів  $M_{23}C_6$ . Кількість, розмір і розподіл феритової фази в дуплексній структурі, а також наявність карбідів на межах фаз є критичними параметрами для контролю ступеня термічного окрихчення. Різні марки та плавки металу демонструють неоднакову схильність до окрихчення. Загалом, низьковуглецеві сталі марки CF-3 є найбільш стійкими до термічного старіння, тоді як сталі марки CF-8M з високим вмістом молібдену виявляють найменшу стійкість.

Звіт містить методіку та кореляційні залежності, що використовуються для прогнозування змін в'язкості руйнування та міцності на розтяг компонентів із литих аустенітних сталей внаслідок термічного старіння під час експлуатації у легководних реакторах при 280–330 °C. Ці кореляції базуються на експериментальних даних щодо в'язкості руйнування сталей, витриманих до 100 000 годин при 290–350 °C. Залежно від способу лиття (статично литі компоненти зазвичай більш схильні до окрихчення порівняно з відцентрово литими) та масової частки молібдену, сформульовано критерії, що визначають граничний вміст фериту, перевищення якого робить матеріал вразливим до термічного окрихчення.

Автори роботи [55] так саме відзначають, що ступінь деградації внаслідок старіння у дуплексних нержавіючих сталях визначається, головним чином, їх хімічним складом та способом обробки, оскільки ці фактори визначають кількість та розподіл  $\delta$ -фериту та дрібніших осадів. Втрата пластичності та в'язкості без значної зміни міцності є типовою закономірністю деградації, що спостерігається у дуплексних нержавіючих сталях. Реакція литих аустенітних нержавіючих сталей на термічне старіння всебічно вивчалася багатьма дослідниками, зокрема результати детальних наукових пошуків представлені у роботах [33], [54], [56]–[60].

Підсумовуючи, можна стверджувати, що фундаментальною причиною термічного старіння литих аустенітних нержавіючих сталей є термодинамічна нестабільність  $\delta$ -фериту за робочих температур реакторів. Хоча феритна фаза початково вводиться в мікроструктуру для підвищення границі текучості, поліпшення зварюваності та опору корозійному розтріскуванню під напруженням, саме вона стає основним чинником термічної деградації.

Продовження експлуатації обладнання АЕС у понадпроектний термін можливе за умови дотримання таких принципів:

1. Контроль критичного вмісту фериту. Матеріали з об'ємною часткою фериту >25 % (особливо марки CF3M та CF8M) слід розглядати як об'єкти з високим ризиком втрати структурної цілісності. Вони потребують посиленого моніторингу або завчасної заміни.

2. Оцінка довгострокової придатності. Сталі з вмістом фериту <15 % демонструють достатній опір старінню і є придатними для тривалої експлуатації незалежно від особливостей їхнього хімічного складу.

3. Врахування технології виготовлення. Технологія відцентрового лиття забезпечує значно вищий опір деградації порівняно зі статичним литтям.

### Термічне старіння феритно-мартенситних нержавіючих сталей

Мартенситні та феритно-мартенситні нержавіючі сталі цінуються за поєднання високої міцності, високої теплопровідності та низького коефіцієнта термічного розширення (порівняно з аустенітними сталями), а також за їхню стійкість до радіаційного розпухання. У реакторах типу PWR ковані мартенситні нержавіючі сталі використовують переважно для виготовлення внутрішніх та зовнішніх кріпильних елементів (болтів, шпильок та гайок), а також для штоків клапанів і окремих деталей механізмів керування стрижнями. Вміст хрому в сталях мартенситного класу може сягати 17 % (табл. 2).

Мікроструктура мартенситної нержавіючої сталі складається з мартенситу, нерозчиненого карбіду, а також залишкового аустеніту, і кількість карбіду в мікроструктурі після гартування впливає на властивості цього матеріалу, такі як твердість, міцність, ударна в'язкість та зношування. Температура аустенізації, що використовується під час термічної обробки, визначає розподіл вуглецю та легуючих елементів між фазами аустеніту та карбіду, причому підвищення температури призводить до збільшення розчинення карбіду, вищого вмісту розчинених легуючих елементів та небажаного росту зерен [61].

Високий вміст хрому в мартенситних сталях типу 9–12 % Cr-Mo гарантує їхню стійкість до корозії та окиснення, а додавання 1 % молібдену підвищує температуру аустенізації та забезпечує зміцнення твердого розчину. За зміцнення цих сталей під час процесу термічного старіння відповідає осадження багатой на хром  $\alpha$ -фази. Легуючі елементи сприяють утворенню карбідів  $M_{23}C_6$  та карбонітридів ніобію Nb (C, N). Зазначені матеріали старіють відносно швидко: двох років за температури 350 °C достатньо для досягнення максимального окрихчення. Термічне старіння впливає на міцність сталей на розтяг, проте напрямок і величина цих змін суттєво залежать від типу сплаву, температури та тривалості витримки. Показники міцності можуть зростати, знижуватися або досягати піку з подальшим спадом [12], [59], [62], [72].

У багатьох мартенситних сталях із вмістом хрому 9–12 % (зокрема P92, G115, CLAM) опір розриву може змінюватися незначно. Водночас ударна в'язкість суттєво знижується, а критична температура переходу з пластичного стану в крихкий зміщується в область вищих температур. Це зумовлено інтенсивним виділенням карбідів  $M_{23}C_6$  та деградацією (укрупненням) мартенситних рейок [63], [73]–[75].

У роботах [62], [63] досліджено характеристики міцності на розрив та ударну в'язкість за Шарпі сталі P92 у стані після нормалізації з відпуском, а також після термічного старіння при 650 °C (923 K) протягом

Таблиця 2. Основні марки та застосування сталей мартенситного класу у ядерній енергетиці

Марка сталі	Тип сталі	Основне застосування	Джерело
P91 / T91 (9Cr-1Mo-V-Nb)	Модифікована мартенситна сталь 9 % Cr	Паропроводи; окремі вузли швидких реакторів	[12]
P92 (9Cr-2W)	Мартенситна сталь (легування вольфрамом)	Перспективна марка для реакторів IV покоління	[62], [63]
Grade 91 та Grade 92	Мартенситні (модифіковані) сталі	Теплообмінники та оболонки ТВЕЛів у реакторів на швидких нейтронах.	[64]
AISI 403 / 410	Базові мартенситні сталі класу 12 % Cr	Деталі механізмів керування стрижнями, кріплення, шпінделі клапанів у реакторів PWR та BWR	[65]
X12Cr13 (аналог 410)	Високоміцна мартенситна сталь	Конструкційні компоненти в європейських проєктах ядерних реакторів	[66]
Z5CND16-4 (16 % Cr, 4 % Ni, Mo)	Високоміцна мартенситно-аустенітна сталь	Вали насосів першого контуру, високонавантажені кріпильні елементи	[45]
Z5CNU17-4 (17-4 PH)	Сталь дисперсійного зміцнення (легована міддю)	Механізми керування стрижнями, високоміцні болти, тримачі паливних касет	[45], [67]–[69]
HT9 (12Cr-1Mo-W-V)	Феритно-мартенситно (двофазна) сталь	Оболонки ТВЕЛів та чохла паливних збірок	[70], [71]

різного часу (10 000, 20 000, 30 000 та 54 300 годин). Границі текучості та міцності сталей, що пройшли термічне старіння тривалістю до 30 000 годин, були на 24–30 % нижчими, ніж у вихідному стані (після нормалізації та відпуску) в усьому діапазоні температур випробувань (25–650 °C). При цьому показники міцності на розрив для зразків із часом витримки до 30 000 годин залишалися на порівнянному рівні. Проте у сталі, що піддавалась термічному старінню протягом 54 300 годин, спостерігалось різке зниження міцності – приблизно на 15–20 % відносно показників після 30 000 годин витримки.

Ударна в'язкість сталі P92 (за Шарпі) після тривалого термічного старіння знизилася до 37 Дж, що суттєво менше порівняно з вихідним станом (після нормалізації та відпуску), де вона становила 142 Дж. Деградація механічних характеристик та зниження границі міцності зумовлені формуванням і коагуляцією (укрупненням) інтерметалідної фази Лавеса (Fe<sub>2</sub>W). Ці виділення не лише діють як концентратори напружень, а й виводять вольфрам (W) із твердого розчину матриці. Це нівелює механізм твердорозчинного зміцнення, а також призводить до зменшення щільності дислокацій і збільшення ширини мартенситних рейок. У зразках, витриманих протягом 54 300 годин, зафіксовано інтенсивні процеси повернення (релаксації) рейкової структури мартенситу. Експериментально встановлено, що швидкість укрупнення частинок фази Лавеса ( $3,5963 \times 10^{-28} \text{ м}^3/\text{с}$ ) на два порядки перевищує швидкість росту карбідів M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> ( $6,0877 \times 10^{-30} \text{ м}^3/\text{с}$ ). Саме поява грубих виділень фази Лавеса на межах зе-

рен у поєднанні зі зниженням щільності дислокацій спричиняє різке погіршення опору повзучості та падіння ударної в'язкості сталі.

У роботі [75] досліджено вплив термічного старіння (до 5000 годин за температур 650 °C та 700 °C) на мікроструктурну стабільність, міцність та ударну в'язкість сталі G115. Встановлено, що за температури 650 °C розмір карбідів M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> та ширина мартенситних рейок залишалися майже незмінними протягом усього циклу випробувань. Міцність як при кімнатній температурі, так і при 650 °C не змінювалася після старіння протягом 5000 годин. Натомість старіння при 700 °C спричинило виділення фаз Лавеса високої щільності, які з часом укрупнювалися. Більша частина рейкової структури мартенситу була замінена субзернами, що призвело до зниження міцності. Відзначається, що ударна в'язкість сталі G115 за обох температур старіння різко впала, причому найінтенсивніше окрихчення відбувалося на початковому етапі. Аналіз морфології руйнування підтвердив, що саме виділення фази Лавеса стало основною причиною зниження ударної в'язкості.

Марка 91 є модифікацією сталі 9Cr-1Mo. Модифікація полягає у додаванні ванадію, ніобію та азоту, а також у звуженні максимальних діапазонів вмісту вуглецю, хрому, кремнію, молібдену, фосфору та сірки. Максимальний вміст встановлено для нікелю та алюмінію. Діапазон складу сталі розроблений для створення повністю мартенситної мікроструктури. Згідно з роботою [64] фізичні властивості та міцність сталі марки 91 має переваги над нержавіючими сталями Cr-Mo та серії 300, що використовуються у будівництві реак-

торів у США. Відзначається, що сплав зазнає значного старіння під час експлуатації за високих температур, що призводить до зниження як короточасної, так і тривалої міцності.

Згідно з роботою [45] для сталей, що не містять молібдену (зокрема марок Z12C13, Z12CN13 та Z5CNU17-4), явище міжкристалічного окрихчення внаслідок сегрегації фосфору може протікати як ізольовано, так і накладатися на інші механізми деградації. Зокрема, процеси сегрегації фосфору часто супроводжуються розпадом твердого розчину з виділенням багатих на хром частинок ( $\alpha$ -фази). Поєднання цих чинників призводить до подвійного негативного ефекту: одночасного підвищення твердості (зміцнення) та різкого зниження в'язкості руйнування. Описані процеси послаблюють міжатомні зв'язки на межах зерен, що зумовлює схильність металу до крихкого руйнування навіть за помірних механічних навантажень. Такі матеріали старіють відносно швидко: для досягнення максимального окрихчення достатньо двох років витримки при температурі 350 °C. Оскільки зміщення перехідної температури в цих сталях підпорядковується закону температурно-часової еквівалентності, стає можливим прогнозування їхнього стану при тривалій експлуатації. Як наслідок, використання мартенситних нержавіючих сталей із вмістом хрому понад 13 % слід уникати для тривалої роботи при температурах вище 250 °C, якщо компоненти піддаються значним напруженням у низькотемпературному діапазоні.

Зміну мікроструктури та механічних властивостей феритно-мартенситної сталі зі зниженою активацією, розробленою в Китаї для застосування в ядерних реакторах, досліджували в роботі [74] при термічному старінні за 550 °C протягом 2 000 годин, 4 000 годин та 10 000 годин. Результати показали, що термічне старіння мало впливало на міцність на розрив сталі, але температура переходу з пластичного в крихкий стан збільшилася на 46 °C після старіння протягом 10 000 годин через осадження та укрупнення зерна.

Серед конструкційних матеріалів дисперсійно-зміцнюваних мартенситних нержавіючих сталей вирізняються цінним поєднанням високої міцності, твердості та відмінної корозійної стійкості. Завдяки добрій зварюваності вони є привабливими для процесів адитивного виробництва (AM) на основі порошкового плавлення, де набули широкого впровадження [68], [76]. Сталь марки 17-4 PH (AISI 630) характеризується низьким вмістом вуглецю та азоту; вона містить 17 мас. % Cr для забезпечення корозійної стійкості, 4 мас. % Ni для стабілізації структури та 3 мас. % Cu для забезпечення дисперсійного зміцнення. Крім того, часто додають Nb для подрібнення мікроструктури. Зміцнення сталі досягається шляхом формування однорідної мартенситної матриці та виділення нанорозмірних частинок (преципітатів), багатих на мідь. Через виняткові механічні властивості цю сталь широко використовують для виготовлення критично важливих компонентів реакторів: штоків клапанів, болтів, гайок та шпильок. Проте через низку інцидентів, пов'язаних із руйнуванням

штоків із сталі 17-4 PH, стандарт RCC-M5110 компанії Electricité de France з 2007 року рекомендує використовувати як заміну сталь 15-6 PH.

В роботі [69] досліджено сталі 17-4 PH і 15-6 PH після термічного старіння протягом 3000 годин за 350 °C. Обидва матеріали продемонстрували схожий рівень окрихчення: твердість за Віккерсом зросла приблизно на 29 %. Встановлено, що окрихчення спричинене виділенням нанорозмірних фаз Ni-Mn-Si та багатих на хром преципітатів ( $\alpha$ ). У сталі 17-4 PH у процесах окрихчення домінувала фаза  $\alpha$ , тоді як у 15-6 PH частинки Ni-Mn-Si та фаза  $\alpha$  робили однаковий внесок. Зроблено висновок, що вдосконалення таких сталей має бути зосереджене на контролі вмісту нікелю та введенні елементів, які пригнічують спінодальний розпад, для підвищення стійкості до термічного старіння.

Феритно-мартенситна сталь HT9 успішно використовується для виготовлення оболонок палива та компонентів активної зони в сучасних ядерних реакторах, таких як швидкі реактори з натрієвим охолодженням, завдяки своїм механічним властивостям за високих температур та низькій схильності до явищ розбухання, викликаного опроміненням [70]. Під час роботи за підвищених температур, у діапазоні від 360 °C до 700 °C, нормалізована та відпущена мікроструктура HT9 стає схильною до змін, включаючи ріст вторинної фази, розчинення існуючих осадів, зміни в хімічному складі матриці та основній мікроструктурі. Ці мікроструктурні зміни можуть призвести до зниження міцності, зміни властивостей руйнування та зниження корозійної стійкості. Детальна інформація про механізм старіння сталі HT9 наведена у роботі [70]. Механічні випробування проведені в роботі [71] виявили значні відмінності в міцності та в'язкості руйнування сталі HT9 залежно від способу термомеханічної обробки, зокрема умов відпуску. Показано, що спеціалізовані підходи до термомеханічної обробки, що поєднують швидке гартування з обмеженим відпуском, підвищують міцність до рівнів, порівнянних з феритними сплавами, зміцненими нанooksидами, зберігаючи при цьому в'язкість руйнування.

Більше відомостей щодо мартенситних та феритно-мартенситних нержавіючих сталей можна знайти в роботах [12], [75], [77].

Підсумовуючи результати досліджень, можна сформулювати такі висновки:

Тривала експлуатація феритно-мартенситних нержавіючих сталей за підвищених температур ініціює складні мікроструктурні трансформації. Це спричиняє поступову деградацію механічних властивостей, відому як термічне старіння. Основним чинником, що обмежує застосування цих сталей, є "крихкість 475 °C", яка проявляється у зростанні твердості та границі текучості за одночасного стрімкого падіння ударної в'язкості. Цей процес зумовлений наявністю області незмішуваності у подвійній системі залізо-хром (Fe-Cr). Коли вміст хрому перевищує критичний поріг (близько 12–13 %), гомогенний твердий розчин фериту ( $\alpha$ ) стає термодинамічно нестабільним і розпадається на

дві когерентні фази: збіднену на хром  $\alpha$ -матрицю та збагачену хромом  $\alpha'$ -фазу.

До ключових механізмів термічного старіння феритно-мартенситних сталей слід віднести наступні.

1. Фазова нестабільність. Провідну роль у деградації відіграє термодинамічна нестабільність системи Fe-Cr. Основним механізмом окрихчення при температурах до 500 °C є спінодальний розпад феритної матриці з утворенням нанорозмірної  $\alpha'$ -фази. У нікельвмісних сталях цей процес посилюється синергетичним виділенням G-фази, а в сталях дисперсійного зміцнення – кластеризацією міді.

2. Високотемпературна деградація. Для мартенситних сталей (9–12 % Cr) домінуючим механізмом є коагуляція карбідів  $M_{23}C_6$  та виділення фази Лавеса. Це призводить до виснаження твердого розчину та послаблення меж зерен.

З аналізу механізмів старіння можна сформулювати кілька стратегій запобігання деградації властивостей.

Оптимізація хімічного складу:

- обмеження вмісту хрому до мінімально необхідного рівня (10.5–12 %) для забезпечення корозійної стійкості за збереження фазової стабільності;

- суворий контроль вмісту домішок (P, S, Si), що сприяють формуванню крихких інтерметалідів та міжзернової сегрегації;

- зменшення частки кремнію для пригнічення утворення G-фази.

Удосконалення термічної обробки:

- впровадження спеціальних режимів відпуску для формування стабільного зворотного аустеніту;

- застосування термомеханічної обробки для створення дрібнодисперсної структури, стійкої до коагуляції фаз.

Відновлювальна термічна обробка:

- оскільки спінодальний розпад є оборотним, короткочасний нагрів вище області незмішуваності (550–600 °C протягом 1–10 годин) дозволяє розчинити  $\alpha'$ -фазу та відновити вихідну ударну в'язкість. Ця технологія є перспективною для продовження ресурсу критичних компонентів ядерних реакторів.

## Висновки

1. Проблема старіння обладнання АЕС та оцінка його ресурсу є критично важливою для України і світу. Актуальність дослідження граничного терміну експлуатації зумовлена тим, що значна частина активів уже досягла проектного ресурсу або вичерпала його. Численні прогнози підтверджують, що продовження терміну служби об'єктів шляхом часткової модернізації та ремонту є економічно й технічно доцільним. Водночас обґрунтування такої пролонгації потребує ретельного аналізу чинників, що впливають на безпеку, функціональність та довговічність енергетичного устаткування.

2. У межах сучасних програм довгострокової експлуатації АЕС критично важливим є перехід від фо-

кусування виключно на корпусі реактора до моніторингу допоміжного обладнання (насосів, арматури, трубопроводів), та їхніх зварних з'єднань, де основним механізмом деградації є термічне старіння.

3. Термічне старіння аустенітно-феритних сталей (наприклад, марок CF3, CF8) зумовлене термодинамічною нестабільністю  $\delta$ -фериту, розклад якого призводить до значного зниження ударної в'язкості та окрихчення матеріалу за робочих температурах реакторів 280–350 °C. Основними чинниками деградації є об'ємна частка фериту (критичним є вміст понад 25 %) та концентрація молібдену, причому низьковуглецеві сталі марки CF3 виявляють найбільшу стійкість до старіння. Для безпечної експлуатації у понадпроектний термін необхідно віддавати перевагу технології відцентрового лиття елементів обладнання та контролювати вміст фериту в межах до 15 %.

4. Низьколеговані сталі (Mn-Ni-Mo, Cr-Ni-Mo-V) демонструють високу експлуатаційну надійність протягом 100 000–250 000 годин завдяки дрібнозернистій структурі та оптимальному легуванню нікелем і молібденом. Проте їхньою слабкою стороною є термічна деградація через сегрегацію фосфору на межах зерен та укрупнення карбідів, що призводить до окрихчення та зсуву критичної температури крихкості в область вищих температур.

5. Феритно-мартенситні сталі поєднують високу міцність і радіаційну стійкість, проте їх тривале використання при температурах понад 250 °C обмежене схильністю до термічного окрихчення, спричиненого спінодальним розпадом фериту на нанофази, збагачені хромом. Це супроводжується виділенням інтерметалідів типу G-фази та фази Лавеса, які спричиняють різке падіння ударної в'язкості. Сучасні розробки (RAFM-сталі, марки зі “зворотним” аустенітом) та застосування відновлювальної термічної обробки для розчинення шкідливих фаз спрямовані на нівелювання цих ефектів.

6. Дослідження процесів деградації матеріалів у реакторах типу PWR/VVER дозволили оптимізувати хімічний склад сталей та вдосконалити виробничі технології. Сформована наукова база та впроваджені стратегії управління старінням створюють підґрунтя для безпечного подовження терміну служби енергоблоків до 60–80 років.

## Конфлікт інтересів

Автори заявляють, що вони не мають жодного конфлікту інтересів щодо цього дослідження, включаючи фінансові, особисті, авторські або будь-якого іншого характеру, які могли б вплинути на дослідження та його результати, представлений в цій статті.

## Прозорість редакційного процесу

Один з авторів є членом редакційної колегії журналу. Для уникнення конфлікту інтересів автор не брав участі у процесі рецензування, редакційного розгляду та прийняття рішення щодо публікації цієї статті.

### Використання штучного інтелекту

Автори підтверджують, що не використовували технології штучного інтелекту при створенні даної роботи.

### References

- [1] World Nuclear Association, “World Nuclear Energy Outlook.” World Nuclear Association, England and Wales, 2026. [Online]. Available: [https://world-nuclear.org/images/articles/World-Nuclear-Outlook-Report\\_dfed5656.pdf](https://world-nuclear.org/images/articles/World-Nuclear-Outlook-Report_dfed5656.pdf).
- [2] IAEA, Nuclear Power Reactors in the World: 2021 Edition. in Reference Data Series, No. 2. Vienna: IAEA, 2021. [Online]. Available: [https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/RDS-2-41\\_web.pdf](https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/RDS-2-41_web.pdf).
- [3] C. Gasparrini et al., “Micromechanical testing of unirradiated and helium ion irradiated SA508 reactor pressure vessel steels: Nanoindentation vs in-situ microtensile testing,” *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 796, p. 139942, Oct. 2020, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139942>.
- [4] D. A. Collins et al., “A comprehensive study of the effects of long-term thermal aging on the fracture resistance of cast austenitic stainless steels,” *Nuclear Engineering and Technology*, Vol. 54(2), pp. 709–731, Feb. 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.net.2021.08.022>.
- [5] V. Slugen et al., “VVER long-term operation – A review based on the material studies results from past and ongoing EU-supported research projects,” *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 435, p. 113949, Apr. 2025, doi: <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2025.113949>.
- [6] V. Borysenko, “Prospective directions of development of the nuclear energy industry of Ukraine: According to the materials of scientific report at the meeting of the Presidium of NAS of Ukraine, February 8, 2023,” *Visn. Nac. akad. nauk Ukr.*, No. 4, pp. 51–61, Apr. 2023, doi: <https://doi.org/10.15407/visn2023.04.051>.
- [7] IAEA, *Decommissioning of Nuclear Power Plants, Research Reactors and Other Nuclear Fuel Cycle Facilities: Specific Safety Guide*. in IAEA Safety Standards Series No. SSG-47, Vienna: IAEA, 2018. [Online]. Available: [https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/P1812\\_web.pdf](https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/P1812_web.pdf).
- [8] S. J. Zinkle and G. S. Was, “Materials challenges in nuclear energy,” *Acta Materialia*, Vol. 61(3), pp. 735–758, Feb. 2013, doi: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.004>.
- [9] OECD and NEA, Eds., *The Economics of Long-term Operation of Nuclear Power Plants*. in Nuclear Development. Paris: OECD Publishing, 2012, doi: <https://doi.org/10.1787/9789264992054-en>.
- [10] R. Xing et al., “Effect of thermal aging on mechanical properties of a bainitic forging steel for reactor pressure vessel,” *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 720, pp. 169–175, Mar. 2018, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.02.036>.
- [11] F. Gillemot, “Review on Steel Enhancement for Nuclear RPVs,” *Metals*, Vol. 11(12), p. 2008, Dec. 2021, doi: <https://doi.org/10.3390/met11122008>.
- [12] C. Keller et al., “Influence of the temperature on the tensile behaviour of a modified 9Cr–1Mo T91 martensitic steel,” *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527(24–25), pp. 6758–6764, Sep. 2010, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.021>.
- [13] IAEA, *Ageing Management and Long Term Operation of Nuclear Power Plants: Data Management, Scope Setting, Plant Programmes and Documentation*, in Safety Reports Series, No. 106, Vienna: International Atomic Energy Agency, 2022. [Online]. Available: [https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/PUB1966\\_web.pdf](https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/PUB1966_web.pdf).
- [14] IAEA, *Approaches to Ageing Management for Nuclear Power Plants International Generic Ageing Lessons Learned (IGALL) Final Report*. in IAEA Safety Standards Series, no. IAEA-tecdoc-1736. Vienna: IAEA, 2014.
- [15] W. E. Deming, *Out of the Crisis*. in Mit Press. Cambridge University Press, 2000. [Online]. Available: <https://books.google.com.ua/books?id=LA15eDIOPgoC>.
- [16] IAEA, *Safety of nuclear power plants: design*. in IAEA Safety Standards Series No. SSR-2 / 1 (Rev. 1), No. v. SSR-2/1 (Rev. 1). Vienna, Austria: International Atomic Energy Agency, 2016. [Online]. Available: [https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/Pub1534\\_web.pdf](https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/Pub1534_web.pdf).
- [17] NP 306.2.210-2017, “Zahalni vymohy do upravlinnia starinniam elementiv i konstruktssii ta dovhostrokovoi ekspluatatsii enerhoblokiv atomnykh stantsii.” Zatverdzh. nakazom Derzhatomrehulivannia vid 13.04.2017 No 136, zareiestr. v M-vi yus-tytsii Ukrainy 05.05.2017 za No 578/30446, 2017.
- [18] SOU NAEK 141:2023, “Inzhenerna, naukova ta tekhnichna pidtrymka. Upravlinnia starinniam elementiv ta konstruktssii enerhoblokiv AES. Zahalni vymohy”, 2023.
- [19] SOU NAEK 080:2023, “Ekspluatatsiia tekhnolohichnoho kompleksu. Dovhostrokovia ekspluatatsiia diuchykh enerhoblokiv atomnoi elektrostantsii. Zahalni polozhennia.” 2023.
- [20] NP 306.2.245-2024, “Zahalni polozhennia bezpeky atomnykh stantsii.” Zatverdzh. nakazom Derzhavnoi inspektsii yadernoho rehulivannia Ukrainy vid 04.03.2024 roku № 422, zareiestr. v M-vi yustytssii Ukrainy 25.04.2024 za No 598/41943., 2024.
- [21] A. Shugaïlo et al., “The Main Results of Ageing Management State Analysis of Ukrainian NPPs,” *Nucl. and Rad. Safe.*, No. 3(79), pp. 3–9, Aug. 2018, doi: [https://doi.org/10.32918/nrs.2018.3\(79\).01](https://doi.org/10.32918/nrs.2018.3(79).01).
- [22] I. Martón et al., “Prognosis of wear-out effect on of safety equipment reliability for nuclear power plants long-term safe operation,” *Reliability Engineering & System Safety*, Vol. 233, p. 109121, May 2023, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ress.2023.109121>.

- [23] H. Hrinchenko, et al., “Approaches to Sustainable Energy Management in Ensuring Safety of Power Equipment Operation,” *Energies*, Vol. 16, No. 18, p. 6488, Sep. 2023, DOI: <https://doi.org/10.3390/en16186488>.
- [24] T. J. Katona, “Long-term operation of VVER power plants,” in *Nuclear Power-Deployment, Operation and Sustainability*, By Pavel V. Tsvetkov., Croatia: InTech, 2011, pp. 152–196, doi: <https://doi.org/10.5772/704>.
- [25] IAEA, *Ageing Management for Nuclear Power Plants*. in Safety Reports Series No. 82(1), Vienna: IAEA, 2015. [Online]. Available: [https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/PUB1895\\_web.pdf](https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/PUB1895_web.pdf).
- [26] L. Zhou et al., “Research Progress of Steels for Nuclear Reactor Pressure Vessels,” *Materials*, Vol. 15(24), p. 8761, Dec. 2022, doi: <https://doi.org/10.3390/ma15248761>.
- [27] G. Dimova, “Reactor Pressure Vessel Internals: Research on the Effects of Aging Caused by Operating Conditions,” *JPEE*, Vol. 13, No. 5, pp. 1–10, 2025, doi: <https://doi.org/10.4236/jpee.2025.135001>.
- [28] T. Wang et al., “Microstructure evolution and mechanical properties degradation behavior of nuclear power pressure vessel steel induced by prolonged thermal aging,” *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 34, pp. 2740–2753, Jan. 2025, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.12.243>.
- [29] M. Benák et al., Round Robin Tests for WWER Heat Exchange Tubes. NDE in Nuclear, Hall in Sheffield, United Kingdom. *e-Journal of Nondestructive Testing*, 2023, doi: <https://doi.org/10.58286/28273>.
- [30] Z. Čorak, “VVER Steam Generator Structural Integrity Assessment,” in *Proceedings of the International Conference Nuclear Energy for New Europe*, Bled, Slovenia, Sep. 2009, p. 505.1–505.7. [Online]. Available: <https://arhiv.djs.si/proc/bled2009/htm/pdf/0606.pdf>.
- [31] D. Harutyunyan, et al., “Estimation of material degradation of VVER-1000 baffle,” *EPJ Web Conf.*, Vol. 153, p. 07019, 2017, doi: <https://doi.org/10.1051/epjconf/201715307019>.
- [32] O. K. Chopra, “Estimation of fracture toughness of cast stainless steels during thermal aging in LWR systems-Revision 2,” Argonne National Laboratory (ANL), 2016. [Online]. Available: <https://www.nrc.gov/docs/ml0523/ml052360554.pdf>.
- [33] T. S. Byun et al., “Thermal Aging Phenomena in Cast Duplex Stainless Steels,” *JOM*, Vol. 68, pp. 507–516, Feb. 2016, doi: <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1709-9>.
- [34] A. M. Scott et al., “Impact of Thermal Ageing Embrittlement on Westinghouse and Combustion Engineering-Designed Pressurized Water Reactor Pressurizers Based on Pressure-Temperature Limit Comparison,” in *Volume 4A: Materials and Fabrication*, Las Vegas, Nevada, USA: American Society of Mechanical Engineers, Jul. 2022, p. V04AT06A022, doi: <https://doi.org/10.1115/PVP2022-85520>.
- [35] P. Joly et al., “Effect of Thermal Ageing on Properties of Pressure Vessel Low Alloy Steel,” in *Vol. 7: Operations, Applications and Components*, Paris, France: American Society of Mechanical Engineers, Jul. 2013, p. V007T07A025, doi: <https://doi.org/10.1115/PVP2013-97643>.
- [36] S. A. Cancemi and R. Lo Frano, “Preliminary Analysis of Long-Term Performance of a Piping: Aging and Creep Effects,” *Materials*, Vol. 14(7), p. 1703, Mar. 2021, doi: <https://doi.org/10.3390/ma14071703>.
- [37] I. Orynyak et al., “A New Methodology for Structural Reliability Assessment of the Heat Exchanger Tubes of WWER Steam Generators,” *Journal of Pressure Vessel Technology*, Vol. 139(3), p. 031208, Jun. 2017, doi: <https://doi.org/10.1115/1.4035414>.
- [38] C. Bläsius et al., “Behavior of low alloy reactor pressure boundary steels in the loading range relevant for severe accidents and implications for material modeling in FE analyses,” *Nuclear Materials and Energy*, Vol. 42, p. 101873, Mar. 2025, doi: <https://doi.org/10.1016/j.nme.2025.101873>.
- [39] M. M. Zarazovskii et al., “Determination of crack growth resistance characteristics of 15Kh2NMFA-A steel minispecimens,” *PCMM*, Vol. 61, No. 4, pp. 53–60, Aug. 2025, doi: <https://doi.org/10.15407/pcmm2025.04.053>.
- [40] V. Slugen et al., “Positron Annihilation Study of RPV Steels Radiation Loaded by Hydrogen Ion Implantation,” *Materials*, Vol. 15(20), p. 7091, Oct. 2022, doi: <https://doi.org/10.3390/ma15207091>.
- [41] M. J. Balart and J. F. Knott, “Low temperature fracture properties of DIN 22NiMoCr37 steel in fine-grained bainite and coarse-grained tempered embrittled martensite microstructures,” *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75(8), pp. 2480–2513, May 2008, doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2007.07.023>.
- [42] T. Chowdhury et al., “Cyclic fracture behaviour of 20MnMoNi55 steel at room and elevated temperatures,” *Fatigue Fract Eng Mat Struct*, Vol. 38(7), pp. 813–827, Jul. 2015, doi: <https://doi.org/10.1111/ffe.12267>.
- [43] X. He et al., “Microstructure and impact toughness of 16MND5 reactor pressure vessel steel manufactured by electrical additive manufacturing,” *J. Iron Steel Res. Int.*, Vol. 27, pp. 992–1004, Aug. 2020, doi: <https://doi.org/10.1007/s42243-020-00467-0>.
- [44] X. Sun et al., “Determination of ductile fracture properties of 16MND5 steels under varying constraint levels using machine learning methods,” *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 224, p. 107331, Jun. 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2022.107331>.
- [45] Y. Meyzaud, A. Lefrancois, and J.M. Grandemange, “Aging of materials during plant operation Preventive measures taken for EPR design,” presented at the NuPEER 2005: symposium on ageing issues in nuclear power plants, France, Jun. 2005, pp. 233–247. Available: <https://inis.iaea.org/records/6bfsa-z1574>.
- [46] B. M. Gordon, “Corrosion and Corrosion Control in Light Water Reactors,” *JOM*, Vol. 65, pp. 1043–1056, 2013, doi: <https://doi.org/10.1007/s11837-013-0658-4>.
- [47] M. Wang, et al., “Influence of thermal aging on the SCC susceptibility of wrought 316LN stainless steel in a high temperature water environment,” *Corrosion Science*, Vol. 81, pp. 117–124, Apr. 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.12.011>.

- [48] G. Golański and H. Purzyńska, "Influence of ageing on microstructure and mechanical properties of TP347HFG austenitic stainless steel," *Bulletin of the Polish Academy of Sciences Technical Sciences*, Vol. 71(2), pp. 144607–144607, 2023, doi: <https://doi.org/10.24425/bpasts.2023.144607>.
- [49] S. Lindqvist et al., "The effect of thermal aging on fracture properties of a narrow-gap Alloy 52 dissimilar metal weld," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 281, p. 109056, Mar. 2023, doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2023.109056>.
- [50] R. L. Vasilenko et al., "The change of the substructure and physical-mechanical properties of the MCP base metal of WWER-1000 over 30 years of operation," *Problems of Atomic Science and Technology*, Vol. 5(159), pp. 64–72, Oct. 2025, doi: <https://doi.org/10.46813/2025-159-064>.
- [51] G. Nigudage et al., "Evaluating Effect of Accelerated Thermal Ageing on RPV Steel," in *Procedia Structural Integrity*, Vol. 71, pp. 218–225, 2025, doi: <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2025.08.030>.
- [52] R. S. Xing et al., "Evolution of Impact Properties of 16MND5 Forgings for Nuclear Reactor Pressure Vessel during Thermal Aging at 500°C," *KEM*, Vol. 795, pp. 54–59, Mar. 2019, doi: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.795.54>.
- [53] M. Boåsen et al., "Analysis of thermal embrittlement of a low alloy steel weldment using fracture toughness and microstructural investigations," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 262, p. 108248, Mar. 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2022.108248>.
- [54] T. S. Byun et al., "Degradation of impact toughness in cast stainless steels during long-term thermal aging," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 542, p. 152524, Dec. 2020, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152524>.
- [55] J.-Y. Jeon, Y.-J. Kim, M.-Y. Lee and J.-W. Kim, "A Method to Quantify Thermal Aging Effects on Fracture Toughness of Cast Stainless Steels (CSSs)," *Procedia Materials Science*, Vol. 3, pp. 997–1003, 2014, doi: [10.1016/j.mspro.2014.06.162](https://doi.org/10.1016/j.mspro.2014.06.162).
- [56] K. Lindgren et al., "Post-irradiation annealing of high flux irradiated and surveillance material reactor pressure vessel weld metal," *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 562, p. 153586, Apr. 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2022.153586>.
- [57] S. Mehboob et al., "A comparative study of thermal aging behavior of CF8M cast austenitic stainless steel and ER316L austenitic stainless steel weld," *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 39, pp. 4010–4019, Nov. 2025, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.10.097>.
- [58] J. Kim et al., "Applicability of nonlinear ultrasonic technique to evaluation of thermally aged CF8M cast stainless steel," *Nuclear Engineering and Technology*, Vol. 52(3), pp. 621–625, Mar. 2020, doi: <https://doi.org/10.1016/j.net.2019.09.004>.
- [59] Z. Li et al., "Microstructural Evolution and Mechanical Behavior of Thermally Aged Cast Duplex Stainless Steel," *Materials*, Vol. 13(24), p. 5636, Dec. 2020, doi: [10.3390/ma13245636](https://doi.org/10.3390/ma13245636).
- [60] S. Li, Y. Wang and X. Wang, "Influence of Mo Additions on the Mechanical Properties of Cast Duplex Stainless Steels before and after Thermal Aging," *Metals*, Vol. 9(3), Mar. 2019, doi: <https://doi.org/10.3390/met9030295>.
- [61] J. C. Ezechidelu et al., "Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of a Welded AISI 410 Martensitic Stainless Steel," *International Advanced Research Journal in Science, Engineering and Technology*, Vol. 3(4), pp. 6–12, Apr. 2016, doi: <https://doi.org/10.17148/IARJSET.2016.3402>.
- [62] T. Sakthivel et al., "Effect of Thermal Aging on Microstructure and Mechanical Properties of P92 Steel," *Trans Indian Inst Met*, Vol. 68, pp. 411–421, Jun. 2015, doi: <https://doi.org/10.1007/s12666-014-0480-x>.
- [63] T. Sakthivel et al., "Effect of Microstructure Evolution on the Mechanical Properties of P92 Steel during Long-Term Thermal Aging," *Materials Performance and Characterization*, Vol. 12(1), pp. 45–63, Feb. 2023, doi: <https://doi.org/10.1520/MPC20220071>.
- [64] R. W. Swindeman et al., "Issues in replacing Cr–Mo steels and stainless steels with 9Cr–1Mo–V steel," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 81(6), pp. 507–512, Jun. 2004, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2003.12.009>.
- [65] B. P. Liu et al., "Effect of thermal aging on the microstructure and mechanical property of 410S ferritic stainless steel," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 856, p. 143952, Oct. 2022, doi: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143952>.
- [66] X. Chen, et al., "Experimental study on stress corrosion of X12Cr13 stainless steel in natural gas environment," *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 9(3), pp. 3064–3074, May 2020, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.01.037>.
- [67] R. Lv et al., "The Microstructure and Mechanical Properties of a 15-6 PH Stainless Steel with Improved Thermal Aging Embrittlement Resistance," *Materials*, Vol. 17(5), p. 1179, Mar. 2024, doi: <https://doi.org/10.3390/ma17051179>.
- [68] M. Villa et al., "Aging 17-4 PH martensitic stainless steel prior to hardening: effects on martensitic transformation, microstructure and properties," *Materialia*, Vol. 32, p. 101882, Dec. 2023, doi: <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2023.101882>.
- [69] Y. Yin et al., "Comparative study on the microstructural mechanism of thermal aging embrittlement in 17-4 PH and 15-6 PH stainless steels at 350 °C," *Annals of Nuclear Energy*, Vol. 221, p. 111563, Oct. 2025, doi: <https://doi.org/10.1016/j.anucene.2025.111563>.
- [70] D. J. Sprouster et al., "Long-term thermal aging effects in ferritic-martensitic steel HT9," *Materials Characterization*, Vol. 217, p. 114418, Nov. 2024, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114418>.
- [71] T. S. Byun et al., "Thermomechanical Processing for Improved Mechanical Properties of HT9 Steels," *Materials*, Vol. 17(15), p. 3803, Aug. 2024, doi: <https://doi.org/10.3390/ma17153803>.
- [72] C. Guo et al., "Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of Ultra-High-Strength Heat-Resistant Bearing Steel During Long-Term Aging at 500 °C," *Materials*, Vol. 18(3), 639, Jan. 2025, doi: <https://doi.org/10.3390/ma18030639>.
- [73] Q. Min et al., "Microstructure Stability and Mechanical Properties of Reduced Activated Ferritic Martensitic Steel during Thermal Aging at 550 °C for 5000 h," *J. of Materi Eng and Perform*, Vol. 32, pp. 5410–5420, Jun. 2023, doi: <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07498-6>.

- [74] W. Wang et al., “Effect of Thermal Aging on Microstructure and Mechanical Properties of China Low-Activation Martensitic Steel at 550 °C,” *Nuclear Engineering and Technology*, Vol. 48(2), pp. 518–524, Apr. 2016, doi: <https://doi.org/10.1016/j.net.2015.11.004>.
- [75] S. Ma et al., “Microstructural Evolution during Thermal Exposure of G115 Steel and Its Influence on Mechanical Properties,” *Advances in Materials Science and Engineering*, 2022, p. 12, 2022, doi: <https://doi.org/10.1155/2022/7901316>.
- [76] S. Sabooni et al., “Laser powder bed fusion of 17–4 PH stainless steel: A comparative study on the effect of heat treatment on the microstructure evolution and mechanical properties,” *Additive Manufacturing*, Vol. 46, 102176, 2021, doi: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102176>.
- [77] W. Hoffelner, “Damage assessment in structural metallic materials for advanced nuclear plants,” *J Mater Sci*, Vol. 45, pp. 2247–2257, May 2010, doi: <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4236-7>.

## Effect of Thermal Ageing on Mechanical and Fracture Properties Steels of Nuclear Power Plant: a Review

Kostiantyn Lukianenko<sup>1,2</sup> • Sergiy Shukayev<sup>1</sup> • Maksym Zarazovskii<sup>2</sup>

<sup>1</sup> National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, Kyiv, Ukraine

<sup>2</sup> IPP-Centre LLC, Kyiv, Ukraine

**Abstract.** Most of Ukraine’s nuclear power plant units have reached the end of their design life (30 years), which, in the context of the transition to long-term operation, increases the risk of accidents due to the degradation of structural materials. The introduction of the ageing management concept in the nuclear industry and the tightening of regulatory requirements necessitate a comprehensive study of ageing mechanisms, in particular a quantitative assessment of their impact on the strength and fracture resistance characteristics of equipment beyond its design life. The aim of this work is to analyse scientific research on the impact of long-term thermal ageing on the mechanical properties and fracture parameters of reactor plant materials. The review examines global experience in ageing management, analyses temperature-time operating conditions, and provides a detailed description of the evolution of the microstructure and mechanical properties of the main types of reactor steels: low-alloy, austenitic, austenitic-ferritic, martensitic and martensitic-ferritic. Understanding thermal degradation processes is crucial for the informed selection of materials, the prediction of their remaining service life, and the assurance of long-term safe operation of nuclear power plants. The search and selection of sources was carried out in the scientometric databases Scopus, Web of Science and Google Scholar for the period 2010–2025. This made it possible to summarise current experimental data and approaches to predicting the residual life and ensuring the operational reliability of nuclear power plants.

**Keywords:** nuclear reactor, long term operation, nuclear materials, thermal aging; embrittlement; degradation, microstructure evolution, mechanical properties, fracture toughness.

---