

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ МЕТАЛОФІЗИКИ ім. Г. В. КУРДЮМОВА

Сорока Катерина Феодосіївна



УДК 53.072; 539.3; 539.4; 539.5; 539.8; 539.56; 539.421; 621.039; 621.039.53

**МОДЕЛЬ ХОЛОДНОЛАМКОСТІ КОНСТРУКЦІЙНИХ СПЛАВІВ
З ОЦК-ГРАТКОЮ В УМОВАХ КОНЦЕНТРАЦІЇ НАПРУЖЕНЬ
ТА ЇЇ АПРОБАЦІЯ НА СПЛАВАХ ЗАЛІЗА**

Спеціальність 01.04.13 – фізика металів

АВТОРЕФЕРАТ
дисертації на здобуття наукового ступеня
кандидата фізико-математичних наук

Київ – 2025

Дисертацією є рукопис.

Роботу виконано в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України.

Науковий керівник: **Котречко Сергій Олексійович**,
член-кореспондент НАН України,
доктор фізико-математичних наук, професор,
завідувач відділу фізики міцності та руйнування матеріалів
Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України

Офіційні опоненти: **Подрезов Юрій Миколайович**,
доктор фізико-математичних наук,
старший науковий співробітник, завідувач відділу
фазових перетворень Інституту проблем матеріалознавства
ім. І. М. Францевича НАН України

Владимирський Ігор Анатолійович,
доктор фізико-математичних наук, старший дослідник,
професор кафедри фізичного матеріалознавства
та термічної обробки, директор Навчально-наукового інституту
матеріалознавства та зварювання імені Є. О. Патона
Національного технічного університету України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Захист відбудеться 23 вересня 2025 р. о 14:00 на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 26.168.02 в Інституті металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України за адресою: бульвар Академіка Вернадського 36, м. Київ.

З дисертацією можна ознайомитися в бібліотеці Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України за адресою: бульвар Академіка Вернадського 36, м. Київ. Електронні версії матеріалів дисертації у відкритих форматах текстових даних розміщено на офіційному вебсайті Інституту:

https://www.imp.kiev.ua/?lang=ukr&a=dissert_sovet&str=dissert_years2

Автореферат розіслано 22 серпня 2025 р.

Учений секретар спеціалізованої вченої ради Д 26.168.02
д.ф.-м.н., с.н.с.

Тарас РАДЧЕНКО

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Холодноламкість – одна з основних характеристик здатності металів і сплавів чинити опір крихкому руйнуванню. В якості міри крихкості використовується температура переходу металу з в'язкого в крихкий стан. Згідно зі схемою Іоффе температура холодноламкості визначається при досягненні температурною залежністю границі текучості деякого критичного значення – рівня крихкої міцності матеріалу, який вважається незалежним від температури. В існуючих дослідженнях показано, що температура холодноламкості залежить від параметрів, які впливають на границю міцності: мікроструктура матеріалу, швидкість деформації, субмікроструктура (розмір зерна, густина дислокацій енергія активації руху дислокацій). Також було досліджено вплив мікроструктури на рівень крихкої міцності матеріалу. Особливість цих досліджень полягає в тому, що проблема холодноламкості, зазвичай, розглядається за умов одновісного розтягу гладких зразків. На практиці матеріал навантажується в конструкції, де в більшості випадків має місце концентрація напружень. В рамках схеми Іоффе вплив концентрації напружень пояснюється через ефект перенапруження, проте такий підхід не враховує особливості умов ініціювання крихкого руйнування в околі вершини концентратора напружень. Згідно з Локальним підходом до руйнування ініціювання крихкого руйнування зразка з концентратором напружень відбувається в деякій гранично малій області перед концентратором. Причиною такої локалізації є сильно неоднорідні силові поля, які виникають в околі концентратора напружень, тому руйнування ініціюється локальним, а не середнім напруженням. Одним із результатів цієї локалізації є значне (в 1.5 – 2 рази) перевищення локального напруження руйнування над рівнем крихкої міцності металу. Ступінь цього перевищення суттєво впливає на величину температури холодноламкості і залежить як від мікроструктури металу, так і від параметрів концентратора напружень. У зв'язку з цим розробка фізичних уявлень щодо холодноламкості конструкційних сплавів в умовах дії сильно неоднорідних силових полів, створюваних концентраторами напружень, є актуальною проблемою фізики металів.

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

Результати, що увійшли в дисертаційну роботу, були отримані в рамках наукових тематик відділу Фізики міцності та руйнування матеріалів Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, а саме:

1. «Фізичні основи цілеспрямованого керування гетерогенною структурою металів і сплавів на мікро- і наномасштабних рівнях з метою досягнення заданого комплексу їх фізико-механічних властивостей», 2012 – 2016pp., номер державної реєстрації «0112U000322».
2. «Структурно-фазові принципи формування властивостей металевих матеріалів відповідно до вимог сучасних наукоємних технологій», 2013 – 2015pp., номер державної реєстрації «0113U000035».

3. «Розробка фізичних основ локального підходу до квазікрихкого руйнування конструкційних сплавів», 2016 – 2020рр., номер державної реєстрації «0116U004194».

4. «Теоретичні та експериментальні дослідження фізичних процесів крихкого руйнування конструкційних матеріалів», 2018 – 2019рр., номер державної реєстрації «0118U007089».

5. «Фізичні моделі довговічності матеріалів на різних структурних рівнях в умовах термомеханічного навантаження та опромінювання ультрафіолетом або нейтронами», 2021 – 2025рр., номер державної реєстрації «0121U107569».

6. Створення градієнтних приповерхневих структур у металовмісних матеріалах для експлуатації в екстремальних умовах», 2022 – 2024рр., номер державної реєстрації «0122U002555».

Мета і задачі дослідження. Мета роботи – встановити закономірності та запропонувати фізичну модель впливу механічних властивостей конструкційних сталей на величину температури холодноламкості в умовах концентрації напружень.

Для досягнення зазначеної мети були поставлені наступні задачі:

- 1) розробити фізичну модель холодноламкості в умовах концентрації напружень;
- 2) отримати фізично обґрунтовані залежності для прогнозування закономірностей впливу температури на величину границі текучості $\sigma_{0.2}$ та міцності металу σ_2 при деформації 2%;
- 3) розробити методику експериментального визначення критичного рівня міцності (крихкої міцності) R_c зразка з концентратором напружень;
- 4) здійснити порівняльний аналіз типових конструкційних сталей щодо їх холодноламкості в рамках запропонованої моделі.

Об'єкт дослідження: технічно чисте залізо та типові конструкційні сталі з ОЦК-ґраткою, після термічних обробок, які забезпечують широкий інтервал зміни їх механічних властивостей, а також – реакторні сталі та метал їх зварних швів у вихідному та опромінену стані.

Предмет дослідження: холодноламкість конструкційних сплавів з ОЦК-ґраткою в неоднорідних силових полях, створюваних концентраторами напружень та зв'язок температури та порогу холодноламкості з механічними властивостями металу.

Методи дослідження. Низькотемпературні серіальні випробування на одновісний розтяг гладких циліндричних зразків та зразків з кільцевими надрізами з радіусом $R=2\text{мм}$ та $R=0,2\text{мм}$; випробування на ударний вигин зразків типу Шарпі та визначення температури холодноламкості; випробування на позакентровий розтяг зразків з тріщиною та визначення референсної температури T_0 ; побудова температурної залежності границі текучості $\sigma_{0.2}$ та напруження плинності σ_2 при 2% деформації.

Наукова новизна одержаних результатів.

Розроблена модель холодноламкості конструкційних сплавів з ОЦК-ґраткою в умовах концентрації напружень, ключовою особливістю якої є врахування специфіки мікромеханізму ініціювання крихкого руйнування в околі концентратора напружень,

яка полягає у перевищенні величини локального напруження ініціювання сколу σ_f над рівнем крихкої міцності R_{MC} , що зумовлено локальним масштабним ефектом.

Встановлено, що величина температури холодноламкості визначається двома основними чинниками: «чутливістю» величини $\sigma_{0,2}$ до зниження температури та різницею між рівнем крихкої міцності металу R_C в умовах концентрації напружень та атермічною складовою напруження плинності σ_a .

Показано, що для збереження потрібного рівня холодноламкості сталі при її зміцненні необхідно забезпечити постійне значення різниці $R_C - \sigma_a$, тобто, зміцнення сталі повинно супроводжуватися узгодженим зростанням R_C .

Розроблена фізично обґрунтована методика визначення температури холодноламкості при випробуваннях на ударний вигин зразків Шарпі, згідно з якою величина порогу енергії удару не є сталою. Вона корегується в залежності від механічних властивостей сплаву таким чином, щоб забезпечити стале значення залишкової деформації при температурі холодноламкості. Згідно з цим принципом температура холодноламкості визначається на перетині температурної залежності енергії удару з температурною залежністю роботи руйнування при сталій величині пластичної деформації.

Практичне значення одержаних результатів.

Запропоновано фізично обґрунтований підхід до визначення температури холодноламкості T_x для зразків з конструкційними концентраторами та попередньо наведеними макротріщинами, за якого T_x однозначно характеризує здатність металу чинити опір крихкому руйнуванню в умовах концентрації напружень та низьких температур. Розроблена методика корегування критеріального рівня ударної в'язкості при випробуваннях на ударний вигин в залежності від механічних властивостей металу, зокрема, рівня його міцності.

В цілому розроблені уявлення щодо фізичної природи холодноламкості в умовах концентрації напружень закладають теоретичні основи для інженерних розрахунків на опір крихкому руйнуванню елементів конструкцій в сильно неоднорідних силових полях, створюваних концентраторами напружень.

Особистий внесок здобувача.

Дисертантка безпосередньо здійснювала: пошук, опрацювання та аналіз літературних джерел, які стосуються теми дисертаційної роботи.

Основні експериментальні дані даної роботи було отримано здобувачкою особисто або за безпосередньої її участі. Зокрема, нею проведено: аналіз літературних даних, розробку методики проведення експерименту, підготовку експериментальних зразків, дослідження механічних властивостей сталей різними методами (включно з методом майстер-кривої). Вона брала безпосередню участь у розробці моделі холодноламкості. Спільно з науковим керівником було сформульовано мету, постановку задачі, методологію проведених досліджень, а також обговорено інтерпретацію отриманих експери-

ментальних результатів. Здобувачка, як співавторка, брала активну участь в написанні статей за результатами проведених досліджень.

Апробація результатів дисертації.

Основні результати дисертації доповідалися й обговорювалися на 9 конференціях: Київська конференція молодих вчених «Новітні матеріали та технології» НМТ – 2006, 16 – 17 листопада 2006 р, Київ, Україна; Международная школа молодых ученых по ядерной физике и энергетике, Алушта, Украина, 8 – 14 июня 2009; 50-й Международный научный симпозиум «Актуальные проблемы прочности» 27.09 – 1.10 2010, Витебск, Беларусь; XXIV Международная научная конференция «Стародубовские чтения» 2014, 17 – 18.05 2014, Днепропетровск, Украина; 5а Міжнародна конференція «Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій», 24 – 27 червня 2014р, Львів, Україна; Конференція "Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем», присвячена 70-річчю від дня заснування ІМФ ім. Г. В. Курдюмова НАН України, 2016р, Київ, Україна; VI Міжнародна науково-технічна конференція «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування» 24 – 27 вересня 2019р, Тернопіль, Україна; Функціональні матеріали для інноваційної енергетики – ФМІЕ-2023, 20 – 21 вересня 2023, Київ, Україна; XXXI Щорічна наукова конференція Інституту ядерних досліджень НАН України, 27 - 31 травня 2024, Київ, Україна.

Публікації.

За матеріалами дисертації опубліковано 8 робіт: 1 патент України на винахід та 7 статей у періодичних наукових журналах, що входять до наукометричних баз Web of Science та/або Scopus та до переліку наукових фахових видань України.

Структура й об'єм роботи.

Дисертація складається зі вступу, шести розділів, висновків та списку використаних джерел. Її обсяг складає 123 сторінки, 41 рисунок, 18 таблиць. Список використаних джерел містить 83 найменування.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У **вступі** висвітлено стан питання, обґрунтовано актуальність досліджень, показано зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами, сформульовані мета і задачі досліджень, показана наукова новизна і практичне значення отриманих результатів, відзначено особистий внесок здобувача, наведені відомості щодо апробації та публікації результатів дисертації, описано структуру і об'єм дисертаційної роботи.

У **першому розділі** наведено огляд літературних джерел щодо явища холодноламкості металів, розглянуто існуючі моделі холодноламкості та зв'язок температури холодноламкості з характеристиками матеріалу. Особливість класичних підходів полягає в тому, що задача вирішується для умов одновісного розтягу, в той час як для практичного використання актуальною є здатність металу чинити опір крихкому руйнуванню в умовах дії факторів конструкції, які характеризуються, в першу чергу, дією концентраторів напружень. У зв'язку з чим у роботі розглянуті сучасні підходи,

зокрема Локальний підхід (ЛП) до руйнування, який використовує методи мікромеханіки руйнування та враховує фізичні особливості процесів утворення та втрати стабільності зародкових тріщин (ЗТ) в сильно неоднорідних силових полях, що створюються концентраторами напружень, та дозволяє врахувати ефект збільшення рівня крихкої міцності у вершині концентратора. Обґрунтована актуальність розробки фізичних уявлень щодо температури холодноламкості T_x в умовах концентрації напружень та методики її визначення з урахуванням особливостей процесу руйнування у неоднорідних силових полях.

Розглянуто існуючі підходи до визначення температури холодноламкості T_x при випробуваннях на ударний вигин зразків Шарпі. Показано, що на сьогоднішній день не існує єдиного порогового рівня енергії удару для визначення температури холодноламкості. Використовуються значення KV_{th} від 28 Дж до 56 Дж, вибрані емпірично, також в якості температури холодноламкості використовують температуру $T_{0.89}$, визначену на температурній залежності поперечного розширення зразка Шарпі на рівні $\Delta b = 0.89$ мм. В регуляторній практиці для оцінки міри радіаційного окрихчення металу корпусу реактора внаслідок нейтронного опромінення використовується зсув температури холодноламкості ΔT . На прикладі зварного шва реакторної сталі SA 302 BM показано, що відсутність чітко регламентованого рівня для визначення температури холодноламкості призводить до того, зсув температури холодноламкості ΔT при використанні різних критеріїв може змінюватися на 15°C . Для оцінки радіаційного окрихчення це досить суттєва різниця. У зв'язку з чим актуальною задачею є розробка фізично обґрунтованого підходу до встановлення величини критеріального рівня енергії удару при оцінці радіаційного окрихчення реакторних сталей.

У **другому розділі** надана інформація щодо досліджуваних конструкційних сталей та описані методики механічних випробувань, побудови температурної залежності границі текучості, подана методика визначення рівня крихкої міцності матеріалу R_{MC} та стандартні методики визначення температури холодноламкості T_x .

В роботі використовувались конструкційні сталі: 10Г після трьох термообробок: ТО1 – відпал при температурі 920°C , 3 години, ферито-перлітна структура (середній розмір феритного зерна $d_f \approx 28$ мкм, 15 – 20% перліту); ТО2 – сфероїдизація: нагрів з піччю, витримка при 930°C , 3 години, охолодження на повітрі, нагрів до 900°C , витримка 3 години, охолодження у воді, витримка при температурі 750°C , 3 години, охолодження у воді, витримка при температурі 650°C , 12 годин, охолодження на повітрі (середній діаметр цементитних частинок $d_{гт} = 1,5$ мкм, середній розмір зерна $d_3 \approx 28$ мкм); ТО3 – маятниковий відпал: нагрів до 680°C , витримка 1 година, нагрів до 740°C , витримка 1 година (середній діаметр карбідних частинок $d_{гт} = 1,8$ мкм при середньому розмірі феритного зерна $d_3 \approx 28$ мкм); основний метал та метал зварного шва сталі 15Х2НМФА у вихідному та опроміненому станах, а також – експериментальні дані з літературних джерел для сталей: Fe, FeMn, 42CrMo4, 10Ch2MFA, CrNi, CrMoV, 45Mn, Lo8CrNiMo, A 302-B, A 533-B, SA 302 BM та Eurofer-97.

Для проведення механічних випробувань були виготовлені гладкі циліндричні зразки, циліндричні зразки з кільцевими концентраторами з радіусом заокруглення $R = 2\text{мм}$ та $R = 0.2\text{мм}$; стандартні зразки для випробувань на ударний вигин типу Шарпі [1] та зразки СТ-1Т з нанесеною тріщиною втоми для випробування на позacentровий розтяг [2].

Основні механічні властивості визначались за результатами серіальних низькотемпературних механічних випробувань на одновісний розтяг гладких зразків. Такі випробування були проведені на розривній машині Instron 8802. При цьому будувались температурні залежності границі текучості $\sigma_{0.2}$, істинного напруження руйнування S_k , відносного звуження ψ_k та коефіцієнта деформаційного зміцнення n . За результатами випробувань зразків з концентраторами будували температурні залежності номінального напруження руйнування σ_{NF} (рис. 1). Для побудови температурної залежності границі текучості $\sigma_{0.2}$ на основі даних роботи [3] була розроблена методика, згідно з якою залежність $\sigma_{0.2}$ від температури описується наступним виразом:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_{0.2}^{293} + C_1 \cdot \exp[-(C_2 - C_3 \cdot \ln \dot{\epsilon}) \cdot T] - C_1 \cdot \exp[-(C_2 - C_3 \cdot \ln \dot{\epsilon}) \cdot 293] \quad (1)$$

де $\sigma_{0.2}^{293}$ – значення границі текучості при кімнатній температурі; $\dot{\epsilon}$ – швидкість деформації ($\dot{\epsilon} = 0.0004\text{с}^{-1}$ для статичних випробувань); C_1 , C_2 – коефіцієнти, які визначаються в процесі апроксимації експериментальних даних методом найменших квадратів; $C_3 = k/U_0 = 0.00415$.

Для апроксимації експериментальних даних напруження плинності при залишковій деформації 2%, σ_2 , використовувалась залежність (1), де замість $\sigma_{0.2}^{293}$ підставлялось значення напруження плинності при 2% деформації при кімнатній температурі σ_2^{293} .

Атермічна складова границі текучості визначається за наступною залежністю:

$$\sigma_a = \sigma_{0.2}^{293} - C_1 \cdot \exp[-(C_2 - C_3 \cdot \ln \dot{\epsilon}) \cdot 293] \quad (2)$$

При наявності даних для температур, відмінних від кімнатної, атермічна складова визначалась за залежністю (2), підставляючи значення напруження плинності при цій температурі і відповідне значення температури.

Випробування на ударний вигин проводились на маятниковому копрі КМД-30 із максимальною енергією при ударі 300 Дж за стандартом [1]. За результатами випробувань будувалась температурна залежність енергії удару KV та поперечного розширення Δb (рис. 2). Температура холодноламкості T_{41} визначалась за стандартом ASTM E185-16 [4] при значенні енергії удару 41 Дж. На температурній залежності поперечного розширення зразка під надрізом температура холодноламкості $T_{0.89}$ визначається при значенні $\Delta b = 0.89\text{мм}$.

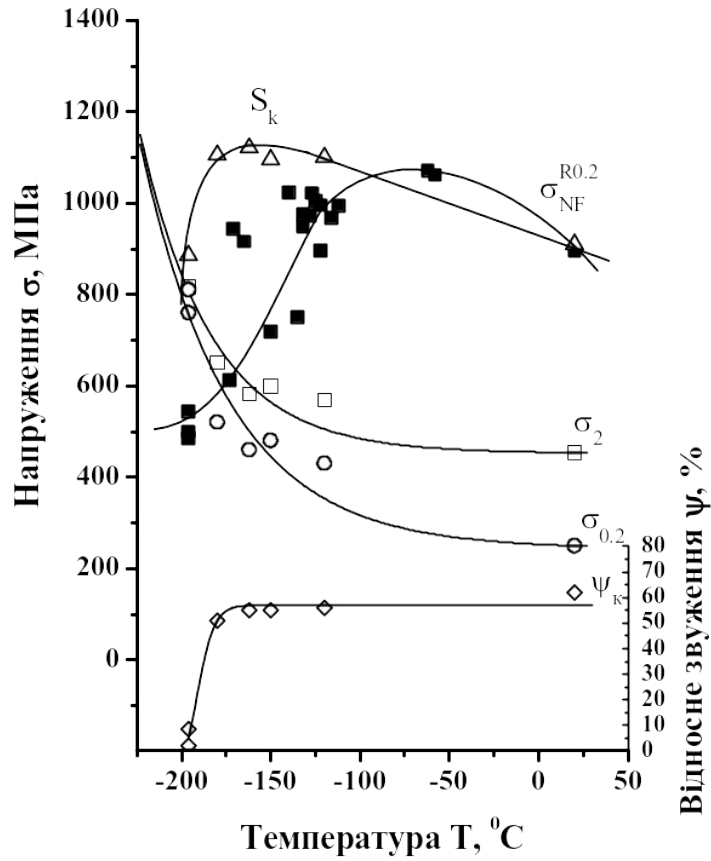
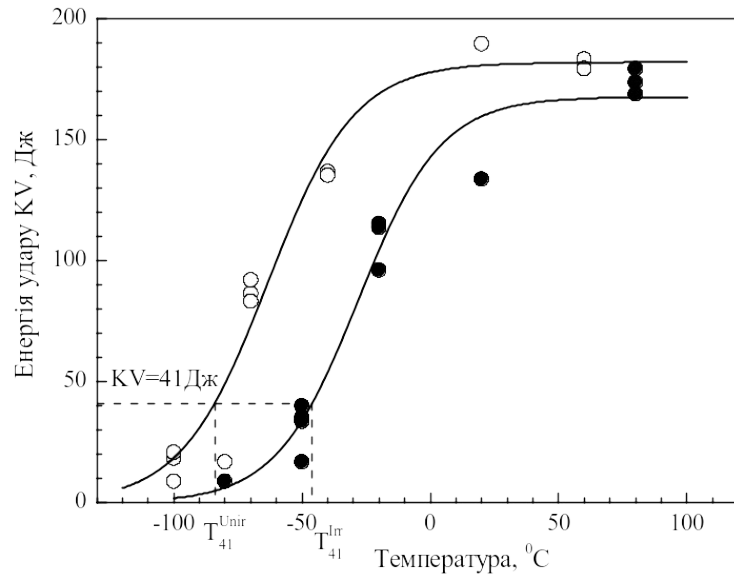


Рис. 1. Температурні залежності механічних властивостей сталі 10Г після ТО1. \circ – границя текучості $\sigma_{0.2}$; \square – напруження плинності при величині залишкової деформації 2% σ_2 ; \diamond – відносне звуження ψ_k ; Δ – істинне напруження руйнування S_k ; \blacksquare – номінальне напруження руйнування зразка з кільцевим надрізом з радіусом $R=0.2$ мм, $\sigma_{NF}^{R0.2}$.

Для визначення в'язкості руйнування на зразках СТ-1Т з нанесеними тріщинами втоми проводились випробування на позацентровий розтяг згідно зі стандартом ASTM E1921-23b [2] в широкому інтервалі температур. Обробка даних в'язкості руйнування та оцінка референсної температури T_0 виконувалась згідно з положеннями стандарту ASTM E1921-23b, які ґрунтуються на концепції Майстер кривої. Відповідно до методології методу Майстер кривої величина референсної температури T_0 визначалась в рамках мультитемпературного підходу. При статистичній обробці використовувався метод максимальної правдоподібності, а значення T_0 вираховувалось за результатами чисельного розв'язку рівняння:

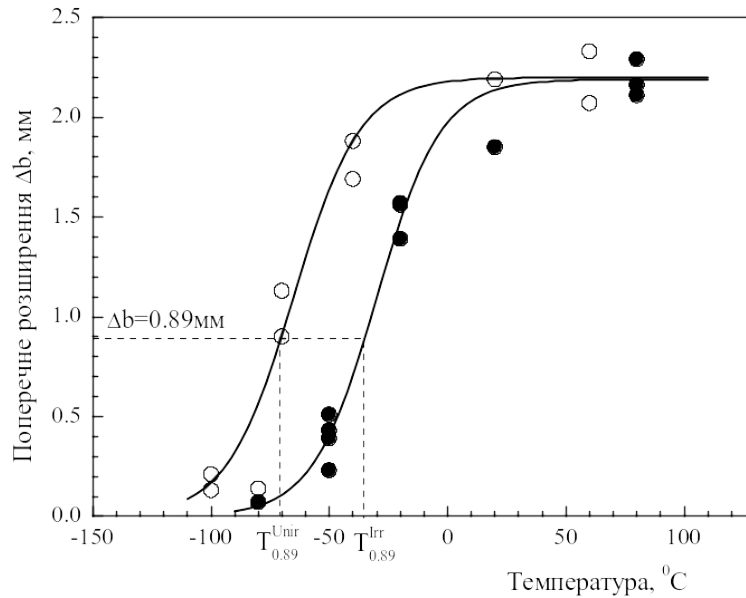
$$\sum_{i=1}^N \delta_i \frac{\exp[0.019(T_i - T_0)]}{11 + 77 \exp[0.019(T_i - T_0)]} - \sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(i)} - 20)^4 \exp[0.019(T_i - T_0)]}{\{11 + 77 \exp[0.019(T_i - T_0)]\}^5} = 0 \quad (3)$$

де N – кількість зразків; T_i – температура випробувань, К; K ; $K_{Jc(i)}$ – експериментальні значення в'язкості руйнування, $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.



а)

Основний метал ЗАЭС-6



б)

Рис. 2. Температурні залежності енергії удару KV (а) та поперечного розширення Δb (б) основного металу сталі К: \circ – неопромінені зразки; \bullet – опромінені зразки, $\Phi = 18.2 \cdot 10^{22} \text{ н/м}^2$.

Температурна залежність для медіани в'язкості руйнування $K_{Jc}(50\%)$ має вигляд:

$$K_{Jc}(50\%) = 30 + 70 \exp[0.019(T - T_0)] \quad (4)$$

де T_0 – температура, при якій значення медіани температурної залежності K_{Jc} для зразків товщиною 25.4 мм дорівнює $100 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

В графічному вигляді температурна залежність в'язкості руйнування, побудована методом Майстер кривої, наведена на рис. 3.

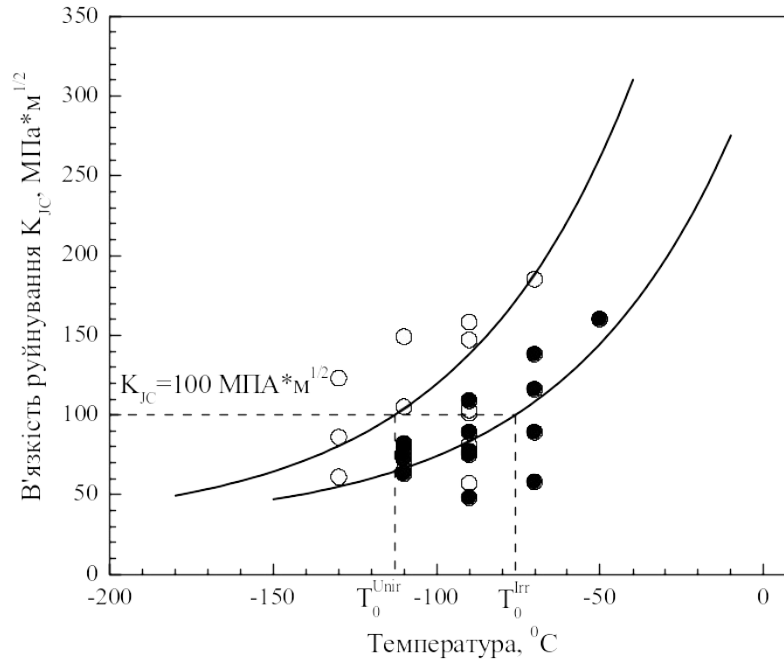


Рис. 3. Температурні залежності медіани в'язкості руйнування K_{Jc} (50% імовірності руйнування) основного металу сталі Н: \circ – неопромінені зразки; \bullet – опромінені зразки, $\Phi = 14.9 \cdot 10^{22} \text{ н/м}^2$.

Третій розділ присвячений розробці моделі холодноламкості металу в умовах концентрації напружень. Спираючись на уявлення, розроблені в рамках Локального підходу до руйнування, отримано вираз для локального напруження руйнування σ_f :

$$\sigma_f = \sigma_{th} + \sqrt{\frac{1}{\alpha \cdot V_{ef}} \cdot \ln\left(\frac{1}{1 - P_f}\right) \cdot \exp(\beta_R \cdot T)} \quad (5)$$

де V_{ef} – ефективний об'єм process zone; $\sigma_{th} = (0,7 - 0,9)R_{MC}$ – порогове (мінімальне) напруження руйнування; P_f – імовірність руйнування; α і β_R – структурно чутливі коефіцієнти.

Залежність (5) дозволяє в явному вигляді виділити дві основні складові, які визначають рівень локального напруження руйнування та зв'язати його зі станом металу в околі надрізу. Перша складова – це порогове напруження руйнування σ_{th} . Його значення

задається максимальним розміром зерна (карбіду) і залежить від параметрів та типу кристалографічної текстури. Друга складова показує, наскільки зростає величина σ_f в результаті локалізації ініціації сколу в межах локальної області (process zone) в околі вершини концентратора. Фактично, друга складова є мірою локального масштабного ефекту. Основним фізичним чинником, який регулює величину цього ефекту, є густина зародкових тріщин ρ , температурна залежність якої у даному випадку апроксимується наступним виразом:

$$\rho \approx \alpha \cdot \sigma_u^2 \cdot \exp(-\beta_R \cdot T) \quad (6)$$

Оскільки на практиці метали оцінюють не за локальними, а за номінальними характеристиками, був віднайдений зв'язок між локальним та макроскопічним напруженням руйнування, який реалізується через жорсткість напруженого стану j .

В першому наближенні крихка міцність матеріалу в умовах концентрації напружень R_c описується виразом:

$$R_c \approx \frac{1}{j} \left[k_V \cdot R_{MC} + \sqrt{\frac{1}{\alpha \cdot V_{ef}} \cdot \ln \left(\frac{1}{1 - P_f} \right) \cdot \exp(\beta_R \cdot T)} \right] \quad (7).$$

Вираз (7) показує, що крихка міцність матеріалу в умовах концентрації напружень R_c залежить від рівня крихкої міцності при одновісному розтягу R_{MC} і коригується в сторону збільшення в залежності від температури і кількості зародкових тріщин. Вплив концентратора напружень враховується через параметр j .

Виходячи з цих уявлень було запропоновано модель холодноламкості в умовах концентрації напружень, яка показує, що, на відміну від моделі Іоффе, завдяки локальному масштабному ефекту, крихка міцність R_c не є константою, а залежить від температури. При цьому температура холодноламкості T_x визначається як точка перетину напруження плинності при 2 % деформації з температурною залежністю крихкої міцності (рис. 4).

Відповідно до запропонованої моделі, температура холодноламкості зразка з концентратором визначається наступним чином:

$$T_x \approx \frac{1}{\beta_{\sigma_2}} \cdot \ln \left(\frac{C_1}{R_c - \sigma_a} \right). \quad (8)$$

де

$$\beta_{\sigma_2} = (C_2^{\sigma_2} - C_3 \ln \dot{\epsilon}), \quad (9)$$

$C_1, C_2^{\sigma_2}, C_3$ – константи матеріалу.

У відповідності до запропонованої моделі при експериментальному визначенні температури холодноламкості необхідно забезпечити умову автомодельності локального поля напружень в вершині концентратора. Для конструкційних концентраторів умова автомодельності виконується, коли номінальне напруження руйнування дорівнює напруженню текучості $\sigma_{NF}/\sigma_Y = \text{const}$, а для макротріщини – коли відношення J -інтегралу до напруження текучості є сталим $J_{IC}/\sigma_Y = \text{const}$.

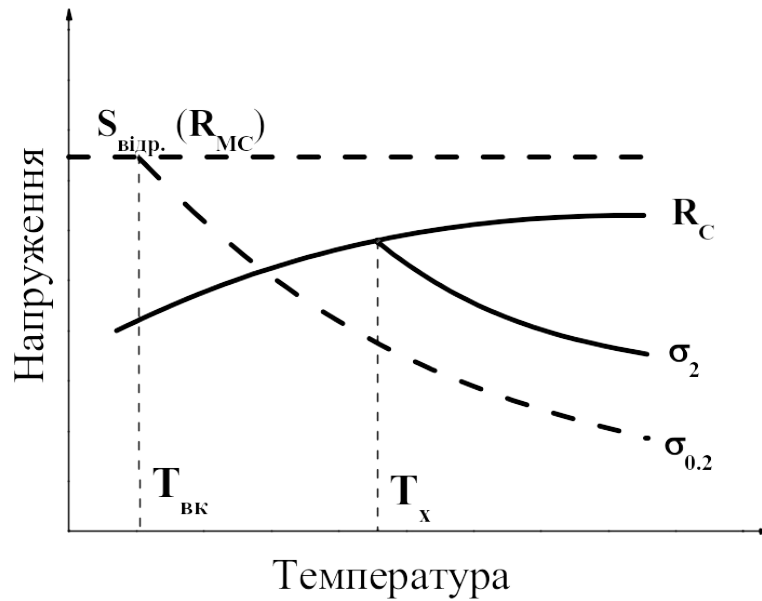


Рис. 4. Схема визначення температури холодноламкості в умовах концентрації напружень: пунктирні лінії – схема Іюффе, суцільні – запропонована модель. $S_{\text{відр.}}(R_{\text{MC}})$ – рівень крихкої міцності при одновісному розтягу; R_c – крихка міцність металу в умовах концентрації напружень; $\sigma_{0.2}$ – границя текучості; σ_2 – напруження плинності при 2 % деформації; T_{BK} – температура в'язко-крихкого переходу; T_x – температура холодноламкості металу в умовах концентрації напружень.

В четвертому розділі наведена методика експериментального визначення крихкої міцності R_c для зразків з кільцевими надрізами двох радіусів: 2 мм та 0.2 мм та для зразків з гострою тріщиною, а також – значення температури холодноламкості та крихкої міцності в умовах концентрації напружень для досліджуваних сталей. Як було сказано вище, ключове значення для визначення температури холодноламкості в умовах концентрації напружень має віднаходження таких умов навантаження, за яких реалізується автотемпературна (самоподібність) локального НДС в околі концентратора напружень. У зв'язку з цим для зразків з тріщиною це забезпечується, в першому наближенні, фіксованим (сталим) значенням J_{IC}/σ_Y , а для зразків з конструкційними концентраторами – $\sigma_{\text{NF}}/\sigma_Y$. Для зразків з тріщиною крихка міцність R_c визначалась при значенні $J_{\text{IC}}/\sigma_Y = 0,0365$ мм, що для феритних сталей при нормативній тріщині глибиною 12.7 мм дає значення $K_{\text{IL}} = 80 \div 100 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Для дослідження крихкої міцності зразків з кільцевим концентратором була використана сталь 10Г після трьох режимів термообробок. Крихка міцність зразків з тріщиною визначалась в процесі обробки експериментальних даних основного металу та металу зварного шва сталі корпусів реакторів ВВЕР 1000 [5], а також – експери-

ментальних даних, наведених в роботі [6], де досліджувались сталі з різною структурою, які використовуються переважно для енергетики.

Була також розроблена спрощена методика прогнозування критичної міцності R_c при температурі холодноламкості T_x з використанням емпіричних залежностей оптимізованих характеристик коефіцієнта механічної стабільності $K_{ms}^{onm.}$ та $\sigma_{0.2}^{onm.}$, яка дозволяє з достатньою для інженерної практики точністю визначати критичну температуру крихкості T_c або референсну температуру T_0 для широкого кола конструкційних сталей за результатами випробувань на квазістатичний одновісний розтяг стандартних гладких зразків. Розроблена методика зафіксована в патенті [7].

У **п'ятому розділі** розглядаються ключові фактори, які визначають температуру холодноламкості, а також – зв'язок між величиною температури холодноламкості T_x та механічної стабільності K_{ms} конструкційних сплавів.

У *першому параграфі* показано, що температура холодноламкості в умовах концентрації напружень визначається двома факторами: чутливістю до температури напруження плинності σ_2 при 2 % деформації та різницею між рівнем крихкої міцності R_c зразка з концентратором та атермічною складовою напруження плинності σ_2 при 2 % деформації σ_a (8), (9).

Відповідно до (8) та (9) при сталих значеннях C_1 та β можна знайти граничне значення різниці $R_c - \sigma_a$, за якої температура холодноламкості T_x при випробуваннях на ударний вигин не перевищує нижню межу кліматичних температур $T_x \leq -60^\circ\text{C}$. Обробка експериментальних даних, наведених в роботі [6], показала, що при типових значеннях параметрів $\beta_{\sigma_2} = 0.0088$ і $C_1 = 982$ МПа граничне значення $R_c - \sigma_a$ складає 150 МПа.

Як видно з рис. 5, не всі досліджені сталі при випробуваннях зразків з тріщиною мають температуру холодноламкості нижчу кліматичних. Наприклад, сталь Lo8CrNiMo крихко руйнується при 8°C . Це пояснюється тим, що для цієї сталі різниця $R_c - \sigma_a$ менша за граничне значення.

Вплив механічних властивостей сталі на T_x продемонстрований на прикладі роторної сталі CrMoV [8] в двох структурних станах, які відрізняються дисперсністю карбідної фази. Дисперсна структура (FC) характеризується середнім діаметром карбідів $d_c = 0.09$ мкм, а грубозерниста структура (CC) - середнім розміром $d_c = 0.17$ мкм. Результати механічних випробувань цієї сталі наведені в роботі [8]. Згідно з наведеними даними має місце парадоксальна ситуація, яка полягає в тому, що температура холодноламкості металу з дисперсною карбідною фазою на 100°C вища за T_x структури з грубими карбідами.

Обробка експериментальних даних дозволила отримати значення необхідних для аналізу цієї ситуації характеристик (табл. 1).

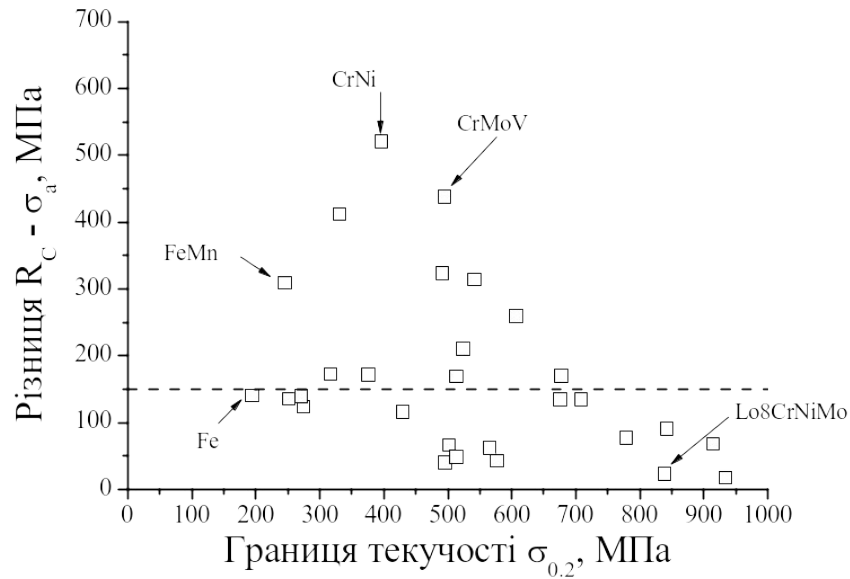


Рис. 5. Значення $R_c - \sigma_a$ для температури холодноламкості зразків з тріщиною, наведених в роботі [6]. Пунктирна лінія – граничне значення різниці $R_c - \sigma_a$ для температури $T_x = -60^\circ\text{C}$.

Таблиця 1 Механічні властивості роторної сталі CrMoV в двох структурних станах при кімнатній температурі та значення коефіцієнтів C_1 , C_2 і β_{σ_2}

Структура	$\sigma_{0.2}$, МПа	R_{mC} , МПа	K_{ms}	σ_a , МПа	R_c , МПа	C_1 , МПа	$C_2 \cdot 10^{-4}$ К ⁻¹	$\beta_{\sigma_2} \cdot 10^{-4}$
дисперсна	771	1592	1.752	606	952	800	0.63	33
грубозерниста	511	1071	1.647	389	838	800	5.25	38

Відповідно до даних в таблиці 1, перевищення температури холодноламкості металу з дисперсною карбідною фазою на 100°C за T_x структури з грубими карбідами можна пояснити тим, що різниця $R_c(T_x) - \sigma_a$ для дисперсної структури ($R_c(T_x) - \sigma_a = 346$ МПа) менша, ніж для грубозернистої структури ($R_c(T_x) - \sigma_a = 449$ МПа). Якщо величину $R_c(T_x) - \sigma_a$ сталі з FC структурою збільшити до відповідного значення для СС структури, тоді величина T_x FC структури опуститься до -99°C , але це все-одно буде більше значення T_x для СС структури ($T_x = -120^\circ\text{C}$). Це обумовлено більш високою чутливістю напруження плинності до зниження температури (параметр β_{σ_2} , див. табл. 1), тобто, ця різниця між $T_x = -99^\circ\text{C}$ і $T_x = -120^\circ\text{C}$ обумовлена залежністю величини T_x від значення параметра β_{σ_2} . Цей приклад наочно демонструє той факт, що для підтримання відповідного рівня холодноламкості сталі збільшення її міцності повинне супроводжуватися відповідним зростанням рівня її крихкої міцності R_c .

У *другому параграфі* проаналізовано зв'язок між величиною температури холодноламкості T_x та механічної стабільності K_{ms} конструкційних сплавів. Згідно з роботами [9 - 11], коефіцієнт механічної стабільності K_{ms} характеризує здатність металу чинити опір переходу із в'язкого в крихкий стан і визначається за результатами випробувань на одновісний розтяг стандартних циліндричних зразків:

$$K_{ms} = \frac{R_{MC}}{\sigma_2} \quad (10)$$

Зі зниженням температури величина σ_2 зростає і при $K_{ms} \leq 1$ метал переходить у крихкий стан.

Спираючись на отримані в розділі 3 залежності, які показують зв'язок між локальним та макроскопічним напруженням руйнування, отримано вираз, який описує зв'язок між температурою холодноламкості T_x та коефіцієнтом механічної стабільності K_{ms} металу:

$$T_x \approx \frac{1}{\beta_{\sigma_2}} \cdot \ln \left\{ \frac{j \cdot C_1}{\sigma_a \cdot [(k_V / j) K_{ms} - 1]} \right\}, \quad (11)$$

де $\beta_{\sigma_2} = C_2^{\sigma_2} - C_3 \cdot \ln \dot{\epsilon}$; C_1 , $C_2^{\sigma_2}$, C_3 – константи матеріалу; k_V – коефіцієнт, який показує, в скільки разів значення локального напруження ініціювання крихкого руйнування в вершині концентратора σ_f більше за відповідне напруження руйнування при одновісному розтягу R_{MC} ; j – жорсткість напруженого стану; σ_a – атермічна складова напруження плинності σ_2 при 2 % деформації.

У відповідності до (11), чим вищий рівень механічної стабільності K_{ms} металу при кімнатній температурі, тим нижча температура його холодноламкості T_x в умовах концентрації напружень.

Шостий розділ присвячений розробці фізично обґрунтованої методики визначення температури холодноламкості T_x при випробуваннях на ударний вигин зразків Шарпі та її апробації на реакторних сталях, які суттєво відрізняються хімічним складом і мікроструктурою, та для широкого інтервалу флюенсів.

В *першому параграфі* запропоновано фізично обґрунтований підхід до визначення температури холодноламкості T_x при випробуваннях на ударний вигин зразків Шарпі. Його сутність полягає в тому, що величина порогового рівня енергії руйнування KV_{th} , на відміну від загальноприйнятих підходів, не є сталою, а змінюється в залежності від величини границі текучості і визначається за умови сталості величини залишкової деформації руйнування в околі концентратора напружень $e_f = \text{const}$. Особливістю даного підходу є використання ефективного об'єму V_{ef} , в межах якого напруження σ_i і деформації e_i розподілені рівномірно, проте величина роботи пластичної деформації A_f дорівнює такій, як у реального зразка з надрізом типу Шарпі:

$$A_{ef} = 1.36 \cdot V_{ef} \cdot \sigma_{0.2}^D \cdot e_f \quad (12)$$

де $\sigma_{0.2}^D$, – значення границі текучості при динамічному навантаженні (для зразка Шарпі при стандартних умовах випробувань $e_i \approx 200\text{с}^{-1}$).

Значення ефективного об'єму V_{ef} визначалось в процесі калібрувальної процедури з використанням емпіричних даних щодо залежності величини порогового рівня ударної в'язкості $KCV_{th}^{ПНАЕ}$ від величини границі текучості $\sigma_{0.2}$, які наведені в стандарті ПНАЕ [11], та експериментальних даних для реакторних сталей реакторів ВВЕР 1000 та металу їх зварних швів. Було встановлено, що величина V_{ef} практично не залежить від міцності металу (рис. 6) [5]. В інтервалі значень $\sigma_{0.2} = 437 \text{ МПа} \div 702 \text{ МПа}$ середнє значення складає $V_{ef}=1733 \text{ мм}^3$.

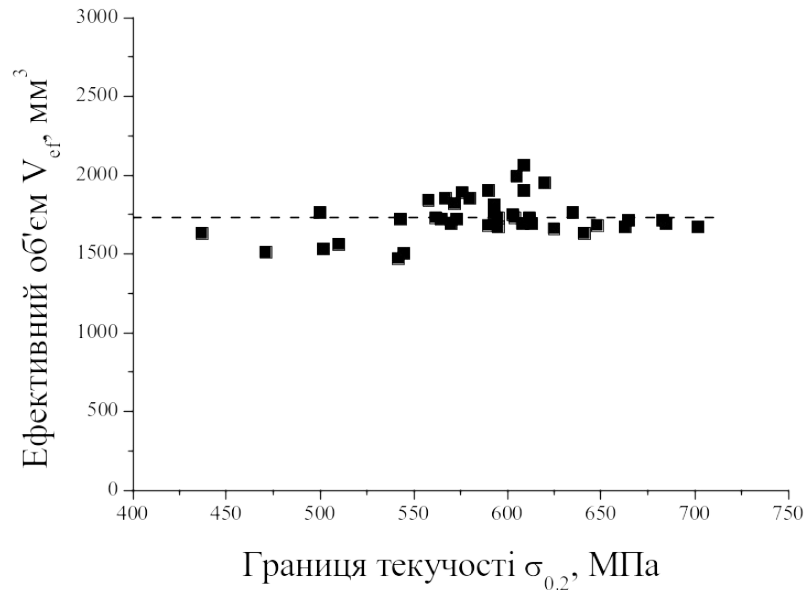


Рис. 6. Значення об'єму V_{ef} зразка Шарпі для основного металу та зварних швів реакторних сталей, визначені в процесі калібрувальної процедури з використанням порогових значень енергії удару $KV_{th}^{ПНАЕ}$, наведених в ПНАЕ. Лінія – середнє значення ефективного об'єму $V_{ef}=1733 \text{ мм}^3$.

Згідно з розробленою методикою, температура холодноламкості T_x визначається як точка перетину температурної залежності енергії удару KV з температурною залежністю роботи руйнування A_{ef} (рис. 7). Отримані при обробці експериментальних даних реакторних сталей реакторів ВВЕР 1000 та металу їх зварних швів значення порогових рівнів енергії руйнування KV_{th} залежать від величини границі текучості при T_x в умовах динамічного навантаження. Проте з практичної точки зору актуальним є встановлення зв'язку між величиною KV_{th} та значенням границі текучості $\sigma_{0.2} =$ при кімнатній температурі в умовах одновісного квазістатичного розтягу. Така спроба була зроблена в *другому параграфі* для різних реакторних сталей, які суттєво різняться хімічним складом і мікроструктурою, та величиною дози опромінення (флюенса) (рис. 8).

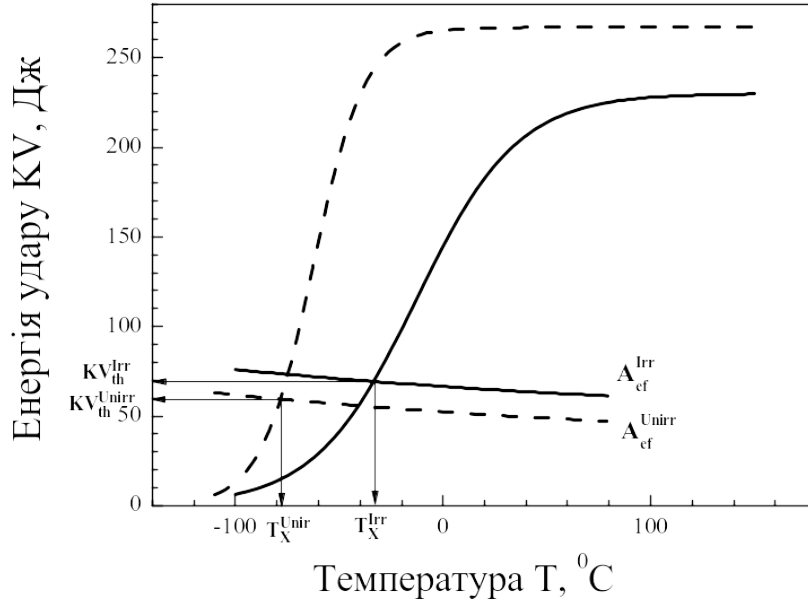


Рис. 7. Методика визначення температури холодноламкості T_x зразків Шарпі при випробуваннях на ударний вигин. A_{ef}^{Unirr} – температурна залежність роботи руйнування неопроміненого зразка; A_{ef}^{Irr} – температурна залежність роботи руйнування опроміненого зразка; KV_{th}^{Unirr} – порогове значення енергії удару неопроміненого зразка; KV_{th}^{Irr} – порогове значення енергії удару опроміненого зразка; T_x^{Unirr} – температура холодноламкості неопроміненого зразка; T_x^{Irr} – температура холодноламкості опроміненого зразка.

Вираз для порогового значення енергії удару KV_{th} зручно подати наступним чином:

$$KV_{th} = a + b \cdot \sigma_{0.2} \quad (13)$$

де

$$a = 1.36 \cdot V_{ef} \cdot e_f \cdot C_1 \left\{ \exp \left[- (C_2 - C_3 \ln \dot{\epsilon}_D) \cdot T_x \right] - \exp \left[- (C_2 - C_3 \ln \dot{\epsilon}_D) T_K \right] \right\} \quad (14)$$

$$b = 1.36 \cdot V_{ef} \cdot e_f \quad (15)$$

У відповідності до (13) – (15) пороговий рівень KV_{th} не є однозначною функцією величини границі текучості $\sigma_{0.2}$, оскільки на його величину впливає значення T_x , яке, в свою чергу, залежить не лише від величини границі текучості $\sigma_{0.2}$ та n , але і від значення локального напруження сколу σ_F в околі концентратора. Величина останнього задається рівнем крихкої міцності металу R_{MC} [13, 14]. В залежності (13) вплив на KV_{th} цих факторів характеризується параметром a . Отримані значення KV_{th} (рис. 8) дозволяють оцінити ступінь варіації цього параметра для реакторних сталей і металу їх зварних швів у вихідному і опроміненому станах.

З цієї метою дані на рис. 7 апроксимувались залежністю (13) при умові, що $b = 0.047 \frac{\text{Дж}}{\text{Па}}$. В цьому випадку значення a для сталей КР ВВЕР 1000 складає $a = 17.75 \pm 2.66$ Дж, для сталей А 302-В та А 533-В – $a = 11,98 \pm 5,84$ Дж, для сталі SA 302 ВМ – $a = 13,49 \pm 8,06$ Дж. Для сталі Eurofer-97 така лінеаризація не коректна.

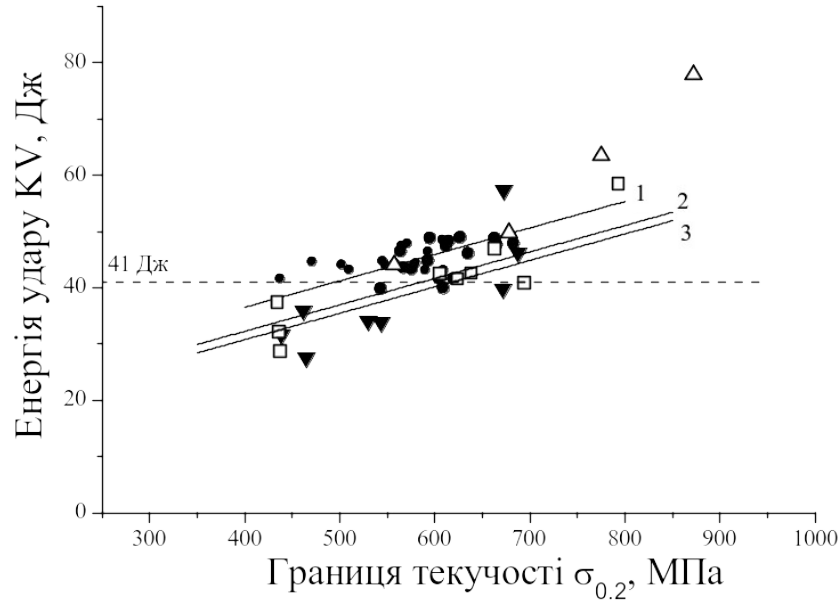


Рис. 8. Залежність порогових значень KV_{th} ударної в'язкості від величини границі текучості $\sigma_{0.2}$ при кімнатній температурі в умовах квазістатичного навантаження: суцільні лінії — розрахунок по (6.13); пунктирні лінії – критеріальний рівень KV_{th} за [4]. ● і лінія 1 – значення KV_{th} та їх апроксимація за (6.13) для металу і зварних швів сталей КР ВВЕР-1000; □ і лінія 2 – значення KV_{th} та їх апроксимація за (6.13) для сталі SA 302 ВМ [15]; ▼ і лінія 3 – значення KV_{th} та їх апроксимація за (6.13) для сталей А 302-В та А 533-В [16]; Δ – значення KV_{th} для сталі Eurofer-97 [17].

Третій параграф присвячений аналізу температури холодноламкості T_x , визначеної за фізично обґрунтованим критерієм та температур холодноламкості, визначених за стандартними методиками. Порівняння температури холодноламкості, визначеної за стандартними та фізично обґрунтованою методикою показує, що в більшості випадків використання сталого критерію $KV_{th} = \text{const}$ дає, в залежності від величини границі текучості, або консервативну оцінку, або переоцінює здатність сталі чинити опір крихкому руйнуванню. Використання критерію $\Delta b = 0,89 \text{ мм}$ при визначенні температури холодноламкості на температурній залежності поперечного розширення зразка Шарпі, призводить до недооцінки здатності сталі чинити опір крихкому руйнуванню.

На рисунку 9 показано результати порівняння зсувів нормативної температури T_{41} , визначеної за [4], та температури холодноламкості T_x , визначеної за фізично об-

грунтованим критеріальним рівнем енергії руйнування KV_{th} [18]. Виходячи з цих результатів, можна стверджувати, що зсуви ΔT_{41} та ΔT_x до значення $\sim 120^\circ\text{C}$ загалом узгоджуються один з одним, тобто в цьому інтервалі значень зсувів чинний нормативний підхід адекватно характеризує радіаційне окрихнення сталей корпусу реактора. Водночас, для високоокрихнених конструкційних сталей, для яких зсув температури холодноламкості складає близько 160°C і більше, стандартний метод ASTM E185 явно недооцінює радіаційний зсув порівняно з фізично обґрунтованим підходом (див. рис. 9). Різниця між зсувами ΔT_{41} та ΔT_x знаходиться в діапазоні від 10°C до 43°C . У таких випадках застосування критерію 41 Дж може призвести до недооцінки рівня радіаційного окрихнення і, отже, до неправильних прогнозів щодо здатності сталі корпусу реактора чинити опір крихкому руйнуванню.

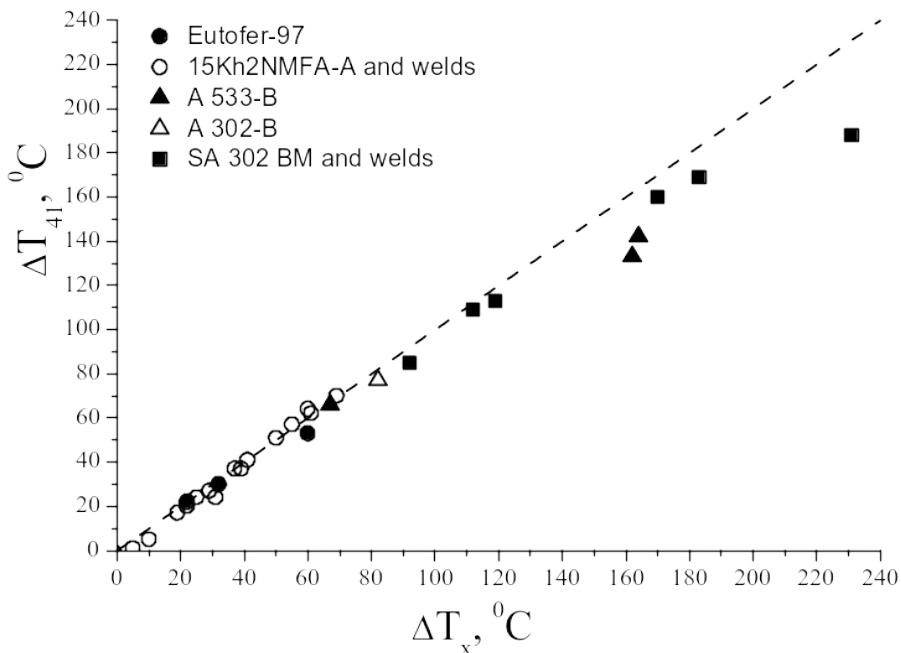


Рис. 9. Порівняння зсувів температур холодноламкості ΔT_{41} і ΔT_x , визначених за стандартом ASTM E185 [4] і за фізично обґрунтованою методикою. ● – сталь Eutofer-97, ○ – основний метал та метал зварних швів сталей КР ВВЕР1000, △ – сталь А 533-В, ▲ – сталь А 302-В, ■ – основний метал та метал зварних швів сталі SA 302 ВМ.

Отримані результати демонструють ефективність розробленого фізично обґрунтованого підходу для подовження термінів експлуатації реакторів при високих дозах опромінення.

ВИСНОВКИ

1. Розроблена модель холодноламкості конструкційних сплавів в умовах концентрації напружень. Ключовою особливістю цієї моделі є врахування специфіки

мікромеханізму ініціювання крихкого руйнування в околі концентратора, яка полягає у перевищенні локального напруження ініціювання сколу σ_f над рівнем крихкої міцності R_{MC} , що обумовлено локальним масштабним ефектом.

2. Температура холодноламкості T_x металу в умовах концентрації напружень визначається як точка перетину температурних залежностей крихкої міцності металу R_c за цих умов та кривої напруження плинності σ_2 при величині залишкової деформації 2%.

3. Ключове значення для визначення температури холодноламкості в умовах концентрації напружень має віднаходження таких умов навантаження, за яких реалізується автотодібність (самоподібність) локального напружено-деформованого стану в околі концентратора напружень. Для зразків з тріщиною це забезпечується, в першому наближенні, фіксованим (сталим) значенням відношення $J_{Ic}/\sigma_{0.2}$, а для зразків з конструкційними концентраторами – $\sigma_{NF}/\sigma_{0.2}$.

4. Величина температури холодноламкості T_x контролюється двома основними факторами: чутливістю величини границі текучості $\sigma_{0.2}$ до зміни температури, та різницею між рівнем крихкої міцності металу R_c в умовах концентрації напружень та атермічної складової напруження плинності σ_a при 2% деформації.

5. Для забезпечення необхідного рівня холодноламкості сталі при її зміцненні необхідно забезпечити узгоджене збільшення рівня її крихкої міцності і величини атермічної складової напруження плинності.

6. Використання сталого порогового рівня KV_{th} енергії удару не дозволяє адекватно оцінити здатність конструкційних сплавів чинити опір крихкому руйнуванню за величиною температури холодноламкості T_x . Пороговий рівень енергії удару залежить від механічних характеристик металу, зокрема, він повинен збільшуватися при зростанні границі текучості таким чином, щоб забезпечити стає значення величини локальної пластичної деформації в околі вершини концентратора. Використання в якості порогового рівня значення розширення $\Delta b=0,89\text{мм}$ зразка призводить до недооцінки здатності сталі чинити опір крихкому руйнуванню.

7. Для ферито-перлітних сталей 15X2НМФА, SA 302 ВМ, А 302-В та А 533-В для вибору критеріального рівня енергії удару в першому наближенні можна використовувати лінійну залежність KV_{th} від $\sigma_{0.2}$.

8. В загальному випадку для визначення температури холодноламкості T_x потрібно використовувати методику, за якою T_x визначається на перетині температурної залежності поглиненої енергії при руйнуванні зразка та роботи руйнування за сталого значення величини локальної пластичної деформації в околі вершини концентратора $e_f = \text{const}$.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. ДСТУ ISO 148-1:2022. Металеві матеріали. Випробування на ударний вигин за Шарпі на маятниковому копрі. Частина 1. Метод випробування (ISO 148-1:2016, IDT). Київ. Держспоживстандарт України.
2. ASTM E1921-23b. Standard test method for determination of reference temperature, to, for ferritic steels in the Transition Range. ASTM International, 2023, West Conshohocken, PA.
3. Zerilli F.J. and Armstrong R.W. Dislocation mechanics – based constitutive relations for materials dynamics calculations // Journal of Applied Physics. 1987, vol. 65, N 5, p. 1816-1825.
4. 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.
5. Kotrechko S., Revka V., Soroka K. A Physically Based Criterion for Determining the Critical Brittleness Temperature from Charpy Impact Tests for PRV Steels and Welds // Metallofizi. Noveishie Tekhnol. 2023, vol.45, No.8, pp. 1015–1027.
6. Smida T., Babjak J., Dlouhy I. Prediction of fracture toughness temperature dependence from tensile test parameters // Kovove Mater. 2010. 48. P. 1–8.
7. Спосіб визначення критичної температури крихкості конструкційної сталі: пат. 109974 Україна: МПК G01N 3/00, 3/08, 3/18, G21C 1/00; заявл. 20.05.14; опубл. 26.10.15, Бюл. № 20.
8. Pluvina G., Azari Z., Kadi N., Dlouhy I., Kozák V. Effect of ferritic microstructure on local damage zone distance associated with fracture near notch // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 31. (1999).
9. Котречко С. А., Мешков Ю. Я. Предельная прочность. Кристаллы, металлы, конструкции. Киев: Наукова думка. 2008. 295 с.
10. Мешков Ю. Я., Котречко С. А., Шиян А. В. Механическая стабильность металлов и сплавов. Киев: Наукова думка. 2014. 278 с.
11. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Концепция механической стабильности конструкционных сталей // Проблемы прочности. 2009. № 2. С. 55-78.
12. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок.
13. Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Меттус Г.С., Никоненко Д. И. Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 3. Вязкость металлов и сплавов // Проблемы прочности. 2000. №1. С. 72 – 92.

- 14.С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков. Концепция механической стабильности конструкционных сталей // Проблемы прочности. 2009. №2. С. 55 – 78.
- 15.Nanstad R.K., Sokolov M.A., Server W.L. Preliminary Plan for Evaluation of Reactor Pressure Vessel Surveillance Materials from Palisades Nuclear Generating Station. Oak Ridge National Lab. (ORNL), Oak Ridge, TN (United States); R & S Consultants Inc., Knoxville, TN (United States); ATI Consulting, Black Mountain, NC (United States), 2020.
- 16.Hiser A. L. Post-irradiation fracture toughness characterization of four lab-melt plates. US Nuclear Regulatory Commission (NRC), Washington, DC (United States). Div. of Engineering; Materials Engineering Associates, Inc., Lanham, MD (USA), 1989.
- 17.Lucon E. Mechanical properties of the European reference RAFM steel (EUROFER-97) before and after irradiation at 300 °C (0.3–2 dpa). SCK/CEN report BLG-962, 2003.
- 18.Kotrechko S., Revka V., Soroka K. A new method for determining the threshold level of impact energy for reactor pressure vessel metal // International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2025. Vol. 216. P. 105509

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Котречко С.О., Полушкін Ю.О., **Олещенко К.Ф.** Зв'язок між величиною локального напруження руйнування і рівнем крихкої міцності маловуглецевої сталі // *Металофізика та новітні технології*. – 2006. – Т. 28. – С. 209–215 (квартили **Q3** і **Q4** за наукометричними базами даних **Scopus** і **Web of Science** відповідно).
2. Шиян А.В., Котречко С.А., Мешков Ю.Я., **Сорока Е.Ф.**, Носенко О.П., Федорова І.С. Взаимосвязь свойств прочности, пластичности и механической стабильности конструкционных сталей // *Металознавство та термічна обробка металів*. – 2013. – № 4. – С. 54–75 (категорія «Б» Переліку наукових фахових видань України).
3. Шиян А.В., Котречко С.А., Мешков Ю.Я., **Сорока Е.Ф.**, Носенко О.П., Федорова І.С. Методические основы оценки качества конструкционных сталей по их способности сопротивляться хрупкому разрушению при одноосном растяжении // *Металознавство та термічна обробка металів*. – 2014. – № 2. – С. 5–28 (категорія «Б» Переліку наукових фахових видань України).
4. Патент України на винахід № 109974, МПК G01N 3/00, 3/08, 3/18, G21C 1/00. Спосіб визначення критичної температури крихкості конструкційної сталі / Шиян А.В., Мешков Ю.Я., **Сорока К.Ф.** – Опубл. 26.10.15, Бюл. № 20.
5. Мешков Ю.Я., **Сорока К.Ф.** Холодноламкість сталей в умовах концентрації напружень (Повідомлення 1) // *Металофізика та новітні технології*. – 2021 – Т.

- 43, № 6. – С. 781–796; <https://doi.org/10.15407/mfint.43.06.0781> (квартиль **Q3** за наукометричною базою даних **Scopus**).
6. Мешков Ю.Я., Сорока К.Ф. Крихкість криць в умовах концентрації напружень (Повідомлення 2) // *Металофізика та новітні технології*. – 2022. – Т. 44, № 10. – С. 1377–1393; <https://doi.org/10.15407/mfint.44.10.1377> (квартиль **Q3/Q4** за наукометричною базою даних **Scopus/Web of Science**).
 7. Kotrechko S., Revka V., Soroka K. A physically based criterion for determining the critical brittleness temperature from Charpy impact tests for PRV steels and welds // *Metallophysics and Advanced Technologies*. – 2023. Vol. 45., No. 8. – P. 1015–1027; <https://doi.org/10.15407/mfint.45.08.1015> (квартиль **Q3/Q4** за наукометричною базою даних **Scopus/Web of Science**).
 8. Kotrechko S., Revka V., Soroka K. A new method for determining the threshold level of impact energy for reactor pressure vessel metal // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. – 2025. – Vol. 216 – P. 105509; <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2025.105509> (квартиль **Q1/Q2** за наукометричною базою даних **Web of Science/Scopus**).

АНОТАЦІЯ

Сорока К.Ф. Модель холодноламкості консрукційних сплавів з ОЦК ґраткою в умовах концентрації напружень та її апробація на сплавах заліза. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.13 – фізика металів. – Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, Київ, 2025.

Дисертаційна робота присвячена дослідженню температури холодноламкості в умовах концентрації напружень, та віднаходженню її зв'язку з механічними властивостями металу. Розроблена модель холодноламкості в умовах концентрації напружень, яка показує, що, завдяки локальному масштабному ефекту крихка міцність R_c в умовах дії сильно неоднорідних силових полів, які виникають в околі концентратора напружень, не є константою, а залежить від температури, а температура холодноламкості T_x визначається як точка перетину напруження плинності при 2% деформації з температурною залежністю крихкої міцності. За результатами експериментальних досліджень розроблена методика експериментального визначення крихкої міцності R_c та температури холодноламкості T_x для зразків з кільцевими надрізами двох радіусів: 2 мм та 0.2 мм та для зразків з гострою тріщиною.

Встановлено, що температура холодноламкості в умовах концентрації напружень визначається двома факторами: чутливістю до температури напруження плинності σ_2 при 2% деформації та різницею між рівнем крихкої міцності R_c зразка з концентратором та атермічною складовою напруження плинності σ_2 при 2% деформа-

ції σ_a . На основі обробки експериментальних даних показано, що для збереження потрібного рівня холодноламкості сталі при її зміцненні необхідно забезпечити постійне значення різниці $R_c - \sigma_a$, тобто, зміцнення сталі повинно супроводжуватись узгодженим зростанням R_c .

В роботі показано, що використання сталого порогу енергії удару KV_{th} при випробуваннях на ударний вигин зразків Шарпі не дозволяє адекватно оцінити здатність конструкційних сталей чинити опір крихкому руйнуванню за величиною температури холодноламкості T_x . За результатами проведеного аналізу реакторних сталей, які суттєво відрізняються хімічним складом і мікроструктурою, для широкого інтервалу флюєнсів наочно продемонстровано необхідність корегування критеріального рівня енергії удару в сторону його збільшення при збільшенні міцності сталі. Пороговий рівень енергії удару KV_{th} повинен збільшуватись при зростанні границі текучості таким чином, щоб забезпечити стале значення величини локальної пластичної деформації в околі вершини концентратора. Розроблена методика коригування KV_{th} за результатами випробувань зразків-свідків на ударний вигин і квазістатичний одновісний розтяг. В результаті обробки і аналізу експериментальних даних показано, що зсув температури холодноламкості ΔT_{41} внаслідок нейтронного опромінення, який використовується в регуляторній практиці як міра радіаційного окрихчення металу корпусу реактора, до значення $\sim 120^\circ\text{C}$ адекватно характеризує радіаційне окрихчення сталей корпусу реактора. Проте, для високоокрихчених конструкційних сталей, для яких зсув температури холодноламкості складає близько 160°C і більше, стандартний метод ASTM E185 явно недооцінює радіаційний зсув порівняно з фізично обґрунтованим підходом. Отримані результати демонструють ефективність нашого підходу для подовження термінів експлуатації реакторів при високих дозах опромінення.

Ключові слова: температура холодноламкості, крихка міцність, радіаційне окрихчення, пороговий рівень енергії удару, випробування на ударний вигин, локальний підхід до руйнування, в'язкість руйнування.

ABSTRACT

Soroka K. F. Model of cold brittleness of structural alloys with a bcc lattice under stress concentration conditions and its testing on iron alloys. A qualifying scientific paper printed as a manuscript.

Thesis for scientific degree of Sciences Candidate in Physics and Mathematics in specialty 01.04.13 - physics of metals, G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics of the N.A.S. of Ukraine, Kyiv, 2025.

Thesis is dedicated to the study of the cold brittleness temperature under stress concentration conditions and finding its connection with the mechanical properties of the metal. A model of cold brittleness under stress concentration conditions has been developed. It shows that, due to the local scale effect, the brittle strength R_c under the action of strongly inhomogeneous force fields that arise in the vicinity of the stress concentrator is not a constant, but

depends on the temperature. The cold brittleness temperature T_x is determined as the intersection point of the yield stress at 2% deformation with the temperature dependence of the brittle strength. Based on the results of experimental studies, a method for experimentally determining the brittle strength R_C and the cold brittleness temperature T_x for samples with annular notches of two radii: 2 mm and 0.2 mm, and for samples with a sharp crack has been developed.

It is established that the cold brittleness temperature under stress concentration conditions is determined by two factors: the sensitivity to the temperature of the yield stress σ_2 at 2% deformation and the difference between the level of brittle strength R_c of the sample with the concentrator and the athermal component of the yield stress σ_2 at 2% deformation σ_a . Based on the processing of experimental data, it is shown that to maintain the required level of cold brittleness of steel during its hardening, it is necessary to ensure a constant value of the difference $R_C - \sigma_a$, i.e., the strengthening of steel must be accompanied by a consistent increase in R_C .

The work shows that the use of a constant threshold of impact energy KV_{th} in Charpy impact tests does not allow to adequately assess by the transition temperature the ability of structural steels to resist a brittle fracture. The results of the analysis of reactor steels, which differ significantly in chemical composition and microstructure, for a wide range of fluences clearly demonstrate the need to adjust the criterion level of impact energy in the direction of its increase with increasing steel strength. The threshold level of impact energy KV_{th} should increase with increasing yield strength in such a way as to ensure a constant value of the magnitude of local plastic deformation in the vicinity of the concentrator tip. A method for adjusting KV_{th} based on the results of impact tests of surveillance specimens and quasi-static uniaxial tension has been developed. As a result of processing and analysis of experimental data, it is shown that the shift of the cold brittleness temperature ΔT_{41} due to neutron irradiation, which is used in regulatory practice as a measure of radiation embrittlement of the reactor vessel metal, to a value of $\sim 120^\circ\text{C}$ adequately characterizes the radiation embrittlement of reactor vessel steels. However, for highly embrittled structural steels, for which the transition temperature shift is about 160°C and more, the standard ASTM E185 method clearly underestimates the radiation shift in comparison with the physically based approach. The results obtained demonstrate the effectiveness of our approach for extending the operating life of reactors at high radiation doses.

Keywords: cold brittleness temperature, brittle strength, radiation embrittlement, impact energy threshold, impact bending test, local approach to fracture, fracture toughness.