

Міністерство освіти і науки України  
Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу

На правах рукопису

УДК 621.643

**Козак Ольга Любомирівна**

**ВПЛИВ КОРОЗІЙНОГО СЕРЕДОВИЩА НА ІНТЕНСИВНІСТЬ  
РУЙНУВАННЯ ТРУБ МАГІСТРАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ**

Спеціальність 05.15.13 – трубопровідний транспорт, нафто газосховища

Дисертація на здобуття наукового ступеня  
кандидата технічних наук

*Всі приписки дисертації узгоджені  
за згодою.  
Внешній секретар наукової ради*



Науковий керівник:  
**Петрина Юрій Дмитрович**,  
доктор технічних наук, професор

## ЗМІСТ

Вступ.....	5
1 Аналіз літературних джерел на тему дослідження властивостей трубних сталей магістральних газонафтопроводів.....	10
1.1 Загальна характеристика магістральних газонафтопроводів України та аналіз їх робочого стану.....	10
1.2 Сучасні тенденції досліджень корозійно-втомних руйнувань сталей газонафтопроводів.....	14
1.3 Характеристика сталі газонафтопроводів.....	19
1.4 Зміна властивостей трубних сталей магістральних газонафтопроводів під час тривалої експлуатації .....	28
1.5 Деякі основні поняття та положення теорії корозійно-втомного руйнування сталей трубопроводів .....	36
1.6 Вибір напрямів досліджень.....	46
2 Матеріали та методика досліджень.....	50
2.1 Вибір матеріалів досліджень .....	50
2.2 Методика корозійних досліджень .....	52
2.3 Статичні випробування на розтяг.....	52
2.4 Динамічні випробування на ударну в'язкість .....	53
2.5 Методика експериментального визначення $K_c$ ( $K_{Ic}$ ).....	55
2.6 Методика оцінки циклічної тріщиностійкості трубних сталей .....	57
2.7 Методика проведення досліджень з корозійного і водневого розтріскування сталей .....	65
2.8 Електрохімічні дослідження .....	66
2.9 Методика дослідження внутрішнього тертя.....	67
2.10 Установка для реалізації технологічного процесу електрошлакового переплавлення сталей .....	70
2.11 Мікроструктурні дослідження .....	74
2.12 Висновки до розділу 2.....	75

3 Вплив експлуатаційних чинників на корозійно-втомне руйнування сталей магістральних газонафтопроводів .....	77
3.1 Вплив асиметрії циклу на характер поширення втомних тріщин в сталях газонафтопроводів.....	78
3.2 Залежність трищиностійкості трубних сталей від частоти циклічного навантаження.....	81
3.3 Циклічна тріщиностійкість трубної сталі 17Г1С за різних форм циклів навантаження .....	83
3.4 Температурні залежності кінетики росту втомних тріщин трубної сталі 17Г1С .....	84
3.5 Вплив товщини зразків на кінетику росту втомних тріщин в сталі 17Г1С .....	86
3.6 Вплив експлуатаційних перевантажень на тріщиностійкість трубної сталі 17Г1С .....	91
3.7 Дослідження залежностей росту корозійно-втомних тріщин в трубній сталі 17Г1С з врахуванням напружено-деформованого стану зразка і системи «сталь-середовище».....	94
3.8 Оцінювання деградації трубної сталі 17Г1С методом внутрішнього тертя.....	96
3.9 Висновки до розділу 3.....	99
4 Вплив експлуатаційної деградації та легування рідкоземельними металами на періоди зародження та поширення втомних тріщин трубних сталей.....	101
4.1 Вивчення мікромеханізму зародження втомних тріщин трубних сталей.....	102
4.2 Вплив експлуатаційної деградації та робочих середовищ на періоди зародження та поширення втомних тріщин трубних сталей.....	105

4.3 Електроннофрактографічний аналіз зламів зразків підданих втомному поширенню тріщини в неексплуатованій та експлуатованій сталі 17Г1С.....	108
4.4 Вплив температури випробувань на періоди зародження та поширення тріщин трубних сталей.....	109
4.5 Вплив добавок рідкоземельних металів на циклічну тріщиностійкість трубної сталі 17Г1С.....	112
4.6 Висновки до розділу 4 .....	116
5 Порівняльна оцінка корозійно-механічних властивостей різних зон вихідного та ремонтного зварних з'єднань трубної сталі 17Г1С.....	118
5.1 Аналіз зруйнованого аварією зварного шва.....	119
5.2 Мікроструктура зварних з'єднань.....	120
5.3 Механічні властивості різних зон ЗЗ сталі 17Г1С.....	122
5.4 Статична тріщиностійкість зварних з'єднань.....	125
5.5 Циклічна тріщиностійкість зварних з'єднань.....	127
5.6 Корозійна стійкість зварних з'єднань трубної сталі 17Г1С.....	129
5.7 Вплив наводнювання на механічні характеристики зварних з'єднань сталі 17Г1С.....	131
5.8 Структурно-хімічна неоднорідність зварних з'єднань.....	136
5.9 Вплив попереднього пластичного деформування та наводнювання на тріщиностійкість зварних з'єднань магістральних трубопроводів.....	138
5.10 Висновки до розділу 5 .....	140
Висновки.....	142
Список використаних джерел.....	145
Додатки.....	160

## ВСТУП

**Актуальність теми.** Сьогодні нафто-газотранспортна система України має широку мережу трубопроводів, загальна протяжність яких становить більше 35 тис. км. Надійність постачання енергоносіїв всередині нашої країни так і транзит їх в інші країни залежить від технічного стану трубопроводів і його збереження.

Більшість магістральних газонафтопроводів або вже вичерпала свій розрахунковий експлуатаційний ресурс, або на межі цього. Тому особливо актуальним є обґрунтування їх безпечної експлуатації з урахування можливої деградації властивостей металу, що визначають його працездатність. Численними дослідженнями доведено, що процеси руйнування трубопроводів під впливом одночасної дії механізму навантажень та корозійних робочих середовищ обумовлені рядом фізико-хімічних локалізованих процесів утворення та розвитку у матеріалі тріщиноподібних дефектів. При цьому ці процеси часто виникають не лише в місцях підвищеної концентрації напружень (отвори, щілини, вирізи тощо) але й на гладких деформованих поверхнях, що зумовлено гетерогенністю їх фізико-хімічного стану. Останніми статистичними даними встановлено, що близько 60-ти відсотків випадків виходу з ладу газонафтопроводів зумовлено первинними корозійно-механічними пошкодженнями та утворенням і подальшим розвитком поверхневих тріщиноподібних дефектів. У зв'язку з цим виникла гостра потреба в розробці ефективних методів оцінки цих явищ і адекватних розрахункових моделей для інженерної практики. Значний вклад у розвиток цих методів внесли: Андрейків О.Є., Банахевич Ю.В., Білобран Б.С., Грабовський Р.С., Грудз В.Я., Гумеров А.Г., Івасів В.М., Капцов І.І., Красовський А.Я., Крижанівський Є.І., Лобанов Л.І., Майстренко А. Л., Никифорчин Г.М., Осадчук В.А., Похмурський В.І., Чернов В.Ю., Шлапак Л.С., Ямалєєв К.М.

Проте на сьогоднішній день такі наукові розробки розвинуті ще недостатньо, особливо в плані врахування різноманітності умов експлуатації,

деградації властивостей трубних сталей в результаті їх старіння і специфіки взаємодії робочого середовища з приповерхневими деформованими шарами матеріалу, закономірностей зародження і поширення тріщини. У зв'язку з цим, встановлення умов корозійно-втомного руйнування металу трубопроводів у взаємозв'язку з параметрами фізико-механічного стану його поверхні та механізмами дії робочого середовища, є актуальною науковою та прикладною задачею.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Дисертаційна робота виконана на кафедрі технології нафтогазового машинобудування Івано-Франківського національного технічного університету нафти і газу відповідно до плану науково-дослідних робіт університету нафти і газу в межах держбюджетної теми «Удосконалення наукових основ управління технологічними процесами видобування та транспортування нафти і газу з мінімальними енергозатратами», а також Національної програми «Концепція розвитку, модернізації і переоснащення газотранспортної системи України на 2009-2015р.р.», регіональної програми «Визначення залишкового ресурсу конструкцій, споруд і машин тривалої експлуатації та розробка заходів для продовження терміну їх безаварійної роботи на 2007-2012 роки».

**Мета і задачі досліджень.** Метою дисертаційної роботи є встановлення критеріїв тріщиностійкості в сталях магістральних газонафтопроводів під час їх циклічного деформування в робочих корозійно-агресивних середовищах. Для досягнення поставленої мети слід було вирішити наступні задачі.

1. Вивчення впливу низки експлуатаційних чинників на умови корозійно-втомного руйнування сталей газонафтопроводів.
2. Дослідження методу внутрішнього тертя металів з метою використання його для оцінювання ступеня деградації трубних сталей. Вивчити вплив деградації трубних сталей на зміну внутрішнього тертя в цих сталях.
3. Вивчення впливу експлуатаційної деградації та легування рідкоземельними металами на періоди зародження і поширення втомних тріщин трубних сталей.

4. Проведення порівняльної оцінки корозійно-механічних властивостей різних зон вихідного та ремонтного зварних з'єднань трубної сталі 17Г1С.
5. Розроблення та впровадження у газонафтову галузь нових методів і засобів для встановлення технічного стану трубних сталей тривалої експлуатації.

**Об'єкт дослідження.** Процес руйнування магістральних газонафтопроводів, що реалізується шляхом зародження та поширення втомних тріщин під дією експлуатаційних чинників.

**Предмет дослідження.** Закономірності змін тріщиностійкості трубних сталей під час їх циклічного деформування у водних робочих середовищах.

**Методи дослідження.** Під час досліджень використовували числові методи розв'язування диференціальних рівнянь, основні положення аналітичної геометрії, теорії ймовірності, механіки руйнування, опору матеріалів, матеріалознавства, електрохімії. Експериментальні дослідження проведені з дотриманням стандартних методик і використанням основних положень математичної статистики.

#### **Положення, що виносяться на захист**

1. Закономірності корозійно-втомного руйнування сталей і зварних з'єднань магістральних газонафтопроводів у залежності від характеру прикладених циклічних навантажень та складу і рН робочого середовища.
2. Встановлення можливості використання методу внутрішнього тертя металів для оцінювання ступеня деградації трубних сталей.

#### **Наукова новизна одержаних результатів**

1. Вперше одержано нові дані про кінетику розвитку втомних тріщин у досліджуємих сталях 17Г1С, Х52 і 10ГС в залежності від низки експлуатаційних чинників, циклічних навантажень та складу і рН корозійно-активного робочого середовища.

2. Вперше встановлено можливість і розроблено наукові основи використання методу внутрішнього тертя металів для оцінювання ступеня деградації трубних сталей.

3. Отримали подальший розвиток методика та технічні засоби для дослідження тріщиноутворення в трубних сталях а також впливу деградації на періоди зародження і поширення корозійно-втомних тріщин.

4. Вперше виконана порівняльна оцінка корозійно-механічних властивостей різних зон вихідного та ремонтного зварних з'єднань трубної сталі 17Г1С.

**Достовірність отриманих результатів і висновків** забезпечується використанням фундаментальних положень методів розв'язання диференціальних рівнянь, аналітичної геометрії, теорії ймовірності, механіки руйнування, опору матеріалів, матеріалознавства, електрохімії, коректним виконанням експериментальних досліджень з дотриманням стандартних методик і використанням основних положень математичної статистики, відтворюваністю експериментальних даних і їх узгодженістю з літературними даними, використанням рекомендацій і висновків дисертації в практичній діяльності підприємств.

**Практичне значення отриманих результатів** полягає у встановленні умов корозійно-втомного руйнування трубних сталей і їх зварних з'єднань під дією різних експлуатаційних чинників з метою використання отриманих результатів для експертних оцінок і прогнозування залишкового ресурсу газонафтопроводів.

Розроблено інженерні характеристики процесу зародження корозійно-втомної тріщини, що враховує як механічні так і фізико-хімічні параметри взаємодії деформованого металу з робочим середовищем. Встановлені значення числа циклів навантаження до утворення корозійно-втомної мікротріщини у стінках трубопроводів з урахуванням експлуатаційної деградації металу труб.

Встановлено відмінності між фізико-механічними і електрохімічними властивостями у вихідних і ремонтних зварних з'єднаннях, що дає можливість врахувати це під час експлуатації магістральних трубопроводів.

Розроблені та впроваджені у трубопровідний транспорт нові методи і засоби для встановлення технічного стану газонафтопроводів на пізній стадії їхньої експлуатації. Впровадження виконано в УМГ «Прикарпаттрансгаз».



**Особистий внесок здобувача.** З усього обсягу представлених матеріалів, які становлять суть дисертації, більшість отримано самостійно. Наукові праці [93, 128] опубліковані одноосібно. У роботах, написаних у співавторстві, здобувачеві належить: створення методики, реалізація експериментів і обробка одержаних даних [37, 92-95, 97, 99, 104, 112, 120, 122, 128].

**Апробація результатів дисертації.** Наведені в дисертації результати доповідались і обговорювались на міжнародній науково-практичній конференції «Теорія та практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій», що відбулась у Львові 7-9 листопада 2012 р., а також на міжнародній науково-практичній конференції «Проблеми і перспективи транспортування нафти і газу» (м. Івано-Франківськ, 15-18 травня 2012 р.) та у міжнародній науково-практичній конференції «Сучасні екологічно безпечні та енергозберігаючі технології в природокористуванні» (м. Київ, 26-28 квітня 2011 р.).

Результати досліджень дисертаційної роботи доповідались у повному обсязі на науковому семінарі відділу корозійно-водневої деградації захисту матеріалів Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України (керівник – завідувач відділу, д.т.н., професор Г.М. Никифорчин), а також на розширеному науковому семінарі факультету нафтогазопроводів ІФНТУНГ (керівник – зав. кафедри спорудження і ремонту газонафтопроводів та газонафтосховищ, д.т.н., професор В.Я. Грудз).

**Публікації.** За матеріалами дисертаційної роботи опубліковано 12 наукових праць, у тому числі 8 - у фахових наукових виданнях.

**Структура роботи.** Дисертаційна робота складається зі вступу, 5 розділів, загальних висновків, списку використаних джерел з 128 найменувань, викладена на 144 сторінках друкованого тексту, містить 57 рисунків, 12 таблиць і 1 додаток.

# РОЗДІЛ 1

## АНАЛІЗ ЛІТЕРАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ НА ТЕМУ ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ ТРУБНИХ СТАЛЕЙ МАГІСТРАЛЬНИХ ГАЗОНАФТОПРОВОДІВ

### 1.1 Загальна характеристика магістральних газонафтопроводів України та аналіз їх робочого стану

В Україні трубопровідний транспорт є одним із найрозвиненіших за обсягом транспортування і складається з двох частин – газопроводів та нафтопроводів (продуктопроводів).

Протяжність магістральних газопроводів по території України становить близько 39 тис. км, магістральних нафтопроводів — 4,8 тис. км. Протяжність продуктопроводів становить 3,3 тис. км [1].

Надійність постачання енергоносіїв всередині нашої країни, та транзит їх в інші країни залежить від технічного стану трубопроводів і його збереження. На сьогоднішній день близько 90% нафтопроводів і 29% газопроводів відпрацювали свій амортизаційний термін, більшість трубопроводів експлуатуються вже від 20 до 40 років і більше.

#### 1.1.1 Коротка характеристика газотранспортної системи

Газотранспортна система (ГТС) України є однією з найпотужніших у світі за обсягом транспортування та збору газу. Ця система об'єднує газовидобувні регіони Росії, Центральної Азії, а також Сходу і Півдня України та споживачів нашої держави і промислово розвиненої Європи. Її пропускна спроможність на вході складає 290 млрд м<sup>3</sup>, на виході – 180 млрд. м<sup>3</sup> газу на рік (до країн Європи – 142 млрд. м<sup>3</sup>).

На сьогодні газотранспортна система ДК "Укртрансгаз" Національної акціонерної компанії "Нафтогаз України" включає 38,6 тис.км газопроводів різного призначення та продуктивності, 72 компресорні станції (КС), 1449

газорозподільних станцій (ГРС), 12 підземних сховищ газу (ПСГ) та об'єкти інфраструктури, які забезпечують функціонування системи.

Транспортування газу по системі газопроводів та його закачування в ПСГ забезпечують 110 компресорних цехів, де встановлено 702 газоперекачувальних агрегати загальною потужністю 5,4 тис.МВт. Надійність транзитних поставок газу і газопостачання внутрішнім споживачам забезпечується комплексом підземних сховищ газу загальною ємністю 31,0 млрд. куб м.

На “вході” ГТС України здатна прийняти до 288 млрд.куб.м природного газу на рік, а на “виході” передати 178 млрд.куб.м, в т.ч. 142,5 млрд.куб.м до країн Західної та Центральної Європи.

Транспортний потік природного газу ГТС забезпечується магістральними трубопроводами. У їх структурі суттєво переважають трубопроводи великого діаметру. Так, газопроводи діаметром 1420 мм складають 15,82 %, діаметром 1020–1220 мм – 23,34 %; 720-820 мм – 14,93 % (рис. 2.3).

За терміном експлуатації структура МГ така: до 10-ти років - 8%; від 11 до 15-ти років - 7%; від 16 до 20 років - 10%; від 21 до 30 років - 29%; понад 30 років - 46%.

Водночас ГТС має у своєму складі 59,43 % газопроводів з терміном експлуатації від 15 до 50 років, 5,8 тис. км газопроводів відпрацювали свій амортизаційний строк – 33 роки, більш третини газопроводів мають антикорозійне покриття з полімерних плівок холодного нанесення. Це вимагає щорічного виконання значних обсягів капітального ремонту та реконструкції газопроводів.

Слід зазначити, що майже всі транзитні магістральні газопроводи мають антикорозійне плівкове покриття, що не забезпечує надійний захист газопроводів. Питання переізоляції трубопроводів актуальне вже сьогодні і вимагає рішення як першорядне.

За даними технічних обстежень і за терміном експлуатації в даний час потребує невідкладного ремонту ізоляційне покриття 2366 км газопроводів різних діаметрів. Орієнтовна вартість – близько 9,5 млрд. грн.

Протягом 2002-2009 років на МГ та газопроводах-відгалуженнях ДК “Укртрансгаз” сталося 414 випадків аварійних ситуацій, в тому числі 5 аварій та 409 відмов.

Найбільше аварій за останні роки сталися на МГ “Уренгой-Помари-Ужгород” (У-П-У): 11.04.03 на 3736 км, 07.05.07 на 3737 км та 06.12.07 на 3854,3 км з причини стрес-корозійного розтріскування металу труби під напруженням. За результатами розслідування причин згаданих аварій, в ДК “Укртрансгаз” розроблені та погоджені з Держгірпромнаглядом заходи, які спрямовані на запобігання виникнення подібних ситуацій. На виконання цих заходів нами разом із фахівцями провідних інститутів України розроблений цілий ряд нормативної документації з питань стрес-корозійного розтріскування металів під напруженням, взято на облік та ведеться обстеження технічного стану потенційно-небезпечних ділянок. В червні цього року будуть видані робочі проекти по реконструкції газопроводу УПУ на трьох потенційно-небезпечних ділянках з повною заміною труби загальною довжиною 3,5 км, решта потенційно-небезпечних ділянок будуть включені в плани майбутніх періодів.

### 1.1.2 Коротка характеристика нафтотранспортної системи

Нафтотранспортна система України знаходиться в експлуатації ВАТ “Укртранснафта”, включає в себе 19 нафтопроводів діаметром до 1220 мм включно, загальною довжиною нафтопроводів 4766,4 км в одну нитку, 51 нафтоперекачувальну станцію (НПС), 11 резервуарних парків з 80 резервуарами загальною ємністю 1010 тис. куб. метрів, систем електропостачання, захисту від корозії, телемеханіки, технологічного зв'язку, протипожежні споруди. Роботу НПС забезпечують 176 насосних агрегатів.

ВАТ «Укртранснафта» експлуатує систему магістральних нафтопроводів „Дружба” для постачання нафти на Захід. Систему нафтопроводів підприємства складають нафтопровід Мозир-Броди (довжина – 365 км, дві нитки діаметром 720 мм та продуктивністю 17 млн. тонн на рік кожна), нафтопровід «Броди-Держжордон» (довжина – 325 км, одна нитка діаметром 530 мм продуктивністю 8 млн. тонн на рік, друга нитка діаметром 720 мм продуктивністю 17 млн. тонн на рік), нафтопровід «Одеса-Броди» (довжина – 674 км, діаметр труби – 1020 мм, проектна продуктивність – 40 млн. тонн на рік), нафтопроводи «Долина-Дрогобич» та «Жулин-Надвірна» для постачання нафти західноукраїнським НПЗ та нафтоналивний термінал «Південний» поблизу Одеси, що здатний обслуговувати танкери дедвейтом до 100 тис. тонн та має резервуарний парк на 200 тис. кубометрів нафти.

Діаметри труб магістральних нафтопроводів у відсотках від загальної кількості становить: діаметром 1220 мм – 7%; 1020 – 21%; 720 – 53%; 530 – 14%; 377 – 4%; 273 – 1%.

Існуюча система нафтопроводів знаходиться в експлуатації в середньому від 20 до 42 років, в залежності від терміну вводу в дію її складових. За час експлуатації значна частина магістральних нафтопроводів і технологічного обладнання вичерпала свій ресурс, неодноразово підлягала поточному та капітальному ремонту і застаріла морально.

Вказані терміни експлуатації нафтопроводів та об'єктів нафтотранспортної системи вимагають вкладення значних коштів для підвищення надійності і підтримки їх в технічному справному стані.

Підвищення надійності експлуатації і обслуговування об'єктів нафтопроводів для забезпечення нормального безаварійного функціонування нафтопровідної системи досягається за рахунок постійного виконання комплексу робіт, основними з яких є виконання планово-попереджувальних ремонтів обладнання об'єктів магістральних нафтопроводів.

Технічний ж стан експлуатованих по 20-30 років трубопровідних систем залишає бажати кращого. Заміна зношеного обладнання і трубопроводів

арматури в останні 10 років ведеться вкрай низькими темпами. Саме тому спостерігається стійка тенденція збільшення аварійності на трубопровідному транспорті на 7 - 9% в рік.

Розвинена інфраструктура трубопровідного транспорту України і газової промисловості зокрема дають можливість ефективно інтегруватися в єдину Європейську систему постачання енергоносіїв. За таких умов зростають вимоги до надійності газонафтопровідних систем. Але проблема її забезпечення та безаварійної роботи цих об'єктів щороку набуває все важливішого значення, оскільки відбувається процес старіння основних фондів. На сьогодні перед ГНТС України гостро стоїть задача забезпечення стійкого розвитку в умовах значного зносу основних виробничих фондів та обмежених інвестиційних можливостей щодо реконструкції та технічного переозброєння.

Аналіз стану основних фондів та технічного обладнання нафто-, газо- і трубопроводів показує, що існуюча їх мережа до теперішнього часу виробила свій ресурс і не вжиття заходів з її відновлення найближчим часом може призвести до значного підвищення аварійності в цій галузі економіки.

Останніми статистичними даними встановлено, що близько 60-ти відсотків випадків виходу з ладу газонафтопроводів зумовлено первинними корозійно-механічними пошкодженнями та утворенням і подальшим розвитком поверхневих тріщиноподібних дефектів. У зв'язку з цим виникла гостра потреба в розробці ефективних методів оцінки цих явищ і адекватних розрахункових моделей для інженерної практики.

## **1.2 Сучасні тенденції досліджень корозійно-втомних руйнувань сталей газонафтопроводів**

Нафтогазотранспортна система України, експлуатацію якої здійснює НАК "Нафтогаз України" складається з 19 магістральних нафтопроводів загальною довжиною 4766,1 км. Газотранспортна система складається з 837,6 тис. км газопроводів різного призначення та продуктивності [1]. Надійність постачання

енергоносіїв всередині нашої країни, та транзит їх в інші країни залежить від технічного стану трубопроводів і його збереження. На сьогоднішній день близько 90% нафтопроводів і 29% газопроводів відпрацювали свій амортизаційний термін, більшість трубопроводів експлуатуються вже від 20 до 40 років і більше. Незважаючи на те що устаткування газонафтотранспортної системи утримується в надійному стані, воно є морально застарілим, потребує заміни або модернізації. Тому зараз важливо розробляти наукові та практичні основи продовження ресурсу експлуатації газонафтопроводів. Для цього спочатку розглянемо питання про технічний стан основного устаткування в газонафтотранспортній системі України.

Сучасні методи розрахунку магістральних трубопроводів (МТП) на міцність базуються на визначенні допустимого значення максимального тиску з урахуванням механічних властивостей трубних сталей, розміру труб і рівномірності розподілу напружень в стінці трубопроводу [2-5] Однак в процесі довготривалої їх експлуатації (більше 20 років) відбувається старіння трубних сталей газонафтопроводів [6-8]. Під впливом деформацій, що виникають внаслідок дії високих тисків, втомних напружень, корозійно-агресивних середовищ суттєво змінюється структура і механічні властивості трубних сталей. Прояв старіння позначається на підвищенні одних властивостей і пониженні інших.

Зміна цих характеристик трубних сталей, які є інтегральними характеристиками, практично не дає можливість визначити зниження рівня надійності МТП під час їх експлуатації. Через це виникають проблеми з запобіганням аварійного руйнування. Аварії на магістральних трубопроводах є загальносвітовою проблемою, що призводить до значних матеріальних втрат та нанесенню шкоди навколишньому середовищу. Тому сьогодні важливо розробити наукові та практичні основи продовження ресурсу експлуатації трубопроводів.

Багато компаній, що експлуатують магістральні трубопроводи, проводять дорогі внутрішньо трубні обстеження, тому що штрафні санкції за можливий

заподіяні збитки від аварій у багато разів можуть перевершувати понесені фінансові витрати. В результаті обстежень було отримано відомості про дефекти на ділянках МТП і, в деяких випадках, рекомендації з усуненню виявлених дефектів. Ці рекомендації базуються, в основному, на широко відомих стандартах ANSI/ASME 31G, BGS/PS/P11, які не враховують всього різноманіття умов експлуатації, деградації властивостей матеріалів в результаті старіння, закономірностей виникнення і зростання тріщиноподібних дефектів і тому подібне. Для МТП з тривалою експлуатацією, крім виникнення і зростання дефектів, характерним є процес старіння сталей і матеріалу зварних з'єднань.

Надійність і довговічності елементів конструкцій має особливо важливе наукове і прикладне значення в різних галузях промисловості і економіки, зокрема у випадках, коли об'єкти або споруди експлуатуються протягом тривалого часу. Магістральні і локальні нафто- і газопроводи є прикладами таких об'єктів. Для оцінки ресурсу їх елементів конструкцій, зокрема в умовах їх тривалої експлуатації, необхідно враховувати факти пошкодження конструкційних матеріалів під час експлуатації, виникнення в них таких дефектів як тріщини і кінетику їх розвитку. Ці питання, як правило, вирішують на основі концепцій і методів механіки руйнування та міцності матеріалів. В основу цього наукового напрямку закладено концепції зародження і розповсюдження тріщин у деформованому твердому тілі. Найважливішим параметром опору матеріалу руйнуванню у випадку поширення тріщин є його тріщиностійкість.

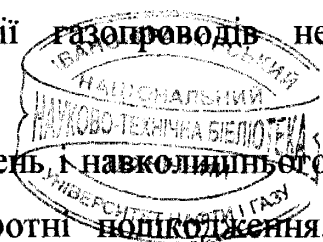
Інтенсивність розвитку механіки руйнування обумовлено універсальністю і простотою вихідних концепцій, відповідно до яких різноманітні види навантажень твердих тіл, з точки зору створених ними напружених станів, можуть бути описані коефіцієнтами інтенсивності напружень (КІН), в той час як різноманітні стани можуть характеризуватись критичними і пороговими значеннями цих коефіцієнтів. Інваріантність таких значень КІН за визначених



умов навантаження свідчать про можливість їх використання в якості нових механічних характеристик матеріалів.

Аварії газопроводів та нафтопроводів, які супроводжуються вибухами і руйнуваннями, приводять до великих матеріальних витрат. У випадку зростання терміну експлуатації газопроводів відбувається розвиток та накопичення ушкоджень, що збільшує вірогідність аварій. З року в рік частка трубопроводів, що тривало працюють (більше 40 років) під дією постійного тиску природного газу, інтенсивно збільшується. Замінити їх на нові практично нереально, раціональним є подальша безпечна експлуатація шляхом повного використання ресурсу працездатності. Нанесена на їх поверхню ізоляція від вологи здійснювалась переважно синтетичною плівкою в один шар товщиною до 1 мм. В світовій практиці використовують напилювання в заводських умовах полімерного шару товщиною 2-3 мм, який важко ушкодити. Під час намотування плівки через кожні півметра існує стик, через який з часом просочується вода, починається ржавіння сталі та виникають свищі, особливо часто на швах зварювання трубопроводу. Гарантійний термін служби плівкових покриттів до 10 років, а трубопроводу 30 років. Проектне заглиблення трубопроводу в ґрунт до 2 м, пройоми та осаджування ґрунту уможливають ушкодження трубопроводу зовні - бульдозерами, тракторами, що часто приводить до вибухів. Більшість трубопроводів в Україні проходить біля населених пунктів, а це вносить додаткову небезпеку. Найбільш небезпечні ділянки – це перетинання МГП з автомобільними та залізничними дорогами. Повністю виключити розповсюдження великих руйнувань на основі існуючих методів контролю дефектності під час експлуатації газопроводів не виявляється можливим.

Внаслідок тривалого впливу експлуатаційних навантажень і навколишнього середовища в трубах поступово накопичуються незворотні пошкодження. Окрім того, в металі навіть неексплуатованих труб вже існують дефекти (металургійні, будівельні, монтажні тощо). Все це приводить до позаштатних ситуацій, а інколи і до масштабних аварій, які спричиняють не лише значні



матеріальні збитки, але і порушують екологічну безпеку довкілля. Тому надійність і безпека магістральних трубопровідних систем є визначальною вимогою їх допуску до експлуатації.

Аналіз причин аварій магістральних трубопроводів виявив, що позаштатні ситуації в багатьох випадках завершуються повздовжніми розривами основного металу труб по або вздовж кільцевих зварних з'єднань. При цьому понад 50% трубопроводів руйнуються від корозійних уражень, а 37% - через незадовільну якість металу, його недостатню пластичність, ударну в'язкість тощо. Детальніший аналіз причин аварій, як правило, виявляє безпосередній зв'язок місць зародження руйнування з дефектами металургійного, виробничого, будівельно-монтажного або експлуатаційного характеру. Вони можуть бути непомітними, але, не дивлячись на це, виконують роль концентраторів напружень на внутрішніх і зовнішніх поверхнях труб.

Погіршення фізичного стану металу газонафтопроводів в основному оцінюється показниками зменшення відношення межі міцності до межі плинності, зниженням ударної в'язкості металу. Проте кількісне зниження цих механічних властивостей не перевищує допустимих нормативних значень і не дає можливості оцінювати тривалість подальшої безпечної експлуатації цих об'єктів, хоча ці зміни властивостей безсумнівно свідчать про протікання структурних змін в металі труб.

Зміни властивостей металу, які в подальшому можуть привести до сповільненого руйнування газопроводів, сприяють безліч чинників, що діють окремо і в сукупності.

До чинників, що приводять до розвитку явища сповільненого руйнування в трубних сталях, відносяться:

- деформаційне старіння;
- пластичні деформації, що з'являються під час виготовлення, будівництва та експлуатації трубопроводів;
- утворення структур гарту;
- взаємодія продукту, що перекачується, і ґрунту.

Під час тривалої експлуатації низьколегованих трубних сталей 14ХГС, 19Г, 17ГС і Ц21 показано, що на межах зерен і на смугах ковзання утворюються зародки нової карбідної фази. Відбувається блокування дислокацій домішками атомів інших елементів, еволюція дислокаційної структури. Всі ці процеси приводять до збільшення внутрішньої енергії металу і зменшення зв'язку між кристалічними зернами, а отже, до зменшення пластичності і зростання схильності до сповільненого руйнування. Методом вимірювання величини прогину зразків встановлено, що за період близько 30 років експлуатації ці сталі втрачають пластичні властивості приблизно на 15-20%. Виявлено особливості їх сповільненого руйнування. Загалом, ці процеси в тривало експлуатованих газопроводах приводять до утворення до окрихчених мікроділянок, створення додаткових внутрішніх напружень. Тому кількісна оцінка втрат механічних властивостей, стає першочерговим завданням для довгострокового прогнозування промислової безпеки об'єктів газорозподілу і газоспоживання.

Руйнування металу труб відбувається з причини утворення тріщин, за виключенням корозійного або ерозійного зменшення товщини стінки трубопроводу, а всякого роду дефекти є чинниками, що ініціюють початкову стадію утворення втомних тріщин. Подальший розвиток цих тріщин, швидкість їх поширення залежить від величини зовнішнього навантаження і стану металу труб, що в значній мірі визначається умовами і терміном їх експлуатації.

Оскільки визначальним в руйнуванні є механічні властивості трубних сталей, то нижче наведемо їх характеристики.

### **1.3 Характеристика сталі газонафтопроводів**

Для виробництва труб газонафтопроводів основними марками сталей є 17ГС, 17ГС1С, 19Г, 14ХГС, 14ГН, 10Г2С, 10ГС, 09Г2, Ст3, Ст4, Сталь 20. Імпортні труби виготовляють із сталей марок Х50, Х52, Х60 та інших. Вони відносяться

до маловуглецевих і низьколегованих сталей феритно-перлітного класу. Кількість вуглецю в них до 0,22%, а основними легуючими елементами є Mn, Si, Ni, Cr, Cu. Крім цих елементів в невеликих кількостях можуть входити в їх склад P, S, H та ін. Відомо, що маловуглецеві сталі, які застосовуються в загальному машинобудуванні вивчені досить глибоко. В той же час трубні сталі газонафтопроводів досліджені ще недостатньо, особливо з точки зору зміни їх структури і властивостей в процесі довготривалої експлуатації магістральних газонафтопроводів. [6-10]. Трубні сталі експлуатуються за нормальних температур, тому в процесі будівництва магістральних газонафтопроводів та їх експлуатації в них не відбуваються фазові перетворення, пов'язані з тепловою дією. Основні структурні зміни в трубних сталях пов'язані з механічною (деформаційною) дією.

Значними концентраторами напружень труб є зварні з'єднання. Механічні властивості зварних з'єднань змінюються залежно від структурних особистостей температурних зон. Найчастіше в зоні термічного впливу (ЗТВ) відбувається міжкристалічне руйнування. Тому наявність границь зерен полегшує можливість поширення тріщин. В трубних сталях має місце велика кількість різних мікроскопічних дефектів, які в цих ділянках приводять метал труби в структурно неоднорідний стан. Мікроскопічні дефекти є точкові (вакансії і атоми між вузлами кристалічної ґратки), лінійні (крайові та гвинтові дислокації) і двомірні (розриви суцільності, тобто субмікротріщини).

В той же час на стінках труб магістральних газонафтопроводів спостерігається велика кількість макроскопічних дефектів. Розподіл дефектів на мікро- і макроскопічні виконується умовно. Так, макроскопічною називається тріщина, коли її довжина більша за 1мм. Одні макроскопічні дефекти виникають під час виплавки сталі (неметалічні включення) та виготовленні труб (кутастість, еліпсність, зміщення кромки, підрізи, непровари, відхилення геометричних розмірів зварного шва від норми, пропали та механічні пошкодження), інші – під час експлуатації та

будівництві магістральних трубопроводів (корозійні та механічні пошкодження у вигляді подряпин, рисок, забоїв, вм'ятин, гофрів, тріщин.)

Для класифікації дефектів труб магістральних трубопроводів використовують різні підходи [12, 13]. Проте ця класифікація повинна бути направлена на розподіл дефектів труб за групами залежно від ступені небезпеки розгерметизації трубопроводу, тобто швидкості зародження на них втомних тріщин в процесі експлуатації. Загально прийнята класифікація дефектів базується на часі їх виникнення, тобто на виробничих етапах, починаючи від виготовлення труб, і закінчуючи періодом експлуатації трубопроводу. Основна увага приділяється походженню дефектів. Один і той же вид дефекту може бути різного походження, наприклад, риска може бути технологічного, експлуатаційного та іншого походження, тобто вона може бути нанесена як під час виготовлення, так і під час експлуатації газонафтопроводу.

Проте така класифікація створює незручність під час аналізу діагностичних даних і не сприяє встановлення закономірності зародження втомних тріщин в металічній трубі. Аналіз причин руйнування труб у випадку аварій і результатів гідравлічних випробувань магістральних трубопроводів, а також систематичне обстеження їх технічного стану, показують, що практично всі крупні дефекти на стінках з'являються у початковій стадії (5-10 років) експлуатації та під час випробувань магістрального трубопроводу, яке проводиться через 15 років. Дефекти, які залишились, доцільно внести з точки зору їх діагностування до середніх і дрібних.

Для дослідження поставлених в даній роботі цілей необхідно виходити з інших класифікаційних принципів. Важливо в'яснити дефекти якої природи в процесі експлуатації магістральних трубопроводів зростають, а які – ні. В роботі [12] встановлено, що під час експлуатації можуть зростати дефекти корозійного походження.. Решта макродефектів незалежно від походження (механічного, металургійного, технологічного) залишаються незмінними на

весь час експлуатація трубопроводу, виконуючи роль концентратора напружень.

Отже, руйнування металевих труб відбувається через утворення тріщин, а дефекти ініціюють початкову стадію утворення втомних тріщин. Подальший розвиток цих тріщин (характер їх поширення) залежить від стану матеріалу труб і характеру навантаження.

Важливу роль також грає розподіл дефектів за рівнем потенціальної можливості їх, за однакових умов, приводити до утворення втомних тріщин в металі труб. Такий розподіл опирається на врахуванні гостроти кутів у вершинах дефектів, від яких залежить рівень концентрації напружень. Максимальну можливість ініціювати втомну тріщину в металі труб в умовах експлуатації магістрального трубопроводу можуть тріщино подібні дефекти, у яких кут при вершині близький до нуля. Для таких дефектів методами лінійної механіки руйнування визначають коефіцієнти інтенсивності напружень за формулою [14]

$$K_1 = \sigma_H \sqrt{l} \cdot Y(z), \quad (1.1)$$

де  $\sigma_H$  - номінальне напруження за брутто перерізом зразка;

$l$  - глибина перерізу;

$Y(z)$  - поправочна функція, що враховує геометрію тріщини і форму зразка;

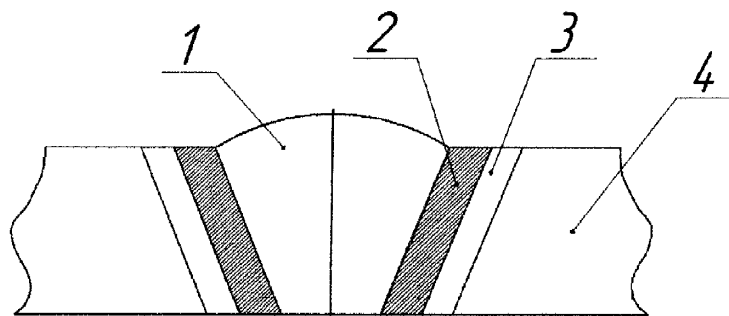
$z = l/b$  – відносний розмір дефекту (де  $b$  - товщина стінки труби).

Дефекти, у яких кут у вершині більше нуля, відносяться до таких що мають середній потенціал можливості утворення втомних тріщин. В цьому випадку ступінь небезпеки росту тріщин оцінюється коефіцієнтами концентрації напружень, значення яких розраховується за формулами розробленими в роботі [15]. Порівняння малоциклового і статичного випробування сталі показало високу чутливість до концентраторів напружень

[16]. Різкі зміни форми виробів, немеханічні включення, структурні неоднорідності (наприклад зварні з'єднання) викликають під час малоциклових навантажень місцеву зміну в розподілі напружень, яка оцінюється коефіцієнтом концентрації напружень. Останній визначається за відношенням максимального місцевого напруження в зоні концентрації до нормального напруження в тому ж місці, одержаного розрахунковим шляхом. За рахунок концентрації напружень опір матеріалів втомі суттєво знижується. Однак це пониження часто менше ніж витікає із загального визначення коефіцієнта концентрації. Тому вводиться поняття ефективного коефіцієнта концентрації, який визначається як відношення межі втоми зразка без концентрації до межі втоми зразка з концентрацією напружень. Суттєвий вплив на опір втомі мають залишкові напруження. В цьому випадку загальне напруження дорівнює алгебраїчній сумі залишкового напруження та напруження від зовнішнього навантаження. Стискуючі залишкові напруження на поверхні труби мають позитивний вплив на опір втомі, а розтягуючі - негативний.

Зварні з'єднання представляють собою структурно-неоднорідну ділянку [17]. Схема зварного з'єднання наведена на рисунку 1.1.

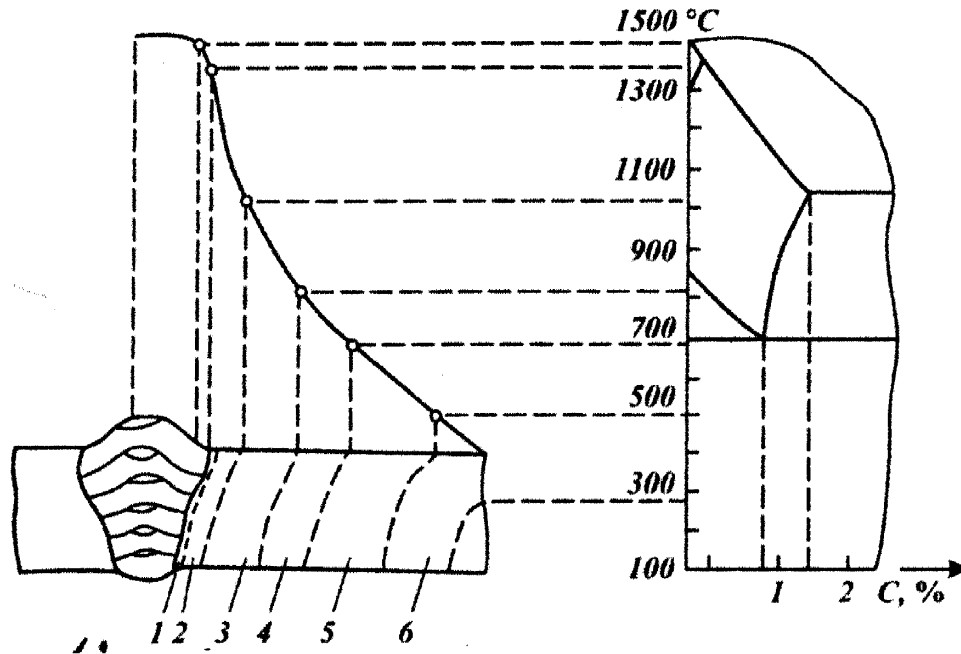
Якщо основний метал труби має рівномірні кристалічні зерна при гарячій прокатці і витягнуті зерна при холодній прокатці, то зварний шов в



1- зварний шов; 2- зона плавлення;  
3 - зона термічного впливу; 4 - основний матеріал.

Рисунок 1.1 – Зварне з'єднання

залежності від умов його отримання може мати стовпчасту будову, дендритну або відманштетову структуру. Лінія плавлення в зварних з'єднаннях має крупнозернисту будову з підплавленими кристаликами зі сторін основного металу. За лінією сплавлення знаходиться зона термічного впливу, яка має найскладнішу будову і складається з декількох ділянок (рис.1.2).



1-лінія сплавлення ; 2-зона перегріву; 3-зона нормалізації; 4- зона неповної перекристалізації; 5-зона рекристалізації; 6 – зона старіння.

Рисунок 1.2 – Будова зони термічного впливу зварного з'єднання труби

Різні структури цих ділянок призводять до їх різних механічних властивостей.

В зонах концентраторів напружень метал труби працює в режимі жорсткого навантаження, зв'язаного зі зміною внутрішнього тиску трубопроводу за одночасної дії корозійно-активних середовищ.

Через різні умови кристалізації зварної ванни та з утворенням зони термічного впливу зварне з'єднання має дуже нерівномірну структуру відносно основного матеріалу труби.

За термічного розширення матеріалу труб і тривалому охолодженні через градієнт температури одні ділянки зони термічного впливу розтягуються, а інші стискаються. Під впливом термічного циклу в зварному з'єднанні



розвиваються кристалізаційні деформації, що призводять до виникнення більшості дефектів у металі зварного з'єднання. Термічний цикл характеризується швидкостями нагріву та охолодження. У випадку дугової зварки швидкість нагріву складає в середньому  $10-400^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ , а охолодження -  $800-500^{\circ}\text{C}/\text{хв}$ . При цьому швидкість охолодження приблизно однакова як у зварному шві, та і по всіх ділянках зони термічного впливу.

Суттєвими концентраторами напружень для магістрального трубопроводу є механічні пошкодження (риска, задирки, вм'ятини). Концентрація напружень в металі поблизу дефекту визначається їх геометричними розмірами, їх взаємним розміщенням на поверхні труби, та типом корозійних пошкоджень.

У випадку класифікації дефектів дуже важливо врахувати зменшення товщини стінки та геометрії труби через присутність дефектів. Так, дефекти у вигляді рисок, подряпин, корозійних язв зменшують товщину стінки, а гофри, овальність, вм'ятини змінюють геометрію труби за збереження товщини її стінки. Враховуючи вище викладене в роботі [12], запропонована нова класифікація дефектів, характерних для труб магістральних газонафтопроводів (рис 1.3). Згідно даної класифікації завдання діагностики дефектів є не тільки їх виявлення, а й розподілення за рівнем небезпеки. Це дає можливість з врахуванням умов і терміну експлуатації конкретного магістрального трубопроводу, марки сталі труб, степені втоми і деформаційного старіння металу визначити початок розвитку втомних тріщин і приблизні розміри її до моменту діагностування. Ці дані в свою чергу дозволяють застосувати спеціальну методику для визначення залишкового ресурсу та раціонального завантаження досліджуваного нафто або газопроводу.

Однак сучасні засоби діагностування поки не дають повної гарантії виявлення втомних тріщин, і тим більше не забезпечують спостереження за їх ростом. Існуючі методи дослідження залишкового ресурсу трубопроводів, які базуються на розрахунках за формулами механічного руйнування з врахування заданих параметрів дефектів (глибина, довжина, та ін.) [18,19] не завжди дають достовірні дані. Це пов'язано з тим що метал труби магістрального

трубопроводу піддається не тільки статичним навантаженням, але й повторно-статичним, до яких дефекти дуже чутливі. При цьому дефекти залишаються практично незмінними, а руйнування труб відбувається шляхом утворення і росту втомних тріщин, характер і швидкість поширення яких залежить від ступеня окрихчення металу, обмовленого ступенем його старіння.

За тривалої дії експлуатаційних навантажень і робочих середовищ в металі труб відбувається поступове накопичення незворотних пошкоджень (зменшення товщини стінки, окрихчення металу).

Надійність роботи магістральних трубопроводів визначається не тільки запасом міцності металу, але й опірністю його крихкому руйнуванню [7, 8, 16]. Встановлені випадки виходу з ладу газонафтопроводів в результаті зменшення опору матеріалу малоциклового руйнуванню. Зниження довговічності труб в результаті розвитку тріщин в значній мірі залежить від терміну, режиму і природно-кліматичних умов експлуатації газонафтопроводів, від систем технічного обслуговування та ремонту, а також від марки сталі та технології виготовлення металу труб.

Аналіз робіт, наведених в даному підрозділі, показав, що для знаходження істинної причини аварійності на газонафтопроводах необхідне детальне вивчення не тільки зовнішніх факторів, діючих на трубопровід, а й структурних змін в металі труб, і як наслідок зміну механічних властивостей трубних сталей.

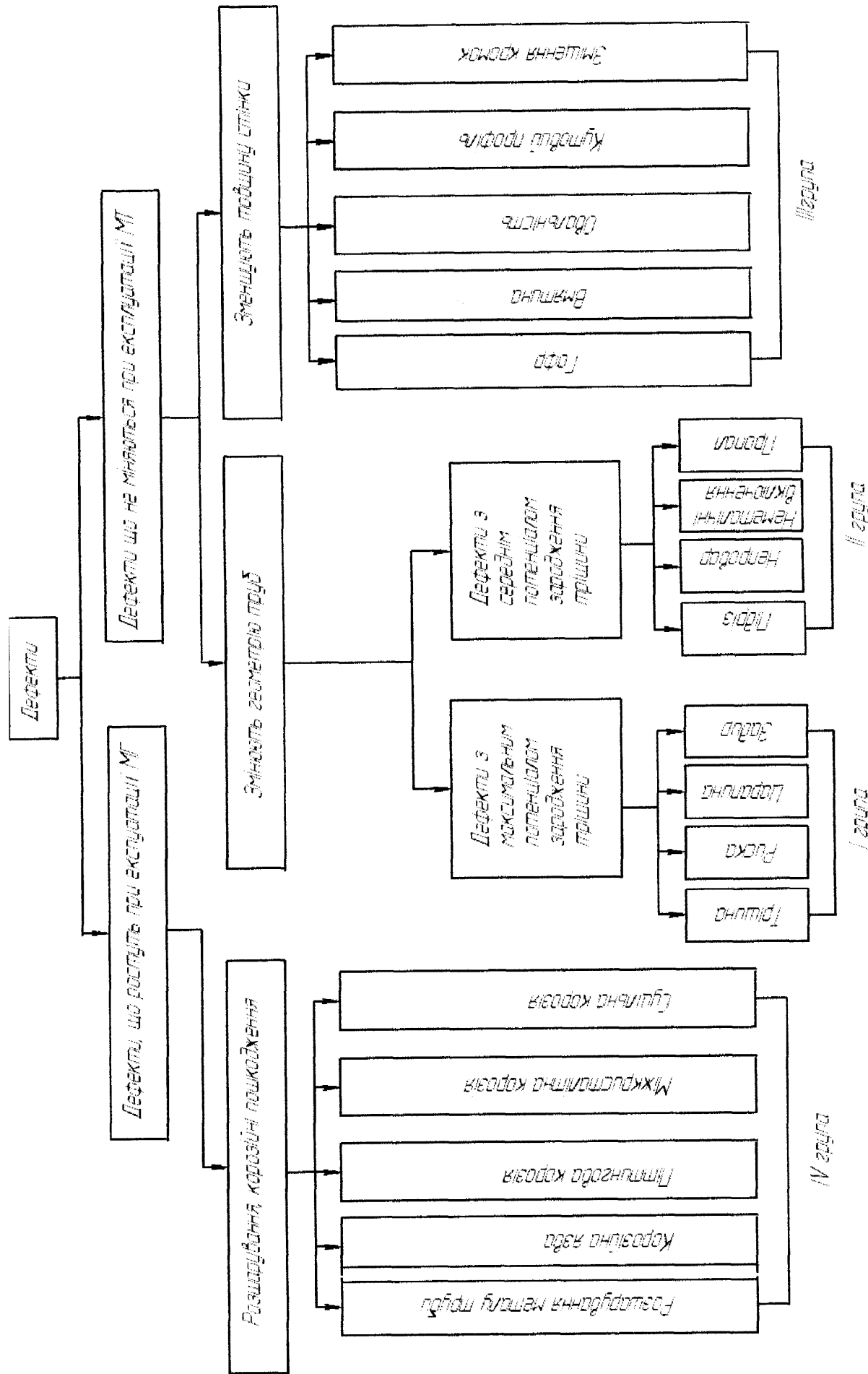


Рисунок 1.3 - Схема класифікації дефектів труб магистральних трубопроводів

## 1.4 Зміна властивостей трубних сталей магістральних газонафтопроводів під час тривалої експлуатації

Нафтогазотранспортна система України є важливою ланкою не тільки народногосподарського комплексу держави але і стратегічним чинником її національної безпеки. Ще з 1960-1990 рр. у нас будувалась велика кількість сталевих магістральних трубопроводів із застосуванням труб виготовлених з низьковуглецевих і низьколегованих сталей. За ці роки Україна стала країною з найбільш розгалуженою мережею магістральних трубопроводів у Європі, від працездатності яких залежить як постачання нафти і газу всередині країни, так і збереження за нею високого потенціалу транзиту енергоресурсів в інші країни Західної Європи. Поставлені завдання можна вирішити тільки забезпеченням надійності трубопроводів, в першу чергу запобіганню їх аварійному руйнуванню. Аварії на магістральних газонафтопроводах є загальносвітовою проблемою, що призводить до значних матеріальних втрат і нанесенню шкоди довколишньому середовищу.

Значна частина газонафтопроводів вже відпрацювала свій амортизаційний термін, інша частина експлуатується від 20 до 40 років, тобто експлуатація трубопроводних систем України знаходиться на пізній стадії експлуатації. Найбільш характерною ознакою цієї стадії є деградація трубних сталей, тобто погіршення їх окремих показників працездатності. Важкі умови експлуатації газонафтопроводів і складний пружно-деформований стан металу, взаємодія сталі з робочими середовищами, коливання температури та тиску пришвидшують деградацію трубної сталі, яка значно окрихчується. Це призводить до утворення тріщиноподібних дефектів, що можуть розвиватися в тілі труби, і кінець кінцем призводити до руйнування труби. З кожним роком проблема надійності та безперервної роботи трубопроводів зростає.

Для оцінки працездатності тривало експлуатованих трубопроводів *необхідно враховувати деградацію властивостей металу, а не його початкові характеристики.* Тому дуже важливо навчитись встановлювати ступінь

деградації властивостей трубних сталей. Адже одні характеристики можуть бути зовсім не чутливі до деградації, а інші змінюватись до 50% і більше. Очевидно, що більш чутливі до деградації характеристики дають можливість реальніше оцінити працездатність тривало експлуатованого трубопроводу.

В Україні перші дослідження з деградації властивостей трубних сталей почалися ще в кінці минулого століття. В роботі [20] досліджувалися зразки сталей з ділянок газопроводів Полоцьк – Мажайкяй ( 20 років експлуатації), Полоцьк - Вентспілс (30 років експлуатації). і газонафтопроводу Полоцьк - Вентспілс (26 років експлуатації). Труби були діаметром 720 мм із сталі 17Г1С. Для співставлення також відбирали зразки аналогічних труб “аварійного” запасу, що не зазнали експлуатаційних дій. Ступінь старіння металу оцінювалась за ступенем зміни властивостей його ударної в’язкості в процесі експлуатації

$$C = \frac{KCV_a - KCV}{KCV} \cdot 100\%, \quad (1.2)$$

де  $KCV_a$  і  $KCV$  - ударна в’язкість “аварійного ” і “зістареного” металу відповідно.

Деградація механічних властивостей сталі 17Г1С виразилася в зниженні її ударної в’язкості майже на 40% за 30 років експлуатації. Аналогічний результат був отриманий в роботі [21].

В роботі [20] показано, що технічний стан газопроводів суттєво залежить від наявності в них корозійних дефектів. У деградації сталей через розвиток пошкоджень, що погіршують їх механічні [23-28] та корозійні [29-31] властивості, вирішальну роль відіграє абсорбований водень [32].

З метою розробки стратегії продовження ресурсу та впровадження комплексу технологій реновації трубопровідного транспорту України в Івано-Франківському національному технічному університеті нафти і газу

(ІФНТУНГ) і Національному університеті «Львівська політехніка» у творчій співпраці з ДК «Укртрансгаз» та іншими галузевими підприємствами було розпочато теоретично-прикладні дослідження та створення технологій реновації систем трубопровідного транспорту України і на їх основі отримані принципово нові наукові результати і технічні рішення для ремонту трубопроводів, які дали можливість розв'язати поставлене завдання.

Дослідження з деградації трубних сталей проводились в Івано-Франківському національному технічному університеті нафти і газу під керівництвом ректора чл-кор, НАН України, д.т.н., професора Крижанівського Є.І. і в фізико-механічному інституті ім. Карпенка НАНУ (Львів). Випробовування на розтяг трубних сталей 17Г1С після 29, 38 і 40 років і X52 після 30 років експлуатації зафіксували спад границі міцності та спад межа плинності металів. Межа плинності була більш чутливою до деградації, так як її спад був більш суттєвим. В перші 25 років експлуатації спад параметрів міцності був незначним, тому проводити оцінку деградації трубних сталей за ці роки дуже важко [24, 26, 27]. В наступний період експлуатації трубопроводів ці зміни були відчутніші.

Під час випробовування експлуатованих сталей 17Г1С і X52 на відміну від неексплуатованих на кривій розтягу появлялася поличка плинності. Вона властива сталям з окрихченими металами зерен. Це вказує на утворення тонких прошарків карбідів (цементиту). Тому експлуатаційну деградацію не слід обмежувати тільки виникненням і розвитком дефектів. вона може бути пов'язана також із структурними змінами матеріалу.

Нестандартною була поведінка трубних сталей на пізній ступені експлуатації - зменшення твердості та міцності відбувалося за одночасного зниження опору крихкому руйнуванню [24, 27, 33, 34], ударної в'язкості та відносного звуження [24]. Протирічивий характер змін показали характеристики пластичності – відносне звуження  $\psi$  зменшувались, а відносне видовження  $\delta$  зростало. Ця різниця полягала в тому що параметр  $\delta$  відображає

сумарне значення як пластичної деформації взірця, так і розкриття великої кількості утворених за час експлуатації мікротріщин.

Оскільки в нормативних документах за параметр пластичності прийняли відносне видовження  $\delta$  то для деградованих сталей його слід замінити відносним звуженням  $\psi$ . Параметр  $\delta$  можна використовувати для оцінки пошкоджень тривало експлуатованих трубних сталей.

З переходом до більш жорстких умов навантаження експлуатаційна деградація трубних сталей проявляється ефективніше. Так ударна в'язкість експлуатованих сталей 17Г1С і Х52 знизилась в 1,7 раз порівняно з неексплуатованою. Це підтверджує вищу чутливість параметра KCV до експлуатаційної деградації досліджуваних трубних сталей порівняно з статичними випробовуваннями на розтяг. Чутливість до оцінки деградації трубних сталей підвищується також під час випробовувань на тріщиностійкість, з пониженням температури випробовувань за наявності корозійних чи наводнювальних середовищ. Цих принципів слід дотримуватись у випадку розробці нових, більш ефективних методів оцінки експлуатаційної деградації сталей. Так в роботі [35] перейшли від ударних випробовувань на згин до ударних випробовувань на розтяг (підвищили жорсткість навантаження). Здійснено оцінювання експлуатаційної деградації трубопровідних сталей за ударними випробуваннями на розтяг циліндричних зразків з кільцевими асиметричними тріщинами. Наведені результати механічних випробувань циліндричних зразків експлуатаційних труб з кільцевими тріщинами, які проводились на універсальній машині розриву 1М-5А та копрі МК-5 з допомогою спеціального сконструйованого пристрою за різних температур. Співставлення експериментальних даних отриманих з статичного та ударного випробувань на розтяг циліндричних зразків експлуатаційних труб з кільцевими тріщинами і ударного згину призматичних зразків з нанесеними втомними тріщинами показали високу ефективність ударних випробувань на розтяг циліндричних зразків з кільцевими асиметричними тріщинами для оцінювання схильності трубопровідних сталей

до крихкого руйнування та експлуатаційної деградації. Висновки отримані за результатами механічних випробувань підтверджені електронно-фрактографічним аналізом зломів зразків. Результати роботи можуть бути широко використані в практиці наукових досліджень.

Ударні випробовування зразків з концентраторами з наведеними у їх вершині втомними тріщинами є найпоказовішими.

Основні фонди трубопровідного транспорту України старіють, їх деградація проходить все інтенсивніше. Збільшення терміну безпечної роботи таких трубопроводів - надзвичайно важлива науково-технічна проблема. Шляхи її вирішення - застосування методів технічного діагностування для визначення фактичного технічного стану трубопроводу.

Для оцінювання експлуатаційної деградації матеріалу великі перспективи має використання електрохімічних показників як у лабораторних умовах, так і для технічного діагностування стану матеріалів конструкцій, що тривало експлуатуються [36, 37].

Експерименти виконані на трубній сталі 17Г1С вітчизняного виробництва, а також сталі X52 італійського виробництва (типу 17Г1С) і типу 10ГС труб французького виробництва у вихідному стані (контрольна труба у стані поставки) та після експлуатації від 28 до 40 років [23, 25].

Розроблені науково обґрунтовані підходи для використання відомих і удосконалених авторами методів електрохімічних досліджень у вивченні експлуатаційної деградації сталей магістральних газонафтопроводів.

Встановлено різну чутливість електрохімічних показників до експлуатаційної деградації трубних сталей. Найвищою такою чутливістю володіє поляризаційний опір.

Встановлено високу чутливість електрохімічних показників до структурно-хімічної неоднорідності різних зон зварного з'єднання.

Показано перспективність використання електрохімічних методів досліджень для неруйнівного контролю стану металу трубопроводу в процесі його експлуатації.



В роботі [38] зроблена спроба оцінити деградацію трубної сталі методом внутрішнього тертя. Відзначимо, що на даний час такі дослідження в практиці експлуатації газонафтопроводів повністю відсутні.

Вивчався вплив тривалого постійного навантаження до 9,6 років на структуру і властивості трубної сталі 09Г2С.

Матеріалом дослідження служила безшовна труба із сталі 09Г2С діаметром 133 мм і товщиною стінки 5мм, піддана нормалізації. З труби вирізували патрубки довжиною 800 мм, які на спеціальній установці ставили на постійне навантаження внутрішнім тиском, рівним 0,75 границі плинності, що відповідало реальним умовам роботи газо- і нафтопроводів. Через певні проміжки часу окремі патрубки розвантажувались і з них виготовлялися зразки для структурних досліджень і механічних випробувань.

На зразках розмірами 4x4x125 мм на установці ИЧЗ-9А резонансним методом при коливаннях згином вимірювали амплітудні залежності внутрішнього тертя, за якими знаходили логарифмічний декремент затухання коливань  $\delta$  і крутизну амплітудної залежності  $\operatorname{tg}\alpha$ .

Витримка під навантаженням помітно вплинула на амплітудну залежність внутрішнього тертя. З рисунка 1.4 видно, що із збільшенням



Рисунок 1.4 – Залежність характеристик внутрішнього тертя  $\operatorname{tg}\alpha$  і  $\delta$  від терміну витримки під навантаженням

тривалості витримки до 5 років відбувається поступове зменшення  $t_{g\alpha}$ , що свідчить про зниження рухливості дислокацій. Такий дефект пов'язують з розвитком ранніх стадій деформаційного старіння. Збільшення витримки з 5 до 9,6 років практично не впливає на величину  $t_{g\alpha}$ .

Зміна параметру  $\delta$  має дещо інший характер. Спочатку він зростає до максимуму, який досягається на 2-гому році навантаження, а потім відбувається, як і в першому випадку, його монотонний спад.

Відзначимо, що деградаційні процеси в матеріалах трубопроводів відбуваються, в основному, через 20-30 років їх експлуатації. Тому дане дослідження, в якому тривалість навантаження була тільки 9,6 років, є досить обмеженим і потребує подальшого розвитку. Потрібно також врахувати, що труба була навантажена постійно і не враховані циклічні зміни тиску.

Застосування методу внутрішнього тертя для технічного діагностування процесів деградації трубних сталей можна вважати досить перспективним для практичного використання, оскільки воно відноситься до числа найбільш структурно-чутливих властивостей і за його замірами можна судити про зміни, що відбуваються в металі в процесі його експлуатації. Опираючись на відмінності та особливості зміни внутрішнього тертя за різних амплітудних напружень, можна робити висновки про природні зміни в трубних сталях впродовж їх експлуатації.

Встановлена різна інтенсивність деградації сталей в різних частинах труби. Нижня частина труби внаслідок контакту з транспортованим середовищем деградує найбільш інтенсивно [23, 25]. Негативний вплив транспортованого середовища на трубну сталь проявляється через абсорбований матеріалом водень.

Корозійні пошкодження внутрішньої поверхні експлуатованих газопроводів вказують на підвищену агресивність робочих середовищ в місцях, де збирався водний конденсат товарного газу. Понижена корозійна тривкість внутрішньої поверхні труби нафтопроводів пов'язана з наявністю підтоварної води в нафтоводній суміші [23]. Корозійна тривкість сталей експлуатованих труб завжди

була нижчою порівняно з сталлю труб запасу, що підтверджує експлуатаційну деградацію матеріалу трубопроводів.

На швидкість поширення втомних тріщин трубних сталей велику роль відіграє рН середовища [27].

Різноманітні обстеження магістральних трубопроводів показали, що останнім часом причиною їх експлуатаційних пошкоджень все частіше стають зварні з'єднання (ЗЗ). Це стосується, в першу чергу, багатошарових монтажних швів, які після зварювання практично не піддаються технологічним обробкам з метою зменшення залишкових напружень [39-41]. За сумісної дії механічних навантажень і робочих середовищ ЗЗ мають підвищену схильність до крихкого руйнування. Цьому сприяє їх макро- і мікронеоднорідність за хімічним складом, структурою та механічними властивостями.

Фізико-механічні та електрохімічні властивості вихідних ЗЗ (зварюються дві неексплуатовані труби) до певної міри вивчені [42, 43]. Порівняно з вихідним станом потенціал всіх зон тривало експлуатованого ЗЗ явно зміщений у від'ємний бік. Це зміщення найменше для основного металу, а для металу шва – найсильніше. Це вказує на те, що з продовженням експлуатації сталевих трубопроводів можлива поява вибіркової корозії шва ЗЗ.

Якщо наводнення неексплуатованих ЗЗ приводить до найбільш відчутного окрихчення зони термічного впливу і основного металу, то в експлуатованих – металу шва. Найбільшого окрихчення було досягнуто за одночасного електролітичного наводнювання зразків і їх навантаженні розтягом. Електрохімічні дослідження показали високу чутливість їх показників до структурно-хімічної неоднорідності зон ЗЗ.

Слід відзначити, що під час ремонту трубопроводів зварюється котушка з труби запасу з експлуатованою трубою. Це може змінити структурний стан металу в зоні термічного впливу і призвести до змін корозійно-механічних властивостей металу. Однак, на теперішній час такі дослідження повністю відсутні, що потребує їх обов'язкового проведення.

## **1.5 Деякі основні поняття та положення теорії корозійно-втомного руйнування сталей трубопроводів**

Газонафтопроводи піддаються експлуатації в умовах одночасної взаємодії механічного навантаження і агресивного середовища. Ця взаємодія прискорює руйнування металу, значно зменшуючи час експлуатації труб. Таке руйнування є непомітним на ранніх стадіях розвитку, тобто проходить без помітних ознак макродеформації і зміни стану поверхні металу. Отже, мова піде про небезпечний вид корозії - корозійно-втомне руйнування.

Корозійна втома матеріалів спостерігається в усіх галузях техніки: в хімічній, енергетичній, транспортній та інших. Це процес поступового нагромадження пошкоджень матеріалу під дією змінних напружень і корозійно-активного середовища, що приводить до зміни властивостей матеріалу, утворенню корозійно-втомних тріщин, їх розвитку і руйнуванню виробу. Найбільш коректно і ефективно, цей небезпечний вид руйнування описується засобами і методами механіки руйнування матеріалів [44-52].

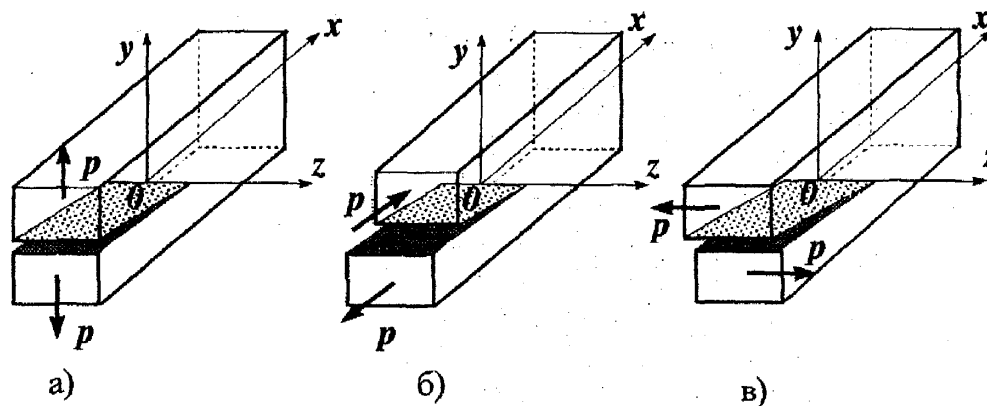
Нижче наведені основні аспекти механіки руйнування, які застосовуються в подальших розділах роботи.

### **1.5.1. Критерії механіки руйнування**

Методологічну основу виконаного в роботі дослідження становить механіка руйнування матеріалів з урахуванням специфіки фізико-механічних та фізико-хімічних взаємодій в системі "матеріал-середовище", які впливають на характер та особливості процесу руйнування матеріалу.

Основною концепцією механіки руйнування матеріалів [44-52] є трактування процесу руйнування як процесу зародження і поширення тріщиноподібних дефектів у деформованому твердому тілі. У рамках такого підходу принципово важливим є врахування особливостей пружно-деформованого стану у вершині тріщини і встановлення критеріїв руйнування твердих тіл з тріщинами, тобто поширення тріщини в даному тілі для заданих

умов його деформування. Розрізняють три основні види деформованого стану матеріалу в околі вершини тріщини: нормальний відрив, поперечний зсув і поздовжній зсув (рис. 1.5).



а - нормальний відрив; б - поперечний зсув; в - поздовжній зсув

Рисунок 1.5 – Схематичне представлення переміщень в околі вершини тріщини

Переміщення берегів тріщини у напрямі осі  $Oy$  (рис. 1.5 а) характерне для тріщини нормального розриву (*I*), переміщення у напрямі осі  $Ox$  (рис. 1.5 б) - для поперечного зсуву (*II*), а переміщення у напрямі осі  $Oz$  (рис. 1.5 в) - для поздовжнього зсуву (*III*). Сполучення типів деформацій *I*, *II* та *III* дозволяє отримати усі можливі випадки деформованого стану, який виникає в околі вершини тріщини за будь-якому довільному навантаженні.

В якості наглядного прикладу розглянемо пластину необмежених розмірів з центрально розміщеною тріщиною довжиною  $2a$ , яка розтягається на безмежній віддалі навантаженням з інтенсивністю  $p$  (рис. 1.6). Якщо ввести полярну систему координат  $(r, \theta)$  з початком у вершині тріщини (рис. 1.6), то компоненти тензора напружень поблизу вершини тріщини можна записати у наступному вигляді (двомірна задача) [41, 45]:

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \cdot \begin{pmatrix} f_1(\theta) \\ f_2(\theta) \\ f_3(\theta) \end{pmatrix} + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi \cdot r}} \cdot \begin{pmatrix} f_4(\theta) \\ f_5(\theta) \\ f_6(\theta) \end{pmatrix} + 0(1)$$

де  $K_I = K_I(p, a)$  – коефіцієнт інтенсивності напружень для тріщин нормального розриву;

$K_{II} = K_{II}(p, a)$  – коефіцієнт інтенсивності напружень для тріщин поперечного зсуву;

$f_i(\theta)$  – відомі функції кута  $\theta$ ;

$O(1)$  – обмежена величина за  $r \rightarrow 0$ . Аналогічні співвідношення мають місце і для поля деформацій.

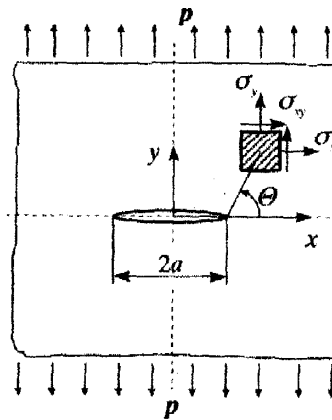


Рисунок 1.6 – Схема розтягу з центральною тріщиною довжиною  $2a$

Критерій до визначення початку поширення тріщини в деформованому твердому тілі (критерій Ірвіна [45]) для тріщин нормального розриву полягає у тому, що коефіцієнт інтенсивності напружень  $K_I$  у розглядуваній точці контуру тріщини у момент її локального просування (розвитку) вважається рівним деякій константі матеріалу  $K_{IC}$ . Тобто, якщо для тріщини нормального розриву нормальні напруження розтягу (максимальне за кутом  $\theta$ ) мають вигляд

$$\sigma_y(p, r, \theta) = \frac{K_I(p, a)}{\sqrt{2\pi \cdot r}} + O(1); K_{II}(p, a) = 0, \quad (1.3)$$

то критерій граничної рівноваги тіла з тріщиною можна записати так:

$$K_{I^*} = K_I(p_0, a) = K_{IC}, \quad (1.4)$$

де  $p^*$  - граничне значення зовнішнього навантаження  $p$ , при досягненні якого (і його перевищенні) настає поширення тріщини;  $r$  - відстань по нормалі до контуру тріщини у площині  $y = 0$ ;  $a$  - розмір тріщини. Величина  $K_{IC}$  характеризує опір матеріалу поширенню у ньому тріщини за квазістатичного збільшення навантаження (статична тріщиностійкість). Її значення є константою матеріалу в заданих умовах випробування і характеризує його тріщиностійкість у випадку короткочасного статичного навантаження.

Викладені вище положення лежать в основі лінійної механіки руйнування твердих тіл. Важливе фізичне припущення у цьому підході полягає в тому, що розміри пластично деформованої області матеріалу в околі вершини тріщини вважаються малими у порівнянні з характерними розмірами тріщини і тіла. Тому можливість застосування положень лінійної механіки руйнування зумовлена виконанням цих умов, тобто умов автомодельності поля напружень і деформацій поблизу вершини тріщини [45]. Вважається, що умови автомодельності виконуються, якщо розмір пластичної зони у напрямі розвитку тріщини буде на порядок меншим у порівнянні з довжиною тріщини і відстанню її вершини від межі тіла [44, 45], тобто

$$(a - b) \geq (1,5 \div 2,5) \cdot \left( \frac{K_I}{\sigma_T} \right)^2, \quad (1.5)$$

де  $b$  - ширина тіла у напрямі розвитку тріщини;

$\sigma_T$  - границя плинності матеріалу при розтягу.

Слід відзначити, що дослідженню і обґрунтуванню умов автомодельності присвячено значну кількість робіт [14, 47-51], узагальненням яких стало створення відповідних нормативних документів, які регламентують послідовність проведення випробувань конструкційних матеріалів і сплавів методами механіки руйнування [14, 53-55]. При цьому розроблені ефективні

методи визначення коефіцієнтів інтенсивності напружень для тіл різних конфігурацій і різних схем прикладення до них навантаження. Результати цих досліджень узагальнено і подано у зручному для застосування в інженерній практиці вигляді [14, 47].

### 1.5.2 Втомне руйнування матеріалів і основні фактори, які його змінюють

Втомне руйнування відноситься до найбільш поширених видів сповільненого руйнування. Тобто відбувається поступовий ріст найбільших початкових тріщин, аж до досягнення ними критичної величини. На початковій стадії процесу руйнування майже завжди спостерігається поступове виникнення і накопичення мікро дефектів. Якщо розміри цих дефектів співмірні з характерними розмірами мікроструктури (наприклад, величиною зерна), то така стадія називається стадією зародження тріщини або інкубаційним періодом. Закінчується він локалізацією процесу розсіяного руйнування з виникненням ростучої макротріщини. Часто основну частину часу довговічності матеріалу займає не зародження мікротріщин, а наступний період повільного квазістатичного зростання тріщини від початкового до критичного розміру. Кінцевою стадією динамічного росту тріщини є повне руйнування, часто - це катастрофа, якої і потрібно уникнути.

Слід розрізняти звичайне втомне руйнування за низького рівня напружень, або так звану багатоциклову втому, і руйнування за порівняно невеликої кількості циклів прикладання достатньо великих напружень, тобто випадок малоциклової втоми. В першому випадку мікропроцеси руйнування локалізуються в малій зоні біля вершини тріщини і визначаються асимптотичними полями напружень і деформацій. Відповідно, швидкість поширення тріщини повинна залежати від коефіцієнтів інтенсивності напружень. В другому випадку зона пластичних деформацій не мала, і для описання процесу поширення тріщини потрібно розглядати послідовність кроків навантаження і поширення тріщини.

Дослідження кінетики поширення втомних макротріщин полягає у встановленні закономірностей зміни розмірів тріщини в залежності від часу або



кількості циклів навантаження  $N$ . Застосування підходів механіки руйнування до аналізу процесу втоми матеріалів на стадії поширення макротріщини призвело до використання ефективного методу кількісного опису та узагальнення експериментальних даних. Цей підхід полягає в тому, що прикладене до тіла навантаження, геометрія тіла та розміри макротріщини у випадку визначення швидкості росту втомної тріщини (ШРВТ) характеризуються одним параметром - коефіцієнтом інтенсивності напружень  $K_{IH}$ , який описує поле напружень та деформацій біля вершини тріщини. Вперше це було зроблено і обґрунтовано Перісом у роботі [56]. Наступними чисельними експериментами було доведено [14, 57], що коефіцієнт інтенсивності напружень краще за інші механічні характеристики (наприклад, номінальні напруження у перерізі зразка) контролює процес росту втомної тріщини, незалежно від геометрії зразка і способу навантаження. Так, швидкість росту втомної тріщини буде постійною за однакових значень коефіцієнта інтенсивності напружень і змінюється з його зміною, тобто

$$\frac{da}{dN} = f(C_i, K_I), \quad (1.6)$$

де  $da/dN$  - швидкість росту втомної тріщини;

$N$  - число циклів втомного навантаження;

$C_i$  ( $i = 1, 2, 3, \dots$ ) - константи матеріалу, які характеризують опір розвитку у ньому тріщини.

Більш широко на практиці застосовують залежність [56]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_I)^n, \quad (1.7)$$

де  $C$  і  $n$  - експериментально визначені константи, які залежать від властивостей матеріалу та умов випробувань;

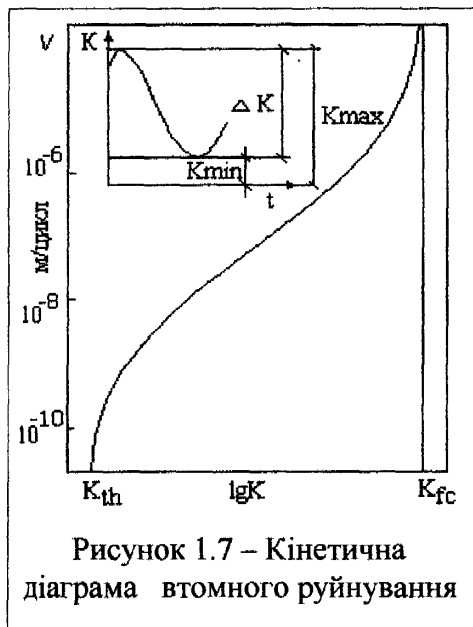
$\Delta K_I = K_{I_{max}} - K_{I_{min}}$  - розмах коефіцієнта інтенсивності напружень циклу;

$K_{I_{max}}$  і  $K_{I_{min}}$  - відповідно найбільше і найменше значення коефіцієнта інтенсивності напружень циклу.

Залежність (1.6) є основою для представлення результатів експериментальних досліджень у вигляді, так званих, діаграм циклічної тріщиностійкості [45, 47], які є графічним зображенням залежності швидкості росту втомної тріщини від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень.

Повна кінематична діаграма втомного руйнування (КДВР) в логарифмічних координатах це є S-подібна крива, обмежену по осі абсцис двома вертикальними асимптотами:  $K_{I_{max}} = K_{th}$  та  $K_{I_{max}} = K_{fc}$  (Рис. 1.7). Тут  $K_{th}$  - порогове значення КІН, нижче якого тріщина не росте;  $K_{fc}$  - його критичне значення (циклічна тріщиностійкість), за якого відбувається остаточне руйнування зразка (елемента конструкції). Параметри  $K_{th}$  і  $K_{fc}$  є втомними характеристиками матеріалу, які знаходять прямо з експерименту.

Викладені вище підходи покладені в основу сформованої в останні роки нової галузі механіки руйнування твердих тіл - механіки корозійного руйнування конструкційних матеріалів [46, 50, 58]. Об'єктом її досліджень є процеси руйнування конструкційних металів і сплавів, які підлягають одночасній дії механічних напружень (статичних або циклічних) і різних



корозійно-агресивних середовищ. Тут широкого застосування набули випробування з визначення швидкості росту корозійної тріщини  $da/dN$  в досліджуваному матеріалі у випадку дії заданого корозійного середовища [50, 58]. Такі випробування за аналогією з втомними випробуваннями в інертних середовищах і концепцією Періса, про яку згадувалось вище, здійснюють на зразках різної геометрії з попередньо ініційованими тріщинами і

вважають, що якщо корозійна тріщина розвивається у площині симетрії

напружень, то її розвиток може бути описаний одним параметром, наприклад, величиною  $K_I$ , тоді макроскопічна швидкість тріщини  $da/dN$  є функцією цього параметра. Отже, маємо функціональну залежність типу (1.6).

У зв'язку з цим, для розкриття фізичних аспектів процесів корозійно-механічного руйнування, а також встановлення умов формування та однозначності (інваріантності) характеристик корозійної тріщиностійкості конструкційних металів та сплавів, надзвичайно важливе значення мають дослідження фізико-хімічних процесів біля тріщиноподібних концентраторів напружень. Виходячи з цього в роботах В.В. Панасюка з співробітниками [59, 63] була запропонована наступна концепція механіки корозійного руйнування конструкційних металів та сплавів. У загальному випадку стан зони передруйнування матеріалу біля вершини тріщини можна описати такими групами параметрів:  $P_j(\sigma)$  - параметри, що характеризують напружено-деформований стан матеріалу і є функціями прикладених до тіла зовнішніх зусиль  $\sigma$ ;  $A_n(\tau)$  - параметри, які визначають в часі  $\tau$  фізико-хімічні процеси, що протікають між деформованим металом і корозійним середовищем;  $B_m(S)$  - параметри, що характеризують стан поверхонь матеріалу  $S$ , які утворюються в процесі руйнування. У такому випадку швидкість локального процесу корозійного руйнування матеріалу (тобто, швидкість розвитку корозійно-втомної тріщини  $da/dN$ , де  $a$  - характерний лінійний розмір тріщини в напрямку її поширення,  $N$  - число циклів навантаження), буде описуватись деякою функцією  $\Phi$  від зазначених вище параметрів, тобто

$$\frac{da}{dN} = \phi[C_i, P_j, (\sigma); A_n(\tau); B_m(S)] \quad (1.8)$$

де  $C_i$  - константи, що характеризують систему "матеріал-середовище";

$$i, j, n, m = 1, 2, 3, \dots$$

При цьому було показано, що у випадку руйнування металів у водних корозійних середовищах електрохімічні процеси в зоні передруйнування в околі вершини тріщини достатньо повно контролюються значеннями  $pH_t$  та  $E_t$  біля вершини тріщини. В якості параметра, що визначає напружено-деформований стан матеріалу в зоні передруйнування, вибраний коефіцієнт інтенсивності напружень  $K_I$ , як одна з найбільш універсальних характеристик, що об'єднує в собі розмір тріщини, геометрію тіла та спосіб і величину прикладеного зовнішнього навантаження.

На завершення слід зазначити, що викладені вище підходи є коректними у випадку застосування до макротріщин (так званих довгих тріщин), які переважно розвиваються в глибину матеріалу.

Відзначимо також, що на КДВР розрізняють три характерні ділянки: низькоамплітудну (I), середньоамплітудну (II) та високоамплітудну (III). Такий поділ є обґрунтований не лише геометричними ознаками, а й відмінністю механізмів - росту тріщини, що відображається в мікрорельєфі злому. Це в свою чергу спричиняє специфічну для різних ділянок реакцію на дію різноманітних механічних, металургійних, фізико-хімічних факторів та геометричних факторів. Ці фактори коротко можна описати так:

- механічні: асиметрія циклу, частота та форма навантаження, вид навантаження, амплітуда напружень і т. д. ;
- металургійні: структурний стан матеріалу, розмір зерна, наявність включень, ступінь та характер легування;
- фізичні та фізико-хімічні: температура, опромінення, середовище;
- геометричні: абсолютні розміри зразка і т. д.

В залежності від призначення машин та споруд вони експлуатуються за різноманітних типів напруженого стану, зазнають дії змінних навантажень різних режимів, інтенсивності, частоти та асиметрії циклу. Всі ці умови експлуатації істотно впливають на характеристики опору втомному руйнуванню, тому механічні фактори необхідно враховувати як під час розробки матеріалів, так і у випадку розрахунків на міцність та довговічність.

Структура матеріалу - один з найважливіших факторів, які впливають на ріст втомних тріщин. Цей фактор діє на кінетику поширення втомних тріщин і характеристики циклічної тріщиностійкості на всіх трьох ділянках КДВР. Найбільшою структурною чутливістю характеризується припорогова тріщиностійкість в межах I ділянки КДВР. Щодо перісовської (другої) ділянки діаграми, то зараз визнано, що на цій ділянці ступінь впливу структури є незначним. В області високошвидкісного навантаження (III ділянка КДВР) у зв'язку з наближенням до спонтанного руйнування структурна чутливість посилюється.

З фізичних і фізико-хімічних факторів на працездатність трубопроводів найбільший вплив мають температура випробувань і робочі середовища. Закономірності втомного руйнування металів істотно залежать від температури випробувань. Багаточисельні дослідження в цьому напрямку [47] виявили неоднозначність впливу низьких температур на опір матеріалів росту втомних тріщин, що пояснюється залежністю кінетики поширення втомних тріщин від амплітуди навантаження, температури випробувань, структури та фазового складу матеріалу.

Корозійне середовище може істотно змінювати ШРВТ. На сьогоднішній день нагромаджено значну кількість експериментальних даних про вплив різноманітних корозійних середовищ на розвиток втомних тріщин в металах [46, 47, 50, 59-63].

Конструкція деталей машин, в першу чергу їх розміри, форма та наявність концентраторів напружень створюють значний вплив на характеристики опору втомному руйнуванню металів та сплавів. Вплив масштабного фактору (розмірів зразків) на закономірності росту втомних тріщин може проявлятися на всіх трьох ділянках КДВР і мати при цьому складний характер. В багатьох роботах пов'язують ефекти впливу масштабного фактору з переходом від плоского напруженого стану до плоскої деформації. Проте одні дослідження відзначають підвищення ШРВТ із збільшенням товщини зразка, другі – зменшення, треті вважають швидкість росту тріщини незалежною від товщини

зразка [47]. У зв'язку з такою невизначеністю подібні дослідження потребують подальшого розвитку.

Без врахування цих факторів неможливо отримати достовірні характеристики опору втомі металів та сплавів в лабораторних умовах та забезпечити високі характеристики опору втомному руйнуванню конструкцій.

## 1.6 Вибір напрямів досліджень

Специфічна робота газонафтопроводів обумовлена сумісною дією напружено-деформованого стану труби і корозійного середовища. Руйнування труби починається з утворенню корозійних виразок. Циклічне навантаження дуже чутливе до концентраторів напружень, тому сприяє утворення біля корозійних виразок мікротріщин, які в подальшому переростають в макротріщини, що поширюються в тіло труби [6, 16, 17, 77]. Від швидкості росту тріщин залежить довговічність трубопроводів. Однак характер росту втомних тріщин залежить від багатьох експлуатаційних чинників.

КДВР мають три характерних ділянки, які відрізняються механізмами росту тріщини. Це спричиняє специфічну для різних ділянок реакцію на дію різноманітних механічних, металургійних, фізико-хімічних і геометричних чинників. Приведений у підрозділі 1.4 критичний аналіз таких досліджень показав обмеженість і суперечливість одержаних результатів. Без врахування цих чинників неможливо отримати достовірні характеристики корозійно-втомного руйнування трубних сталей в лабораторних умовах і забезпечити високі характеристики опору втомному руйнуванню газонафтопроводів. У зв'язку з такою невизначеністю подібні дослідження потребують подальшого розвитку.

Більшість магістральних газонафтопроводів України працюють на пізній стадії експлуатації. Це вимагає їх безпечної експлуатації з урахуванням можливої деградації властивої матеріалу. Тому останнім часом значна увага

дослідників спрямована на встановлення ступеня деградації властивостей сталі трубопроводів.

Задача ускладнюється тим, що результати, одержані з показників ступеня деградації залежно від методів їх оцінювання, можуть свідчити про відсутність змін, або про наявність суттєвих змін.

В цьому відношенні може бути корисним метод внутрішнього тертя для вирішення різних задач фізичного металознавства. Застосування цього методу для технічного діагностування процесів деградації металів можна вважати досить перспективним для практичного використання, оскільки він відноситься до числа найбільш чутливих до зміни структурних властивостей трубних сталей, що відбуваються за час експлуатації. Відзначимо, що на сьогоднішній день такі дослідження в практиці експлуатації магістральних газонафтопроводів повністю відсутні.

Руйнування газонафтопроводів під впливом сумісної дії механічних навантажень і корозійно-агресивних робочих середовищ, деградації трубних сталей обумовлені фізико-хімічними локалізованими процесами утворення та поширення тріщиноподібних дефектів [7, 8]. Опираючись на критерії механіки руйнування оцінка працездатності пошкоджених трубопроводів базується на гранично-рівноважному стані труби з різними дефектами [18, 19]. Такий підхід дає можливість оцінити момент настання катастрофічного руйнування труби, не розглядаючи при цьому окремі стадії руйнування, які передують досягненню критичного стану. Однак корозійно-втомне руйнування сталей, яке є основним для магістральних газонафтопроводів, це багатостадійний процес. Він має два основних періоди – період зародження та період поширення втомної тріщини до руйнування.

Разом з тим ці питання вивчені ще недостатньо, що вимагає подальшого розширення досліджень з вивчення впливу довготривалої експлуатації трубопроводів на періоди зародження та поширення корозійно-втомних тріщин в трубних сталях.

В останні роки проведено низку досліджень, в яких показано, що корозійні властивості металу трубопроводів можна підвищувати шляхом мікролегування сталей рідкоземельними металами. Однак, як впливає така обробка на механічні властивості трубних сталей на даний момент не встановлено. Це спонукало нас провести такі дослідження і вивчити, в першу чергу, вплив мікролегування сталей рідкоземельними металами на характер руйнування трубних сталей у випадку корозійно-втомного навантаження.

Останнім часом причиною експлуатаційних пошкоджень магістральних газонафтопроводів все частіше стають зварні з'єднання. Це стосується, перш за все, багат шарових монтажних швів, оскільки після зварювання вони не підлягають технологічній обробці з метою зменшення залишкових напружень. Враховуючи їх макро- і мікронеоднорідності за хімічним складом, структурою і механічними властивостями, а також за сумісної дії механічних навантажень і корозійних середовищ зварні з'єднання мають підвищену схильність до крихкого руйнування.

В процесі довготривалої експлуатації навіть найбільш якісні матеріали зварних швів деградують, що пришвидшує їх руйнування. Надзвичайно важливо встановити механізми руйнування зварних швів, отриманих за різними технологіями, вивчити їх спорідненість і відмінності. Слід звернути увагу на вивчення надійності так званих ремонтних зварних швів. За наявності в тілі труби тріщиноподібних дефектів ця частина вирізається з трубопроводу. На звільнене місце встановлюється котушка з вихідного матеріалу і приварюється до експлуатованої труби. Така технологія суттєво може змінити структурний стан сталі між зварним швом і основним експлуатаційним матеріалом. Це, як наслідок, призводить до змін корозійно-механічних властивостей металу в згаданому діапазоні. Однак дослідження таких зварних швів повністю відсутні. Тому на сьогоднішній день актуальним є проведення порівняльної оцінки корозійно-механічних властивостей різних зон вихідного та ремонтного зварних з'єднань сталі 17Г1С.



Опираючись на вищенаведені проблеми, що витікають з критичного аналізу наукових публікацій, було сформульовано мету і задачі дисертаційної роботи, які наведені у вступі даного рукопису.

## РОЗДІЛ 2

### МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

#### 2.1 Вибір матеріалів досліджень

Метою дисертаційної роботи є встановлення критеріїв тріщиностійкості в сталях магістральних газонафтопроводів у випадку їх циклічного деформування в робочих корозійно-агресивних середовищах. Тому для проведення експериментів були використані сталі, які мають широке застосування у трубному виробництві. В першу чергу – це вітчизняна сталь 17Г1С після експлуатації в межах 28...40 років на магістральних газопроводах Долина – Ужгород – Державний кордон, Угерско – Івано-Франківськ – Чернівці, Пасічна – Долина. За механічними властивостями і своїм хімічним складом ця сталь відповідала трубній сталі італійського виробництва класу міцності X52 (див. таблиці 2.1 і 2.1). Термін експлуатації сталі X52 становив 30 років. Дослідження проводили також на сталі типу 10ГС труб французького виробництва, яка експлуатувалась 28 років на нафтопроводі Кременчук-Херсон. Діаметри труб були в межах 275...1420 мм, товщина їх стінок становила 7...21 мм.

Хімічний склад і механічні властивості досліджуваних сталей наведені в таблицях 2.1 і 2.2.

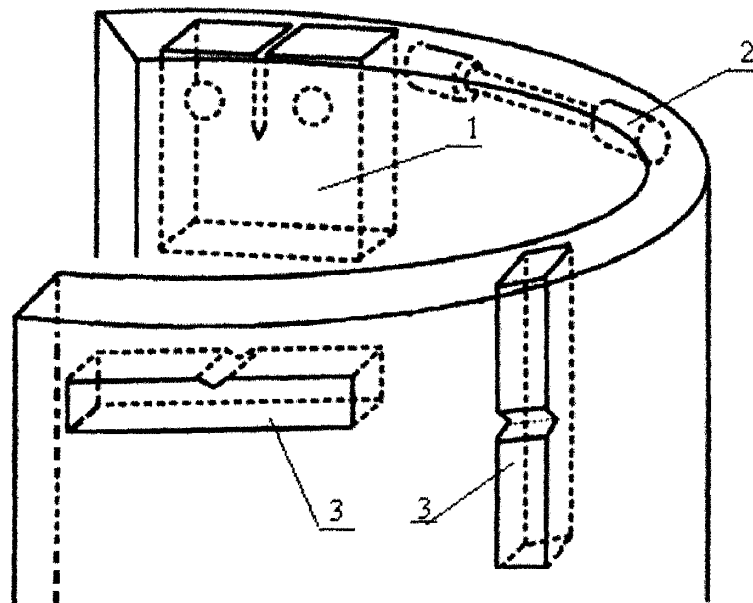
Таблиця 2.1 - Хімічний склад сталей, що досліджуються

Сталь	C,%	Mn,%	Si,%	V,%	Nb,%	S,%	P,%	Al	Mo	Ti
17Г1С	0,20	1,3	0,4	-	-	<0,04	<0,01	<0,004	-	-
X52	0,23	0,94	0,33	0,015	0,03	0,018	0,006	0,02	-	-
10ГС	0,10	1,58	0,30	0,03	0,029	0,004	0,019	-	0,004	0,022

Таблиця 2.2 - Механічні характеристики сталей, що досліджуються

Сталь	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	KVC - 40°C, Дж/см <sup>2</sup>
17Г1С	510	363	20	39,6
X52	464	366	21	-
10ГС	445	270	22	-

Для порівняння характеристик експлуатованих і неексплуатованих сталей в експериментах використовувались зразки, вирізані з труб у стані постачання. На рис. 2.1 показано схему вирізання заготовок з реальних труб.



1,3 - для випробовувань на циклічну тріщиностійкість; 2 - на розтяг; 3 – на ударну в'язкість (зразки вирізані паралельно і перпендикулярно до твірної труби)

Рисунок 2.1 – Схема вирізання заготовок для зразків

Для випробувань зварних з'єднань виготовляли зразки з сталі 17Г1С з V – подібною підготовкою кромки.

З'єднання отримували ручним електродуговим зварюванням електродами УОНИ-13/55Ø5-УД1, які попередньо прогрівались за температури 560К протягом 1 години. Сила струму була 210А. Джерелом живлення слугував випрямляч для зварювання типу ВКС-500-1. У всіх партіях заготовок кут наплавлення шва складав 90°, а ширина шва зварних з'єднань 10 мм.

## 2.2 Методика корозійних досліджень

Корозійні дослідження проводили в різних робочих середовищах. Найчастіше використовували водний розчин, який завдяки високій мінералізації мав  $\text{pH} = 6,3$ . Даний розчин за своїм складом відповідав водному конденсату, що був виявлений в експлуатованому протягом 30-ти років трубопроводі зі сталі X52 [25].

Механічні випробування зразків проводились в модельному розчині водного конденсату (МРВК). Вплив  $\text{pH}$  середовища на корозійно-втомне поширення тріщини в трубних сталях вивчали в 3%-ному водному розчині  $\text{NaCl}$ . З метою отримання різних величин  $\text{pH}$  до цього розчину додавали  $\text{NaOH}$  або  $\text{HCl}$ . Використовували також дистильовану воду, а для наводнювання зразків – розчин  $\text{H}_2\text{SO}_4$  ( $\text{pH} = 0$ ) з додаванням 2 г/л тіосечовини.

Корозійні випробування проводили згідно рекомендацій, поданих в роботі [64].

## 2.3 Статичні випробування на розтяг

Оскільки під час розрахунків на міцність трубопроводів найширше використовуються параметри  $\sigma_b$  (номінальна границя міцності) і  $\sigma_T$  (границя плинності), в наших дослідженнях застосовували механічні випробування на статичний розтяг. Механічні характеристики сталей визначалися за методикою [14] випробувань циліндричних зразків (рис. 2.2) на розтяг.

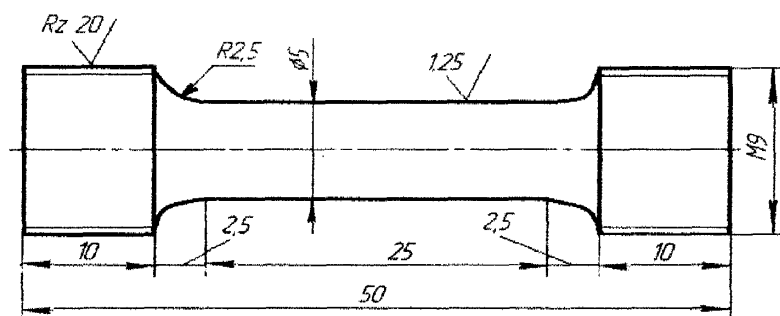


Рисунок 2.2 - Зразок для визначення стандартних механічних характеристик розтягу досліджуваних трубних сталей

## 2.4 Динамічні випробування на ударну в'язкість

Випробування металу на ударну в'язкість проводили для визначення умов виникнення крихкого стану та оцінки поведінки матеріалів в умовах підвищеної швидкості деформування. Адже перехід до ударних випробувань з швидкістю руйнування порядку  $10^2 \text{ с}^{-1}$  може викликати якісні зміни в механічній поведінці матеріалів, зокрема може змінювати порядок їх розташування у ряд відносно опору руйнування.

Для трубних сталей широке розповсюдження отримав метод ударних випробувань за Шарпі, який зараз стандартизований у всіх розвинутих країнах [14, 65].

Під час динамічних випробувань навантаження прикладається ударом. В цьому випадку можна визначити динамічні властивості у випадку розтягу (чи стиску) – параметри динамічної в'язкості руйнування  $K_1^D$  та  $G_1^D$ , а також ударну в'язкість у згині та її складові: роботу зародження тріщини та її поширення.

Основний вид динамічних випробувань - ударне навантаження зразків з надрізом в умовах згину. Динамічне навантаження ударом реалізується на маятникових копрах, а також падаючим вантажем. Відомі два способи таких випробувань на маятникових копрах: - за Шарпі, коли зразок, що вільно лежить на опорах, піддають три точковому згину, та за Ізодом - при консольному згині. Найпоширенішим є перший із вказаних методів. При цьому визначають роботу, затрачену на деформацію та руйнування зразка.

Основним призначенням визначення ударної в'язкості є оцінка працездатності матеріалу в складних умовах навантаження і його схильності до крихкого руйнування, яке залежить від швидкості навантаження і „м'якості” напруженого стану (а також від температури). З цим визначенням пов'язане бажання ускладнити умови випробувань, для чого використовують зразки з надрізом, які викликають концентрацію напружень і зменшують коефіцієнт „м'якості”  $k = t_{\max}/S_{\max}^n$ , бо у цьому випадку створюється стан триточкового

розтягу в області під надрізом. Зразки руйнують ударом маятника, якій падає на грань, протилежну надрізу, зі швидкістю 4- 7 м/с.

Визначали питому роботу, затрачену на деформацію та руйнування зразка. Її розраховують за формулою

$$K_c = K/S_o, \quad (2.1)$$

де  $K$  – повна робота деформації та руйнування зразка, Дж;

$S_o$  – поперечний переріз зразка у місці надрізу,  $m^2$  або  $cm^2$ .

Ширину і висоту зразків із  $V$  – та  $U$  – подібним надрізом вимірюють до випробувань.

Величину повної роботи деформації та руйнування на практиці визначають за шкалою копра чи за таблицями, знаючи початкову потенціальну енергію маятника і витрачену, або за площею діаграми „навантаження – прогин”. Робота деформації та руйнування за ударного згину  $K$  розраховується як різниця потенціальної енергії у випадку піднятого маятника та залишкової потенціальної енергії  $K_{зал}$ , якою володіє маятник копра після деформації та руйнування зразка.

В'язкість матеріалів (ударна в'язкість) є інтегральною характеристикою їх механічних властивостей, яка залежить одночасно і від міцності, і від пластичності. У багатьох випадках ударна в'язкість сильніше реагує на зміну структурного стану матеріалу, ніж характеристики міцності і пластичності, що особливо відчутно виявляється за пониженої температури.

Для визначення ударної в'язкості за понижених температур зразки охолоджували попередньо в спеціальному термостаті ємкістю 1,5 л, а при температурах вище кімнатної – нагрівали в термостаті типу СНОЛ–3,5.

Форма та розміри ударних зразків і методика проведення випробувань регламентовані ГОСТ 9454–78 [65].

## 2.5 Методика експериментального визначення $K_c$ ( $K_{Ic}$ )

Оцінку параметрів в'язкості руйнування  $K_c$  ( $K_{Ic}$ ) проводили на зразках двох типів: компактних зразках розтягу та циліндричних зразках з гострим кільцевим надрізом, у вершині якого створена втомна тріщина, призначених для випробувань на статичний розтяг.

Визначення величини параметра  $K_c$  проводили випробуванням компактного зразка на розтяг [14, 53]. Ескіз зразка показаний на рис. 2.3.

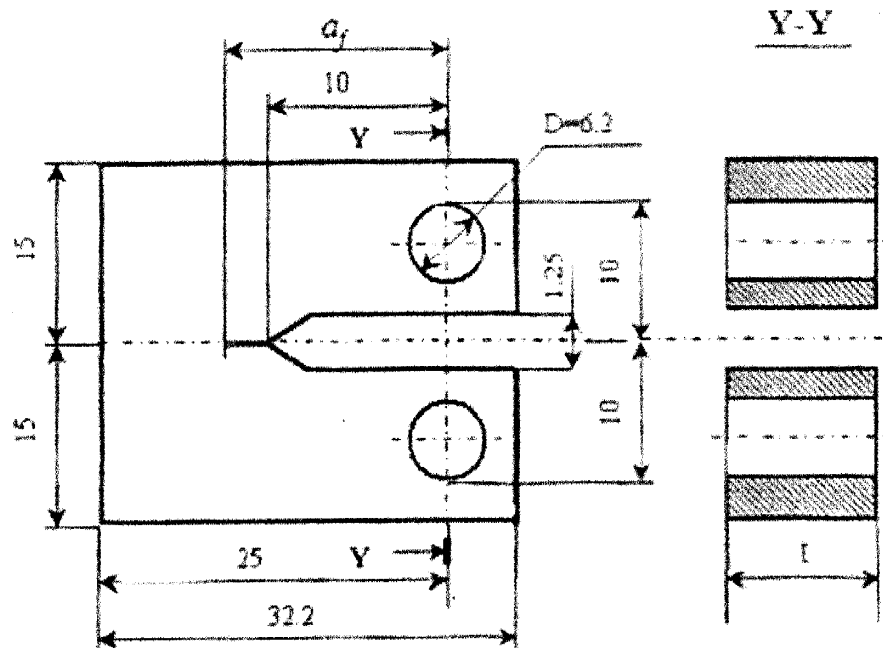


Рисунок 2.3 - Компактний зразок для випробувань розтягом на статичну тріщиностійкість

Розраховують величину  $K_c$  за формулою [14]

$$K_c = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} \cdot 13,74(1 - 3,38\lambda + 5,57\lambda)^2, \quad (2.2)$$

де  $P_Q$  – величина зусилля, при якому тріщина починає зростати (визначається із діаграми руйнування);  $t$  – товщина зразка;  $b$  – відстань від осі

прикладання сили дотичної частини зразка;  $\lambda = l/\epsilon$  – відносна довжина тріщини,  $l$  – довжина тріщини.

В окремих випадках проводили оцінку в'язкості руйнування на циліндричних зразках (див. рис. 2.4).

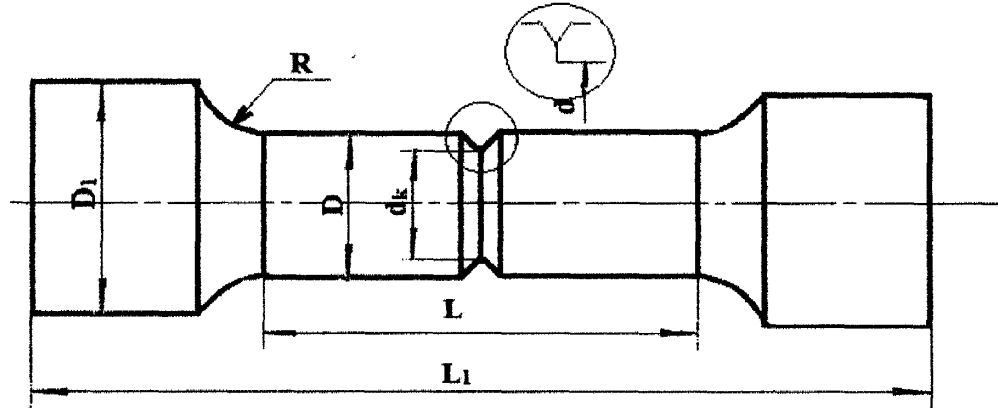


Рисунок 2.4 – Циліндричний зразок для випробувань на  $K_c$  ( $K_{1c}$ ) розтягом

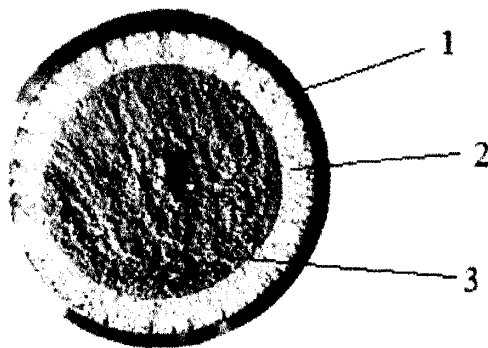
В роботі [14] запропонований і широко апробований ефективний метод утворення поверхневих осесиметричних тріщин в циліндричних зразках. Суть його полягає в тому, що такий зразок з кільцевим концентратором піддається круговому згину при обертанні з жорсткою фіксацією стріли прогину  $f$  за відповідного поперечного навантаження  $Q_p$ . В результаті на дні кільцевого концентратора по всьому периметру зароджується, а потім поширюється кільцева симетрична тріщина. Її ріст повинен відбуватися до тих пір, поки відношення діаметра нетто-січення в перерізі тріщини  $d$  до діаметра зразка  $D$  буде становити  $\sim 0,7$ . Злам такого зразка показаний на рис. 2.5.

Величину  $K_c$  підраховують за формулою [14]:

$$K_c = \frac{P_c}{D\sqrt{D}} \cdot Y_{1p}, \quad (2.3)$$

де  $P_c$  - критичне (руйнівне) навантаження.





1 – зона конструктивного концентратора; 2 – кільцева втомна тріщина;  
3 – зона долому у випадку випробування на розтяг.

Рисунок 2.5 - Злам циліндричного зразка з кільцевою осесиметричною тріщиною

Функція  $Y_{1p}$  визначається за формулою

$$Y_{1p} = \frac{0,7978\sqrt{d/D[1-(1-2S/d)(d/D)][1+\sqrt{1+3(2S/d)(D/d-1)}]^2}}{\sqrt{1+(2S/d-0,8012)d/D}}, \quad (2.4)$$

де  $S$  - зміщення центра нетто-січення від осі зразка.

## 2.6 Методика оцінювання циклічної тріщиностійкості трубних сталей

Всі стандартні механічні параметри, які використовуються під час розрахунку трубопроводів на міцність, є інтегральними характеристиками, що не враховують виникнення тріщин у той час, як майже всі руйнування, за винятком корозійних, відбуваються через зародження і поширення тріщин. Відомо, що руйнування трубопроводів в процесі експлуатації пов'язано з циклічним навантаженням металу труб, оскільки тільки циклічне руйнування є чутливе до концентраторів напружень (дефектів) і тільки циклічне навантаження викликає втомне і деформаційне старіння трубних сталей. Тому велике значення має дослідження тріщиностійкості металу труб магістральних трубопроводів як для визначення оптимального навантаження газонафтопроводів, що перебувають в експлуатації, так і оцінки їх залишкового ресурсу [16, 47, 58].

Надійність і довговічності елементів конструкцій має особливо важливе наукове і прикладне значення в різних галузях промисловості і економіки, зокрема у випадках, коли об'єкти або споруди експлуатуються тривалий час. Магістральні і локальні нафто- і газопроводи є прикладами таких об'єктів. Для оцінки ресурсу їх елементів конструкцій, зокрема в умовах їх тривалої експлуатації, необхідно враховувати факт пошкодження конструкційних матеріалів під час експлуатації, виникнення в них таких дефектів як тріщин і кінетику їх розвитку. Ці питання, як правило, вирішують на основі концепцій і методів механіки руйнування і міцності матеріалів. В основу цього наукового напрямку закладено концепції зародження і розповсюдження тріщин у деформованому твердому тілі. Найважливішим параметром опору матеріалу руйнуванню у випадку поширення тріщин є його тріщиностійкість [16, 44].

Інтенсивність розвитку механіки руйнування обумовлено універсальністю і простотою вихідних концепцій, відповідно до яких різноманітні види навантажень твердих тіл з точки зору створених ними напружених станів можуть бути описані коефіцієнтами інтенсивності напружень (КІН), в той час як різноманітні стани можуть характеризуватись критичними і пороговими значеннями цих коефіцієнтів. Інваріантність таких значень КІН за певних умов навантаження свідчать про можливість їх використання як нових механічних характеристик матеріалів [16, 44, 45, 47].

Для оцінки міцності у випадку динамічних навантажень використовують діаграми, які відображають залежність швидкості росту втомної тріщини (ВТ)  $v=dl/dN$  за цикл від величини розмаху КІН ( $\Delta K$ ) або його максимального значення у циклі  $K_{max}$  (рис. 1.7). Ці діаграми називають кінетичними діаграмами втомного руйнування (КДВР).

Циклічне навантаження змінюється від нуля до деякої позитивної величини (постійної амплітуди), а коефіцієнт інтенсивності напружень змінюється в інтервалі  $\Delta K = K_{max} \div K_{min}$ , де  $K_{min} = 0$ . Поширення тріщини за один цикл за циклічного навантаження (швидкість поширення тріщини) є величина, яка залежить від амплітуди зміни інтенсивності напружень  $\Delta K$ :

$$\frac{da}{dn} = f(\Delta K) = f(2\sigma_a \sqrt{\pi a}), \quad (2.5)$$

де  $\sigma_a$  - амплітуда зміни напруги.

Циклічне напруження визначається двома параметрами: амплітудою  $\sigma_a$  і середнім напруженням  $\sigma_m$ . Якщо  $\sigma_m = \sigma_a$ , то мінімальне напруження за цикл дорівнює нулю. Це означає, що максимальна інтенсивність напружень за цикл  $K_{max} = \Delta K$ . Якщо  $\sigma_m > \sigma_a$ , то максимальна інтенсивність напружень  $K_{max} = (\sigma_m + \sigma_a) \sqrt{\pi \cdot a}$  перевищує значення  $\Delta K$ . Швидкість росту тріщини залежить від максимальної інтенсивності напружень. Тому узагальнюючою формою рівнянь (1.13) є співвідношення [45]

$$\frac{da}{dn} = f_1(K_{max}, \Delta K) = f_2(R, \Delta K);$$

$$R = \frac{K_{min}}{K_{max}} = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{\sigma_m - \sigma_a}{\sigma_m + \sigma_a}, \quad (2.6)$$

де  $R$  - коефіцієнт асиметрії циклу.

Важливою особливістю КДВР є їх інваріантність від ряду умов досліджень, що має дуже важливе значення у випадку використанні цих діаграм для прогнозування кінетики руйнування виробів та визначення залишкового ресурсу працездатності.

Побудова КДВР проводиться у відповідності з методичними вказівками РД 50-345-82 [55]. Базовим документом для побудови КДВР є експериментальна залежність зміни довжини тріщини зі збільшенням кількості циклів навантаження.

На рисунку 1.7 у логарифмічних координатах наведена КДВР, яка охоплює весь діапазон швидкостей росту тріщини (ШРТ) – від порогових значень КІН,

які відповідають умові непоширення тріщини  $\Delta K_{th}$  (це швидкість ВТ, що відповідає приблизно  $10^{-10}$  м/цикл), аж до гранично високих значень КІН, що відповідають спонтанному поширенню тріщини  $K_{max} = K_{fc}$ .

Початкова, припорогова ділянка КДВР обмежена зліва асимптотою, пов'язаною з виходом кривої на порогові значення  $\Delta K_{th}$ , крайнє ліве положення якої відповідає умові повної зупинки тріщини. Враховуючи значні експериментальні складності оцінки кінетики тріщин за умови  $v \leq 10^{-10}$  м/цикл, то під час експериментів обмежуються для  $\Delta K_{th}$  величиною швидкості  $v \leq 10^{-10}$  м/цикл і вважають, що це і є порогові значення  $\Delta K_{th}$ .

Пороговий КІН відіграє важливе значення як показник довготермінової експлуатаційної надійності матеріалів у виробках. Тому особливе значення приділяється встановленню  $\Delta K_{th}$  зі структурою та іншими механічними характеристиками матеріалів. Одержані дослідження свідчать про досить складний характер структурної чутливості порогового КІН у порівнянні з іншими показниками такими як  $K_{Ic}$ , а також межею втоми.

Середню ділянку КДВР можна відобразити в логарифмічних координатах лінійною залежністю:

$$V = C(\Delta K)^n, \quad (2.7)$$

де  $C$  і  $n$  – константи.

Середня ділянка КДВР охоплює діапазон швидкостей росту тріщини  $10^{-9} \leq v \leq 10^{-6}$  м/цикл.

Верхня ділянка КДВР відповідає значному прискоренню росту ВТ, аж до спонтанного поширення тріщини у випадку, коли  $K_{max} = K_{fc}$ . Величина  $\Delta K_{fc}$  є важливою розрахунковою характеристикою для оцінки довговічності виробів. Верхня ділянка КДВР відхиляється від лінійної залежності. Для неї є характерним яскраво виражена немонотонність росту втомної тріщини, пов'язаної з наявністю стрибків.

Інваріантність КДВР регламентується стабілізацією ряд умов випробування. До них відносяться коефіцієнт асиметрії циклу і температури випробувань. Частота навантаження і форма циклу в визначеному інтервалі значень можуть не впливати на хід КДВР. Вплив товщини зразка на КДВР неоднозначний. Але, коли ріст втомної тріщини відбувається в умовах плоскої деформації, товщина зразка не відображається на ході кінетичної діаграми втомного руйнування.

Найбільш цікавим, у випадку практичного використання КДВР для прогнозування довговічності конструкцій, є припорогова ділянка. В цьому діапазоні навантаження швидкість росту тріщини в значній мірі залежить від структури, середовища і асиметрії циклу. Значна кількість досліджень направлена на встановлення зв'язку з припороговою тріщиностійкістю матеріалів з цими факторами.

Використання більш точного інструментарію механіки руйнування дасть змогу врахувати всю різноманітність умов експлуатації, деградації властивостей трубних сталей в результаті їх старіння і впливу навколишнього середовища, закономірності зародження і поширення тріщин. Це є важливим для магістральних трубопроводів (МТ), що вже використали проектний термін експлуатації. Оскільки будівництво нових МТ потребує значних капітальних затрат, а проектний ресурс не враховує всієї різноманітності довготривалої експлуатації, все більше застосування знаходить концепція напрацювання на ресурс, що базується на прогнозуванні конкретного залишкового ресурсу трубопроводу.

Загалом циклічні навантаження під час експлуатації, роблять чутливим матеріал труб до концентраторів напружень (дефектів), викликають втомне і деформаційне старіння і тим самим створюють умови для руйнування трубопроводів внаслідок поширення тріщин. Що стосується хімічної, електрохімічної корозії, абсорбції і наводнювання, то вони впливають лише на швидкість росту тріщин, тому велике значення має теоретичне і практичне дослідження циклічної тріщиностійкості.

Отже, для дослідження характеристик трубних сталей нами було вирішено застосувати методи механіки руйнування, а саме визначення циклічної тріщиностійкості трубних сталей. З цією метою було створено спеціальну установку.

Загальний вигляд установки дослідження матеріалів на циклічну тріщиностійкість та її схема наведені на рис. 2.6. Установка дає змогу досліджувати зразки 5 призматичної форми на консольний згин. Зразок закріплюється в нерухомий 4 і рухомий 8 захвати. Нерухомий захват 4 прикріплений з динамометром 2, що виконаний у вигляді пружної балки з тензодатчиками, до масивної пластини 1, і є єдиним цілим зі станиною установки. Станина змонтована на рамі де розміщено електродвигун та електрообладнання (на схемі не показано).

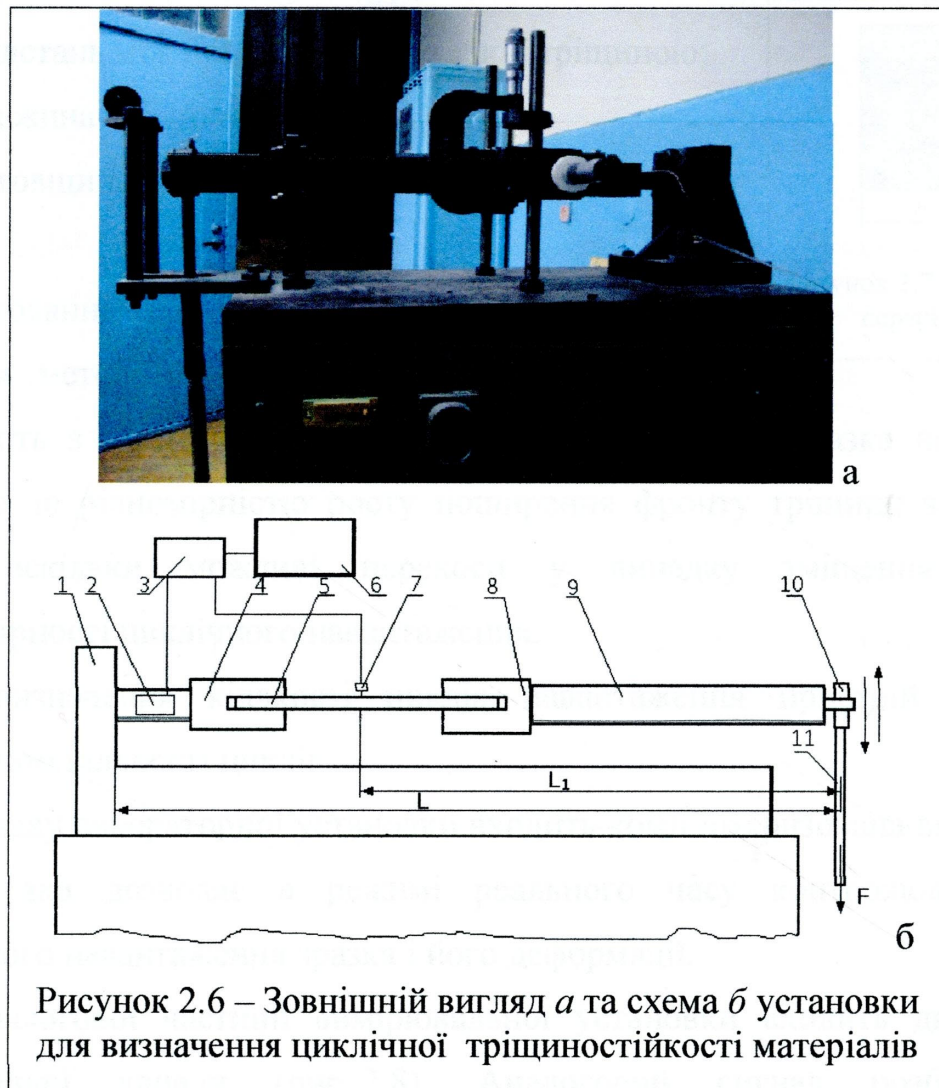
Рухомий захват утримує кінець зразка і з'єднаний за допомогою важеля 9 з тягою 11, яка може переміщатися по чергово угору і вниз з різними, наперед заданими амплітудами. Підшипниковий вузол 10 забезпечує їх рухоме з'єднання. Механічний привод пристрою (на рисунку не вказаний) забезпечує трьохфазний асинхронний електродвигун, що через пасову передачу приводить в рух кривошип з перемінним радіусом. Зміною радіуса кривошипа можна змінювати амплітуду коливання важеля 9 і захвата 8, за рахунок чого регулюється величина перемінного навантаження на зразок 5.

Амплітуду коливання важеля 9 за циклічного навантаження, у більшості випадків, підбирають так, щоб вона змінювалося від значень зусилля, близьких до нульових, до деякої додатної величини, тоді коефіцієнт інтенсивності напружень змінюється в інтервалі

$$\Delta K = K_{max} \div K_{min},$$

де  $K_{min} = 0-0,05$ .

Тоді коефіцієнт асиметрії циклу наблизатиметься до нуля. Можливі і інші співвідношення між максимальними і мінімальними значеннями коефіцієнта



інтенсивності напружень, які задаються коефіцієнтом асиметрії циклу  $R = K_{\min} / K_{\max}$ .

Максимальну величину коефіцієнта інтенсивності напружень  $K$  у випадку випробування на консольний згин призматичних зразків (рис. 2.7) визначають за формулою:

$$K = \frac{4,12M}{b\sqrt{h^3}} \sqrt{\alpha^{-3} - \alpha^3}, \quad (2.8)$$

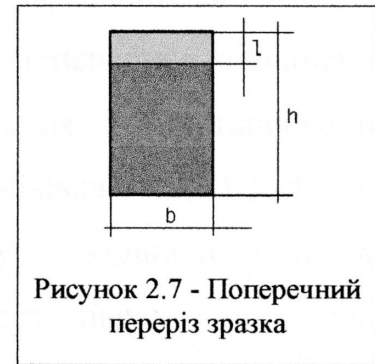
де  $\alpha = 1 - \frac{l}{h}$  - коефіцієнт;

$M = FL_1$  – момент згину,  $F$  - сила;

$L_1$  – відстань між прикладеною силою і тріщиною;

$l$  – довжина тріщини;

$b, h$  – товщина та висота зразка відповідно.

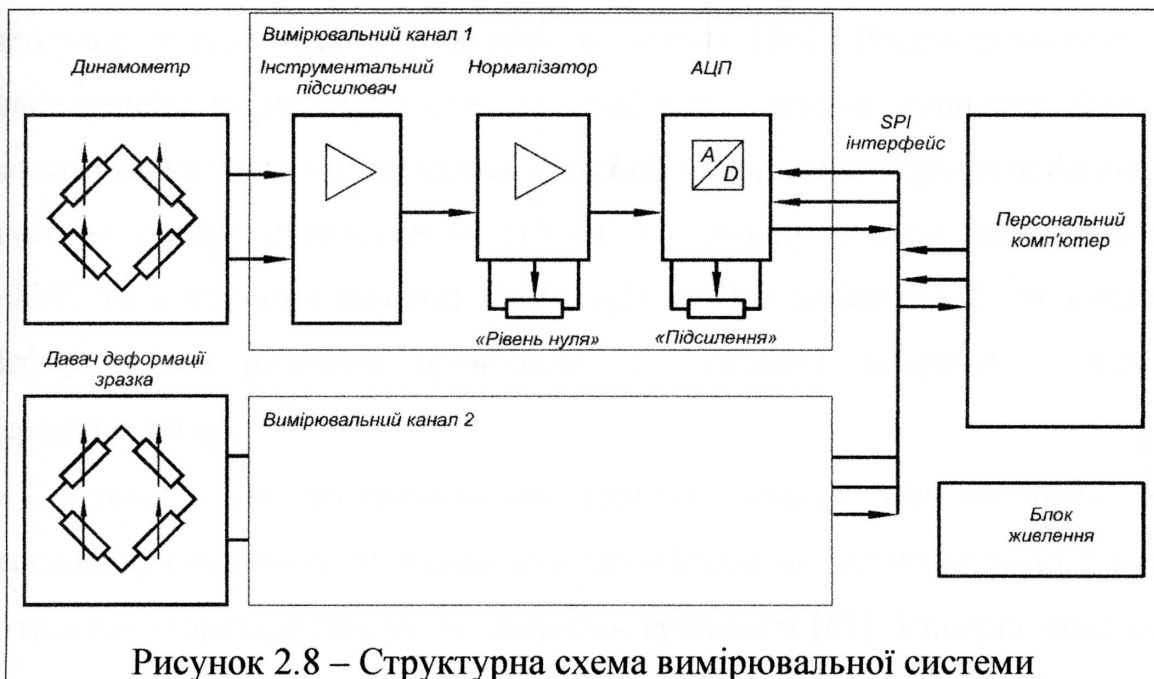


Вимірювання довжини тріщини виконується оптичним методом, за допомогою мікроскопів, які розміщують з обох боків зразка. Заміри з обох боків зразка необхідні для контролю за рівномірністю росту поширення фронту тріщини за товщиною зразка, оскільки можливі перекося у випадку зміщення важеля і нерівномірності циклічного навантаження.

Для визначення кількості циклів навантаження пристрій обладнаний лічильником кількості циклів.

До складу лабораторної установки входить комп'ютеризована вимірювальна система, яка дозволяє в режимі реального часу контролювати процес динамічного навантаження зразка і його деформації.

До аналогової частини вимірювальної установки входить два ідентичні вимірювальні канали (рис. 2.8). Аналоговий сигнал розбалансування





тензометричного вимірювального моста поступає на диференціальні входи інструментального підсилювача, який забезпечує попереднє підсилення сигналу. Нормалізатор виконує остаточне підсилення і устанавлення нульового рівня сигналу. Аналого-цифровий перетворювач (АЦП) здійснює перетворення аналогового сигналу в цифрову форму із заданою точністю. Зв'язок АЦП із персональним комп'ютером через паралельний порт виконується по трипровідним синхронним послідовним інтерфейсом.

До складу вимірювальної системи входить також спеціальне програмне забезпечення, що здійснює керування процесом вимірювання, попередню обробку, зберігання та відображення результатів вимірювання.

Концепції механіки руйнування можна застосовувати для оцінки поточного технічного стану магістральних трубопроводів, що дасть змогу прогнозувати їх залишковий ресурс.

## **2.7 Методика проведення досліджень з корозійного і водневого розтріскування сталей**

Трубним сталям властиве корозійне та водневе розтріскування. Вивчення цих видів руйнування проводили за сповільненим деформуванням розтягом, методика якого була розроблена в роботі [66]. Використовували зразки циліндричної форми. Діаметр їх робочої частини становив 4 мм. До навантаження зразки піддавалися катодній поляризації впродовж однієї години (густина струму становила  $10 \text{ mA/cm}^2$ ). Катодну поляризацію проводили у МРВК та у водному розчині  $\text{H}_2\text{SO}_4$  ( $\text{pH} = 0$ ) з добавкою 2 г/л тіосечовини. Деформування розтягом проводили із записом діаграми "сила  $P$  – переміщення  $\Delta$ ".

Схильність до розтріскування трубних сталей під впливом робочих середовищ оцінювали за відносним звуженням  $\psi$ , оскільки воно є найбільш чутливою характеристикою до водневої крихкості [67]. Використовували різні схеми навантаження та наводнювання зразків, які описані в дисертації при

висвітленні основних результатів досліджень. Швидкості навантаження в робочих середовищах встановлювали за рекомендаціями роботи [68] і становили від  $10^{-7}$  до  $10^{-6}$   $\text{с}^{-1}$ . Зовнішня поляризація забезпечила наводнювання практично всього перерізу зразка завдяки його невеликому діаметру.

Для випробувань на корозійне та водневе розтріскування використовували спеціально змонтовану установку. Вона складалася з стандартної розривної машини УМЕ-10Т, спеціально виготовленої електрохімічної комірки, а також електрообладнання для реєстрації вимірювань.

На розривну машину УМЕ-10Т розміщували електрохімічну комірку з наповненим робочим середовищем і встановленим зразком. У комірку вмонтований платиновий електрод і капіляр електролітичного містка електроду порівняння. Контроль навантаження виконували вимірювальним блоком установки, до складу якої входять мікроамперметр Ф195, мікровольтметр М2020 і комп'ютер з програмним забезпеченням.

## 2.8 Електрохімічні дослідження

Електрохімічні дослідження проводили за відомими методиками [37, 64, 69] з використанням потенціостатів ПИ-50-1, П-5827М і РС-Pro.

Для дослідження використовували вирізані з труби циліндричні зразки, які запресовували в оболонку, виготовлену з фторопласту. Діаметр зразків становив 4 мм. Їх робочою поверхнею був торець.

Для фіксації вимірювань служив аналого-цифровий перетворювач І-7018 з спеціальним програмним забезпеченням. Поверхня зразка з метою підвищення точності обробки результатів піддавалась спеціальній підготовці. Перед експериментом її шліфували, а потім знежирювали ацетоном і промивали в етиловому спирті.

Опір електрохімічної реакції корозії згідно методичних рекомендацій [70, 71] визначали за формулою:

$$\frac{\Delta E}{\Delta i} = R_p = \frac{K}{i_{кор}}, \quad (2.9)$$

де  $R_p$  - поляризаційний опір,  $K$  - константа, що визначається формулою

$$K = b_a \cdot b_c / [2,3 \cdot (b_a + b_c)] \quad (2.10)$$

де  $b_a$  і  $b_c$  - коефіцієнти рівняння Тафеля анодної і катодної реакції відповідно.

## 2.9 Методика дослідження внутрішнього тертя

Для дослідження внутрішнього тертя розробили спеціальну конструкцію зразка, ескіз якого показаний на рис. 2.9. Зразок має подвійну робочу частинку з діаметром 3 мм, між якими розміщена головка довжиною 60 мм. По обидві сторони цієї конструкції розміщені ще дві головки. Всі головки виконані з лисками, при цьому їх діаметри в п'ять разів більші за розміри робочої частини, що забезпечувало високу жорсткість кріплення зразка з приєднувальними деталями.

Биття головок перевіряли за допомогою індикатора. Зразки з биттям більше за 0,08 мм до випробувань не приймалися.

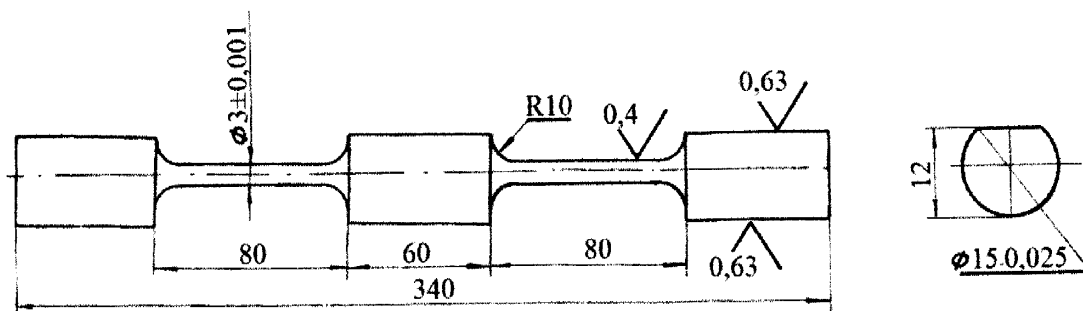


Рисунок 2.9 - Ескіз зразка для дослідження внутрішнього тертя трубної сталі 17Г1С

Вимірювання внутрішнього тертя проводили на установці, змонтованій на масивному фундаменті. Загальний вигляд установки поданий на рис. 2.10.

Крайні головки зразка жорстко закріплені в масивних опорах планками, які лягають на лиски і затягуються болтами. На середню головку встановлюється та закріплюється інерційний диск.

Коливання інерційного диску викликали моментальним зняттям крутного моменту, створюваного постійною силою прикладеною до диска. Моментальне розвантаження зразка, який знаходився в скрученому напруженому стані,

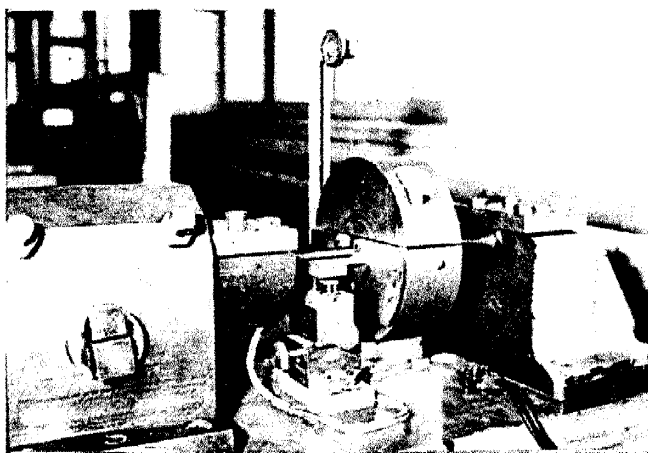


Рисунок 2.10 - Загальний вигляд установки для вимірювання внутрішнього тертя

призводить до його коливань спільно з диском біля нерухомих кінців, закріплених в опорах установки. Затухання механічних коливань фіксували за допомогою індуктивного диференціального датчика на осцилографічному папері.

Індуктивний датчик виготовлений з Ш - подібного феритового сердечника б і двох котушок (рис. 2.11). Він закріплений до основи на

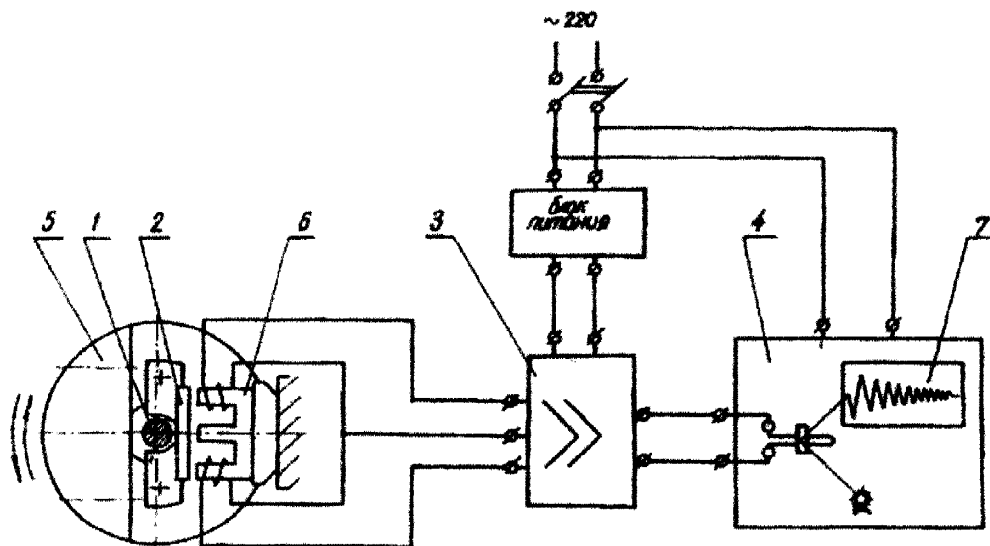


Рисунок 2.11 – Принципова схема установки для вимірювання внутрішнього тертя

полосках і може переміщуватися з метою регулювання в двох перпендикулярних напрямках в горизонтальній площині.

Котушки підключаються до входних клем тензометричної станції з УТС-12Вт і утворюють два робочих плеча вимірювального моста, два інших плеча якого знаходяться в самій тензостанції. Сигнал, що виникає на вихідній діагоналі моста, у випадку розбалансування його в результаті зміни повітряних зазорів (якір 2 коливається разом зі зразком 1 і диском 5), підсилюється тензостанцією і подається на шлейф осцилографа 8S0-4, де і здійснюється запис підсиленого сигналу на осцилографічному папері 7.

З допомогою тарувального пристрою оцінювали амплітуду напружень в навантажених шарах зразка під час коливання маятника. В процесі вивчення внутрішнього тертя амплітуда напружень змінювалась в широких межах від 1МПа до 60 МПа. Відмінною особливістю використовуваної установки є можливість точних вимірювань декременту затухання  $\delta$  за низьких напружень.

Нижня границя  $\delta$  відповідає зсувній деформації  $\gamma = 1 \cdot 10^{-5}$ . Точність вимірювань декременту затухання становила  $2 \cdot 10^{-2}$ .

## 2.10 Установа для реалізації технологічного процесу електрошлакового переплавлення сталей

Останнім часом для покращення експлуатаційних властивостей сталей магістральних трубопроводів використовують методи електрошлакового переплавлення, легування рідкоземельними матеріалами тощо. Для отримання таких сталей слугувала установка, описана в даному підрозділі.

Установка включає електрошлакову плавильну піч з механізмом подачі електродів, що переплавляються, відцентрову ливарну машину, пристрій для вводу гранульованого твердого складу і пульт керування. Всі функціональні вузли установки зв'язані в єдину автоматизовану систему регулювання технологічного процесу. Загальний вигляд установки наведений на рис. 2.12.

Електрошлакова плавильна піч представляє собою футерований тигель (рис. 2.13), з розміщеним в подовій частині тигля ножом - затравкою. У внутрішню порожнину тигля подається електрод, що переплавляється. Рух витратного електрода здійснюється вздовж осі внутрішньої порожнини з допомогою механізму подачі. Тигель футерується вогнетривким матеріалом у вигляді хромомagneзитових або магнезитових цеглин в кількості 4 штук з набивкою поду порошком того ж таки матеріалу. Отримана таким чином внутрішня порожнина має розміри  $90 \times 90$  мм, що відповідає площі розрізу  $S_T = 8100 \text{ мм}^2$ .

В якості витратного електрода можна використати або один, або кілька електродів з'єднаних разом з допомогою магазину електродів (рис. 2.12). Загальна площа витратного електрода повинна бути в межах  $(0,2 \dots 0,5)S_T$ , де  $S_T$  площа порожнини поперечного перерізу тигля, у відповідності з коефіцієнтом заповнення її об'єму  $K_3 = 0,2 \dots 0,5$  для електрошлакового лиття.

В сучасному електрошлаковому виробництві застосовують два види старту процесу плавки:

- рідкий - це коли витратний електрод розміщений в заповнену рідким електропровідним шлаком, розплавленим раніше в дуговій печі, плавильну порожнину і зразу ж після подачі напруги між подовим ножом і кінцем

електрода, роз'єднаних між собою розплавленим шлаком починається процес переплавки;

- твердий - це коли витратний електрод вводиться в дотик з подовим ножем з допомогою стартової голки (рис. 2.12). На кінці електрода приварена голка у вигляді штиря невеликої площі перерізу. Після подачі напруги, в результаті короткого замикання починається нагрівання та розплавлення голки і деякої частини флюсу, що оточує голку. Флюс продовжує нагріватись і розплавившись утворює шлакову ванну.

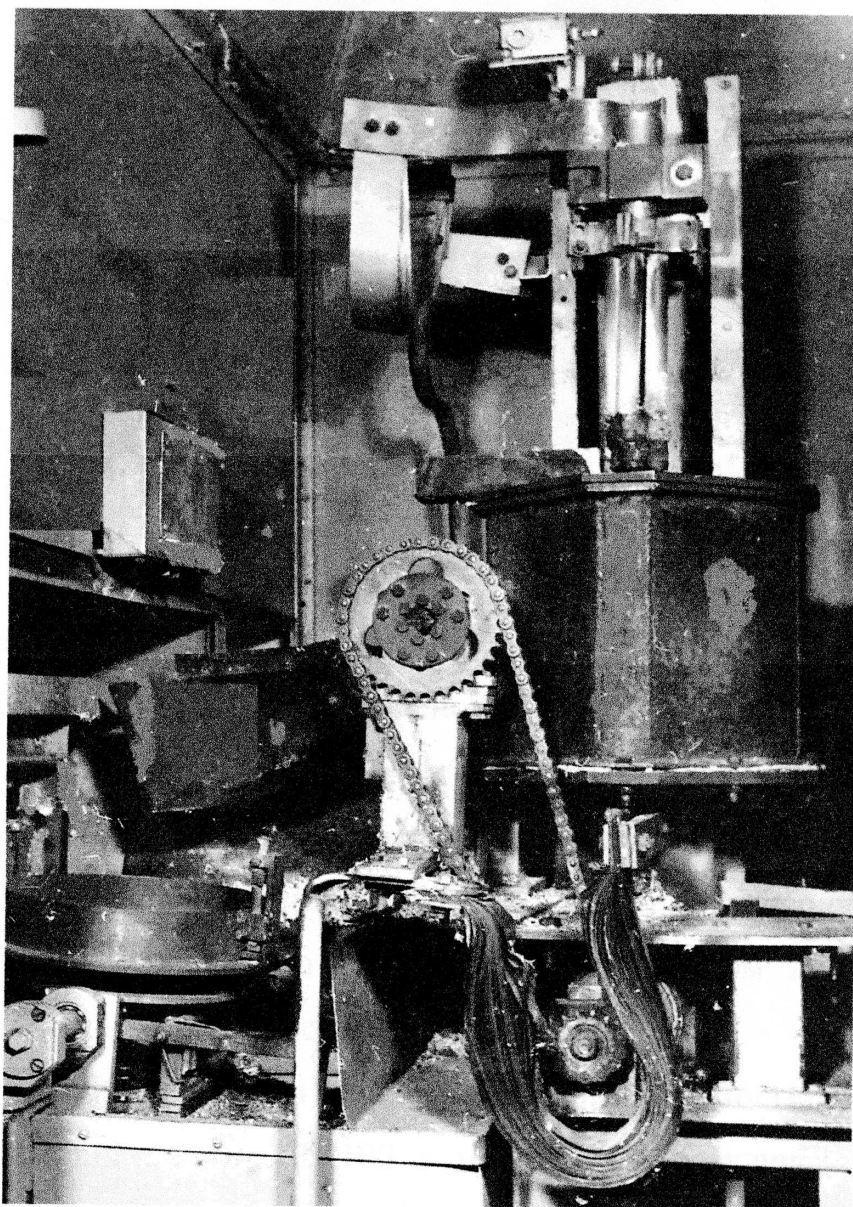


Рисунок 2.12 – Загальний вигляд установки електрошлакового переплавлення сталей

З точки зору економії енергії і виробничої площі, а також спрощення технічного забезпечення доцільно в лабораторних умовах застосувати твердий старт.

Для можливості спорожнення накопиченого в тиглі розплаву, тигель змонтований разом з кантователем, який має вісь обертання з приводом через кінематичний ланцюг від електродвигуна постійного струму (головний привід), що дає можливість регулювати швидкість розливання розплавленого металу

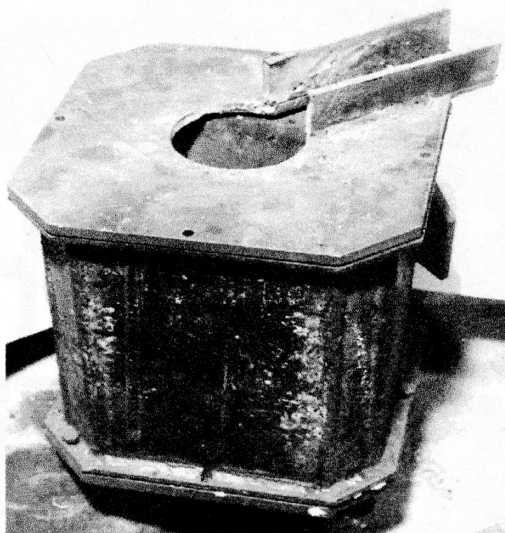


Рисунок 2.13 – Футерований тигель

шляхом зміни кутової швидкості обертання тигля - кантователя навколо осі. Діапазон регулювання зливання розплавленого металу - 3 - 8 с.

Для забезпечення можливості якісного спорожнення плавильної порожнини тигля і заповнення форми, а також збереження необхідної ступені перегрівання металу в установці передбачений механізм швидкого відводу залишків електроду з зони плавлення, що суміщений з механізмом подачі. Відвід електроду на установці здійснюється за 2,5...3 с.

Відцентрова машина (рис. 2.14) виконана у вигляді самостійного вузла з власним приводом від двигуна 2П100 з можливістю регулювання частоти обертання планшайби від 0 до 1000  $\text{хв}^{-1}$  і динамічним гальмуванням, що дає можливість практично миттєво зупинити рух обертання. Вимірювання частоти



обертання здійснюється з допомогою тахометра ТЭСА змонтованого на вал двигуна з електромагнітним здавачем з допомогою диску з 60 прорізами. Похибка вимірювання тахометром ТЭСА складає 5%.

Швидке встановлення заздалегідь підігрітої ливарної форми на планшайбу відцентрової машини, з метою збереження її температури нагріву, здійснюється швидкокодуючим механізмом закріплення форми до планшайби.

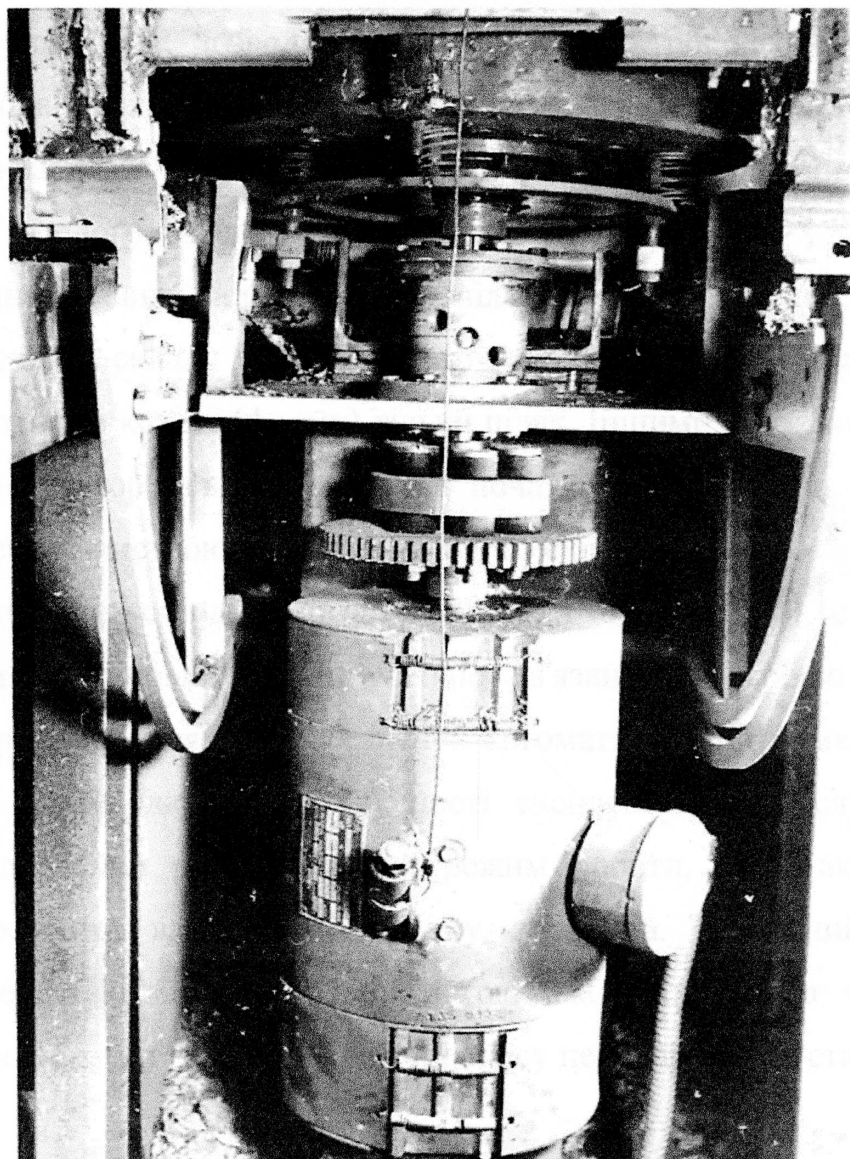


Рисунок 2.14 – Загальний вигляд відцентрової машини

В підшипниковому вузлі відцентрової машини передбачені контактні кільця на валу і сітчасті контактні щітки, призначені для електроживлення термопар, що вимірюють температуру під час обертання виливка у формі.

Пристрій для вводу гранульованого твердого складу розташований над відцентровою машиною. Він представляє собою магазин ємностей, що заповнені гранулами, оснащених механічними затворами. Привід затворів електромеханічний.

Розроблена установка дозволяє виконувати електрошлакову плавку з наповненням в плавильній порожнині до 2 кг розплавленої сталі з наступним розливом її в ливарну форму, що обертається і введення в струмінь розплаву гранульованого твердого складу.

Для досягнення головної мети — електрошлакового просякнення, необхідно, щоб гранули твердого складу попадали в струмінь розплаву тільки в проміжок часу, коли вводиться в кокіль (форму) тільки шлак. Іншими словами необхідно застосовувати регулятор певного часу від початку розливу і до потрібного моменту включення пристрою введення твердого складу.

Відлік часу виконується з допомогою реле часу з точністю до 0,1с.

Всі механізми установки функціонально зв'язані між собою системою автоматичного регулювання, що забезпечує автоматичну підтримку заданого режиму роботи. Крім цього, для зручності експлуатації і обслуговування установки передбачений регульовальний режим роботи, коли включення - виключення механізмів виконується вручну, з пульта. Витратний електрод подається в тигель також вручну з допомогою маховика. Це дає можливість здійснювати різні режими технологічного процесу переплавлення сталей.

## **2.11 Мікроструктурні дослідження**

В роботі широко використовували мікроструктурний аналіз, який виконували на металографічних мікроскопах МИМ-7 і МИМ-8. Він слугував для контрольних оцінок якості структур сталей трубопроводів. Особливу роль

ці дослідження відіграли для диференціації зон зварних з'єднань. Травлення поверхонь шліфів проводили 4% - ним розчином азотної кислоти в етиловому спирті.

До проведення основних механічних випробувань здійснювали контроль якості структурного стану матеріалу за результатами мікроструктурних досліджень. Виявляли основну структуру та величину аустенітного зерна. Границі вихідних зерен аустеніту виявляли шляхом травлення шліфів в підігрітому до 340-350 К насиченому водному розчині пікринової кислоти з добавкою 4-5%-вого розчину синтолу. При цьому використовували метод багаторазового переполірування. Величину зерна визначали мікротвердоміром ПМТ-3. Кількісною характеристикою величини зерна слугував середній діаметр, який визначався статистичним методом.

На приладі ТК-2 проводили контроль зразків на твердість за Роквеллом.

Електронно — фрактографічні дослідження проводили на мікроскопі УЭМ-100. Застосовували метод двоступеневого приготування реплік (целулоїд + вуглець) без відтінення. Попередньо проводився прицільно – статистичний аналіз. Він усуває фактор довільності та включає три етапи дослідження: попереднє візуальне вивчення поверхні злому; перегляд окремих ділянок злому зразка на оптичному мікроскопі; електронно–фрактографічний аналіз злому, місце якого визначене двома попередніми етапами дослідження.

## **2.12 Висновки до розділу 2**

1. Розроблена методична процедура встановлення умов корозійно-втомного руйнування сталей і зварних з'єднань нафто – і газопроводів в різних робочих середовищах.

2. Створена установка для оцінювання циклічної тріщиностійкості трубних сталей з комп'ютеризованою вимірювальною системою, яка дозволяє контролювати процес втомного навантаження зразка і його деформації.

3. Розроблена установка для дослідження внутрішнього тертя трубних сталей.

4. Розроблено спеціальну установку для реалізації технологічного процесу електрошлакового переплавлення сталей пристосовано для мікролегування рідкісноземельними матеріалами трубних сталей.

5. Поєднання нових методичних підходів і створеного нового обладнання а також експериментальної бази університету забезпечило побудову адекватної схеми дослідження сталей трубопровідного транспорту в реальних умовах роботи.

### РОЗДІЛ 3

## ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ЧИННИКІВ НА КОРОЗІЙНО-ВТОМНЕ РУЙНУВАННЯ СТАЛЕЙ МАГІСТРАЛЬНИХ ГАЗОНАФТОПРОВІДІВ

Проблема оцінки надійності магістральних газонафтопроводів (МГНП) загострилась останнім часом у зв'язку з тривалою експлуатацією основних її мереж [72]. Втрата МГНП працездатності зумовлена, в основному, кородуванням зовнішньої поверхні через порушення її протикорозійного захисту [72, 73], або внутрішньої поверхні, що пов'язано з транспортуванням високоагресивних середовищ нафто- [74, 75] і газопроводами [29, 76]. Специфіка роботи цих тривало експлуатованих об'єктів зумовлена сумісною дією експлуатаційних напружень і корозійного середовища (грунтової води, підтоварної води чи газового конденсату для нафто- і газопроводів відповідно). Останніми дослідженнями встановлено, що руйнування трубопроводів в процесі експлуатації пов'язано з циклічними навантаженнями металу труби [6, 16, 17, 77]. Воно дуже чутливе до концентраторів напружень, тому сприяє утворенню мікротріщин біля корозійних виразок, які в подальшому переростають в макротріщину, що поширюється в тіло труби.

Однак характер росту тріщини залежить від багатьох експлуатаційних чинників [52]. Так, асиметрія циклу і частота навантаження – одні з основних показників умов експлуатації трубопроводів, що впливають на кінетику субкритичного росту втомних тріщин в конструкційних матеріалах. Такий вплив мають також різні форми циклів навантаження, температура випробування, робоче середовище. В свою чергу, характер та інтенсивність впливу середовища визначаються як системою "матеріал-середовище", так і умовами циклічного навантаження – величиною коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН), асиметрією, частотою і формою цикла навантаження, температурою випробувань тощо.

Перелічені вище проблеми на теперішній час вивчені ще недостатньо. Деякі висновки зроблені тільки за вибірковими значеннями, наприклад, асиметрії

циклу чи частоти навантаження. Спільний вплив середовища та температури випробувань на циклічну тріщиностійкість трубних сталей взагалі не вивчався.

Метою даної роботи є вивчення впливу експлуатаційних чинників на корозійно-втомне руйнування сталей магістральних газонафтопроводів.

Дослідження проводили на вітчизняній сталі 17Г1С магістральних газопроводів і сталі типу 10ГС труб імпорного виробництва магістральних нафтопроводів. Зразки вирізали із труб запасу. Механічні характеристики сталей подані в другому розділі. Там же описані робочі середовища, в яких проводили випробовування.

### **3.1 Вплив асиметрії циклу на характер поширення втомних тріщин в сталях газонафтопроводів**

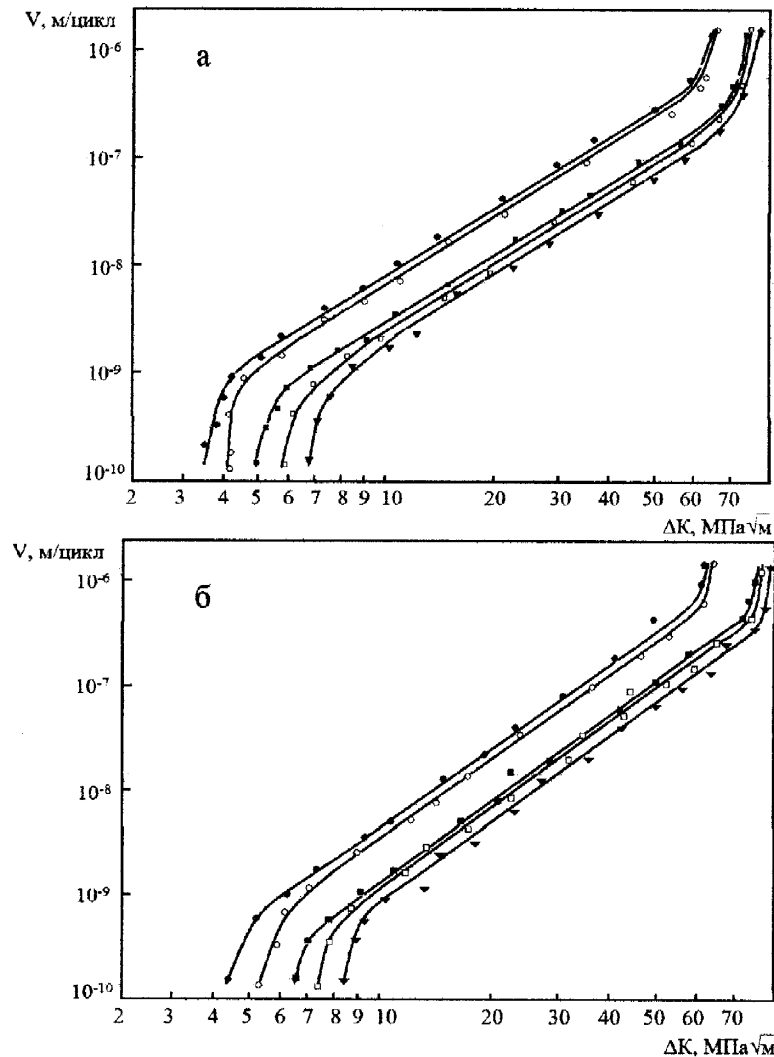
Для вивчення впливу асиметрії циклу на характер поширення втомних тріщин будували кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) за частоти навантаження  $f = 0,3$  Гц.

Вплив середнього напруження в циклі на кінетику росту втомної тріщини має складний, деколи суперечливий, характер. Водночас існують певні універсальні тенденції.

З рис. 3.1 видно, що збільшення позитивної асиметрії циклу в межах  $R = 0,1 \dots 0,7$  значно підвищує швидкість росту втомної тріщини (ШРВТ) на припороговій і третій ділянках КДВР. З ростом  $R$  суттєво знижуються як порогові значення  $\Delta K_{th}$ , так і критичні  $\Delta K_{fc}$ . Виявлена також тенденція до стабілізації кінетики на другій ділянці КДВР. Ця ділянка, незалежно від асиметрії, описується єдиною лінією, що свідчить про постійність коефіцієнтів  $C$  і  $n$  рівняння Періса.

Під час ступеневого переходу випробувань від  $R = 0,1$  до  $0,3$  і  $0,7$  зниження  $\Delta K_{th}$  для сталі 17Г1С становили 14,7 % і 31 %, а для сталі 10ГС відповідно

12,5 % і 28,2 %. Можна припустити, що сталь 17Г1С більш чутлива до впливу асиметрії циклу на циклічну тріщиностійкість (ЦТ), ніж сталь 10ГС. Однак відзначимо, що ця різниця несуттєва.



○, ● –  $R = 0,7$ ; □, ■ –  $R = 0,3$ ; ▼ –  $R = 0,1$ ;

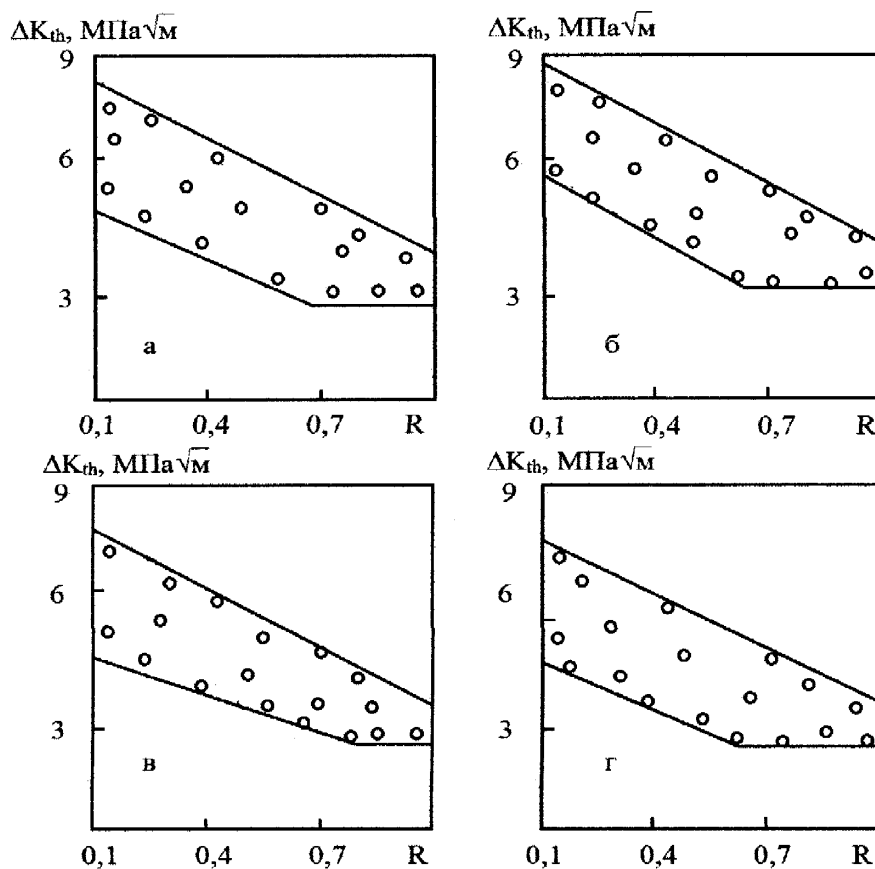
○, □, ▼ – випробування на повітрі; ●, ■ – в МРВК (а) і підтоварній воді (б)

Рисунок 3.1 – Вплив асиметрії циклу напружень на характер КДВР сталі 17Г1С (а) і 10ГС (б)

Важливим чинником, що контролює вплив асиметрії циклу на ЦТ, є робоче середовище. Як і під час випробування на повітрі, зростання асиметрії циклу обумовлює зниження параметра  $\Delta K_{th}$  в корозійному середовищі (рис. 3.1). Щодо характеристики  $\Delta K_{fc}$ , то вона мало залежала від впливу робочого середовища. У випадку випробування за умов, коли  $R = 0,3$ , спад величини  $\Delta K_{th}$  у середовищі для сталі 17Г1С становив 13,8 %, а для сталі 10ГС – 15,4 %.

Зростання коефіцієнту асиметрії до 0,7 призвело до того, що ці спади становили відповідно 12,5 % і 13,8 %. З наведених даних видно, що сталь 10ГС більш чутлива до дії середовища. Однак з порівняння механічних характеристик сталей 17Г1С і 10ГС слід було чекати зворотного ефекту, оскільки пластичніші сталі загалом менш чутливі до дії середовища. Очевидно, що в цьому випадку вирішальну роль відіграла агресивність робочого середовища: вона була вищою для підтоварної води, ніж для МРВК.

Монотонне зниження  $\Delta K_{th}$  у зв'язку з ростом асиметрії циклу спостерігається до певної величини параметра R, потім значення порогів втоми стабілізуються на найнижчому рівні. Зменшення коефіцієнта асиметрії поряд з ростом  $\Delta K_{th}$  збільшує зону розкиду експериментальних даних (рис. 3.2). З рис.3.2 видно, що стабілізація порогів втоми відбувається за  $R \approx 0,7$  для сталі 17Г1С і  $R \approx 0,6$  для сталі 10ГС.



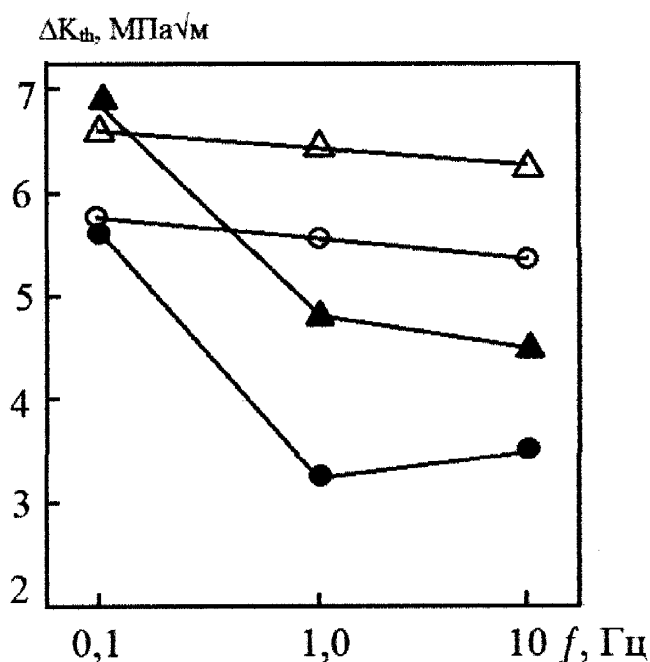
а, в—сталь 17Г1С; б, г – сталь 10ГС; а, б – випробування на повітрі;  
в – у МРВК; г – у підтоварній воді

Рисунок 3.2 – Залежності порогових значень  $\Delta K_{th}$  від асиметрії циклу



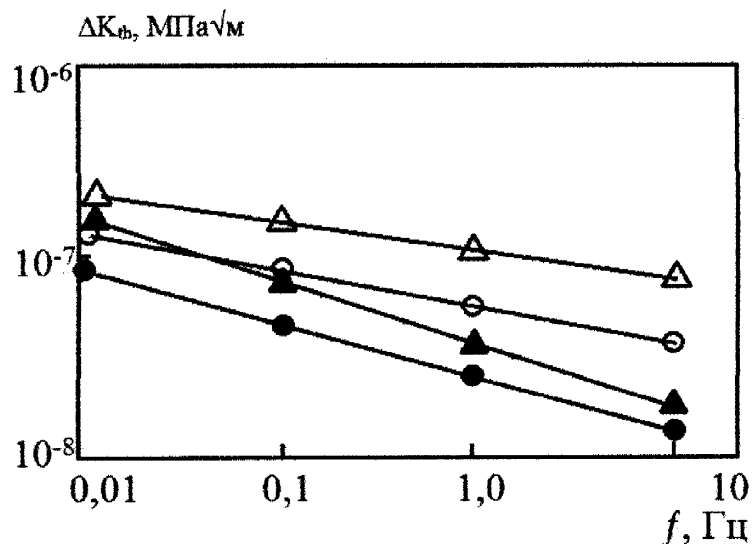
### 3.2 Залежність трищностійкості трубних сталей від частоти циклічного навантаження

Одним з основних чинників, які характеризують умови експлуатації МНГП, є частота циклічного навантаження. Найсильніше частота випробувань впливає на ЦТ сталей на припороговій ділянці КДВР. На повітрі частота навантаження, переважно, не впливає на кінетику руйнування сталей. Проте корозійні середовища суттєво її змінюють. Частотна залежність порогових КІН в корозійному середовищі має немонотонний характер з мінімумом порогового розмаху  $\Delta K_{thc}$  за частоти 1 Гц (рис. 3.3). При цьому значення  $\Delta K_{thc}$  на ділянці низькочастотного навантаження за  $f = 0,1$  Гц перевищує таке, що отримали у випадку  $f = 10$  Гц.



о, Δ – випробування на повітрі; ● – в МРВК; ▲ – в підтоварній воді  
Рисунок 3.3 – Вплив частоти навантаження на рівень припорогових КІН сталей 17Г1С (о, ●) і 10ГС (Δ, ▲)

У випадку поширення втомної тріщини із швидкостями, що відповідають середньо амплітудній ділянці КДВР, частотні ефекти виражені значно слабше. Збільшення частоти навантаження дещо знижує ШРВТ (рис.3. 4).



о, Δ – випробування на повітрі; ● – в МРВК; ▲ – в підтоварній воді

Рисунок 3. 4 - Вплив частоти навантаження на ШРВТ в сталях 17Г1С (о, ●) і 10ГС (Δ, ▲)

Випробування трубних сталей 17Г1С і 10ГС на повітрі показали, що підвищення на два порядки частоти навантажень знижує ШРВТ на другій ділянці КДВР в 2-3 рази, що не перевищує розміру смуги розкиду, характерного для втомних випробувань.

За випробувань у робочих середовищах ШРВТ трубних сталей більш чутлива до зміни частоти навантаження. Це впливає із зростання кута нахилу залежності  $V = f(f)$ . Співвідношення між даними параметрами можна визначити й аналітичним шляхом за формулою

$$d\ell/dN = k \cdot f + A, \quad (3.1)$$

де  $k$  і  $A$  – постійні для системи „матеріал - середовище”, які визначаються експериментально.

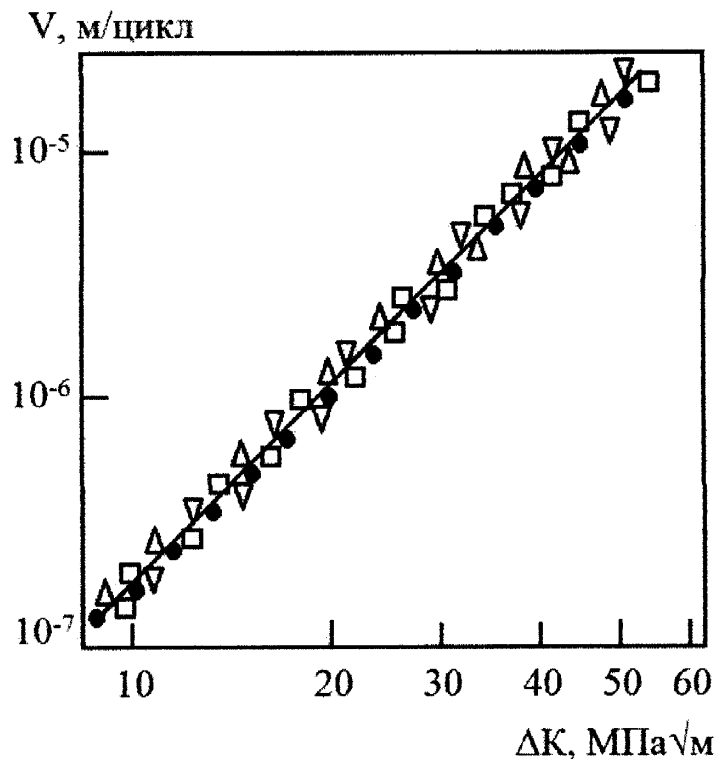
Залежність ШРВТ від частоти навантаження на третій ділянці КДВР не визначали через методичні труднощі проведення експерименту. За один цикл

відбувається значний приріст тріщини, що не дозволяє провести випробування в широкому діапазоні частот навантаження.

### 3.3 Циклічна тріщиностійкість трубної сталі 17Г1С за різних форм циклів навантаження

Вивчали вплив форм циклів навантаження на ЦТ трубної сталі 17Г1С. Дослідження, проведені в припороговій ділянці, не виявили ніяких змін величин  $\Delta K_{th}$  за різних форм циклів навантаження. Такі ж випробування, проведені в середньоамплітудній ділянці КДВР за частоти навантаження 0,3 Гц, також показали, що ШРВТ не залежить від форми циклу навантажень (рис. 3.5).

Наші висновки узгоджуються з даними роботи [78], в якій вказано, що вплив форми циклу навантаження на кінетику росту втомної тріщини можливий за температур вище 820 К і він пов'язаний взаємозв'язками форми циклу з процесами повзучості під час циклічного навантаження.



○ – ; □ – ; △ – ; ▽ – ; ● –

Рисунок 3.5 – КДВР сталі 17Г1С при навантаженні з  $f = 0,3$  Гц з різною формою циклу навантажень

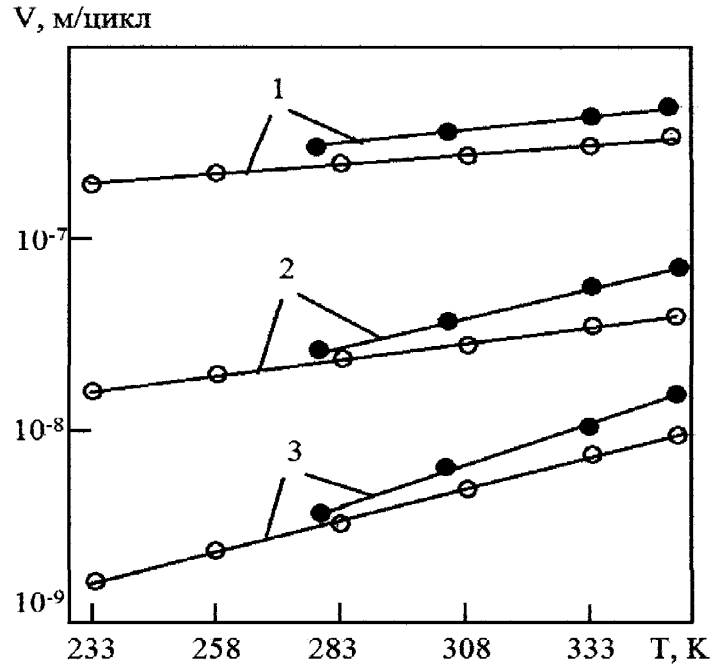
### 3.4 Температурні залежності кінетики росту втомних тріщин трубної сталі 17Г1С

Вплив температури випробувань на ЦТ металів визначається дією температурного чинника на пластичну деформацію у вершині тріщини. Адже підвищення температури випробувань полегшує пластичну деформацію, що впливає на ріст втомної тріщини. Температурні залежності росту втомної тріщини мають певні особливості за низьких і підвищених температур. Неврахування цього призвело до того, що перші дані про температурні зміни ШРВТ були суперечливі [79-82]. В наступних дослідженнях показано [83], що такі неоднозначні трактування результатів експериментів пов'язані з неврахуванням впливу на ШРВТ структури матеріалу, амплітуди навантаження тощо, а загальні висновки робились часто на основі випробувань у певному невеликому діапазоні температур. Враховуючи вищесказане, звертаємо увагу на те, що наші випробування були проведені в діапазоні температур 233...353 К, з метою визначення можливої зони окрихчення.

Характер впливу температури випробувань на кінетику росту втомної тріщини сталі 17Г1С наглядно ілюструється залежністю ШРВТ від температури за різних фіксованих значень розмаху КІН (рис. 3.6).

З підвищенням температури випробувань ШРВТ монотонно зростає. З рис. 3.6 видно, що ШРВТ за температури 233 К залишається завжди меншою, ніж за температури 353 К в межах одного КІН. Ця різниця в швидкості з ростом рівня розмаху КІН весь час зменшується і за високих ШРВТ ( $V \geq 10^{-6}$  м/цикл) практично зникає (рис.3. 7).

З рис. 3.6 видно, що випробування у середовищі МРВК з підвищенням температури інтенсифікує зростання ШРВТ сталі 17Г1С. Це пов'язано, на наш погляд, посиленням дифузійних процесів у високонапруженій зоні вершини тріщини за підвищених температур.



1 -  $\Delta K = 60 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 2 -  $\Delta K = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ; 3-  $\Delta K = 15 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ;  
 о – випробування на повітрі; ● – випробування у МРВК  
 Рисунок 3.6 – Температурні залежності ШРВТ в сталі 17Г1С  
 за фіксованих рівнів розмаху КІН

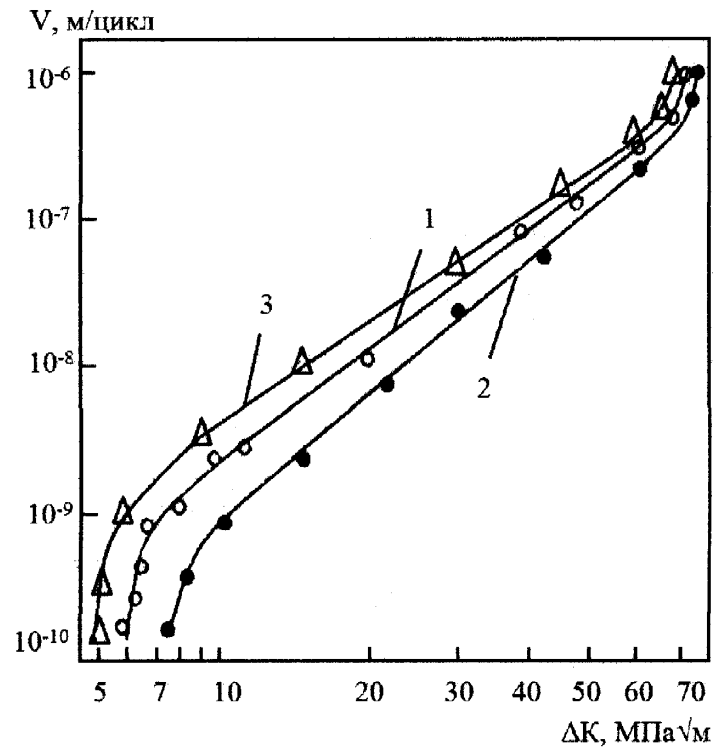


Рисунок 3.7 – КДВР сталі 17Г1С за температур 293 К (1), 233 К (2) і 353 К (3)

### 3.5 Вплив товщини зразків на кінетику росту втомних тріщин в сталі 17Г1С

Згідно основних положень механіки руйнування [45] товщина зразків визначає напружено-деформований стан матеріалу у вершині тріщини. Оскільки в МНПП використовуються труби різної товщини, то важливим є питання про її вплив на ЦТ металу труби.

Дані щодо впливу товщини зразків на ріст втомних тріщин досить суперечливі. Автори [84, 85] вказують на підвищення ШРВТ із збільшенням товщини зразків, [86, 87] – зменшення ШРВТ, а [88] вважають ШРВТ незалежною від товщини зразків. Такі міркування, очевидно, обумовлені широким спектром досліджуваних товщин матеріалів і рівнів їх міцності. Важливу роль тут відіграють також відмінності в умовах випробувань зразків.

Вивчали вплив товщини зразків на ріст втомних тріщин в трубних сталях 17Г1С. Механічні випробування проводили за двома схемами:

1) чотириточковий згин зразків і 2) розтяг зразків з одностороннім надрізом.

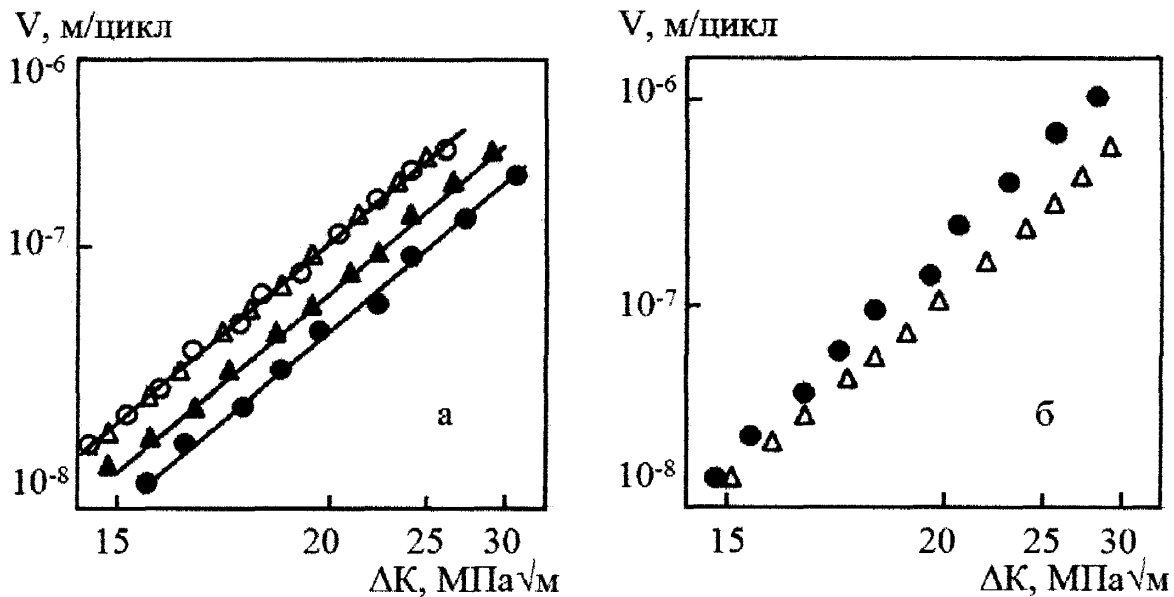
На рис. 3.8а наведені результати досліджень, отримані за навантаження чотириточковим згином. Зразки товщиною 2 мм мали найнижчу ШРВТ. З ростом товщини зразків ШРВТ помітно підвищується. Однак цей ефект спостерігається до тих пір, поки товщина зразків не перевищуватиме 12 мм. Подальше збільшення товщини сталей майже не змінює ШРВТ.

У ході випробування зразків за другою схемою (розтяг зразків з одностороннім надрізом) результати досліджень є протилежними: в тонких зразках (товщиною 2 мм) ШРВТ була вищою, ніж в товстих (14 мм). До того ж відзначимо, що ШРВТ в товстих зразках (14 мм), навантажених розтягом, була вищою, ніж в зразках тієї ж товщини, навантажених згином.

Макробудови зламів зразків, навантажених згином і розтягом, суттєво відрізнялися. У випадку навантаження згином, незалежно від товщини зразків, ріст втомних тріщин відбувається з утворенням прямого зламу, а за другою схемою навантаження утворюється косий злам. Шляхом

мікрофрактографічного аналізу встановлено, що в обох випадках навантаження на плоских ділянках зламів переважає борознистий мікрорельєф (рис. 3.9).

Підвищення ШРВТ інтенсифікує розвиток в'язкого ямкового механізму, властивого росту втомної тріщини за статичного навантаження. Збільшення площі областей ямкового руйнування у втомному зламі відображає перехід від плоско деформованого до плоско напруженого стану матеріалу у вершині тріщини. Для зразків, навантажених згином (незалежно від їх товщини) кут нахилу експериментальних залежностей на КДВР, який визначає величину показника  $n$  в рівнянні Періса, практично постійний. З цього випливає: якщо тріщина росте з утворенням втомних боріздок, зміна напружено-деформованого стану біля її вершини у випадку зміни товщини зразків не впливає на опір втомному руйнуванню. В процесі формування косого зламу (тобто в зразках товщиною 2 мм, які пройшли випробування розтягом) ріст



товщина зразків: ● – 2 мм; ▲ – 5 мм; ○ – 12 мм; △ – 14 мм

Рисунок 3.8 – Вплив товщини зразків на ШРВТ в сталі 17Г1С за навантаження чотириточковим згином (а) і розтягом зразків з одностороннім надрізом (б)

втомних тріщин відбувається за двома механізмами: зсувом і відривом. Останнє підтверджується наявністю сформованих плоских ділянок ямкового

руйнування. Отже, в зламі наявні ознаки плоско напруженого стану матеріалу. Це відображається в ШРВТ (рис. 3.8, 3.9б).

Тож існує, як мінімум, три чинники, що здатні вплинути на ШРВТ шляхом зміни геометрії зразків: напружено деформований стан матеріалу у вершині тріщини, його мікроструктура та умови навантаження зразків.

Окрім товщини зразків досліджено вплив на швидкість росту тріщини їх ширини. Збільшення ширини зразків від 60 мм до 150 мм за їх товщини 10 мм практично не вплинуло на швидкість росту тріщин.

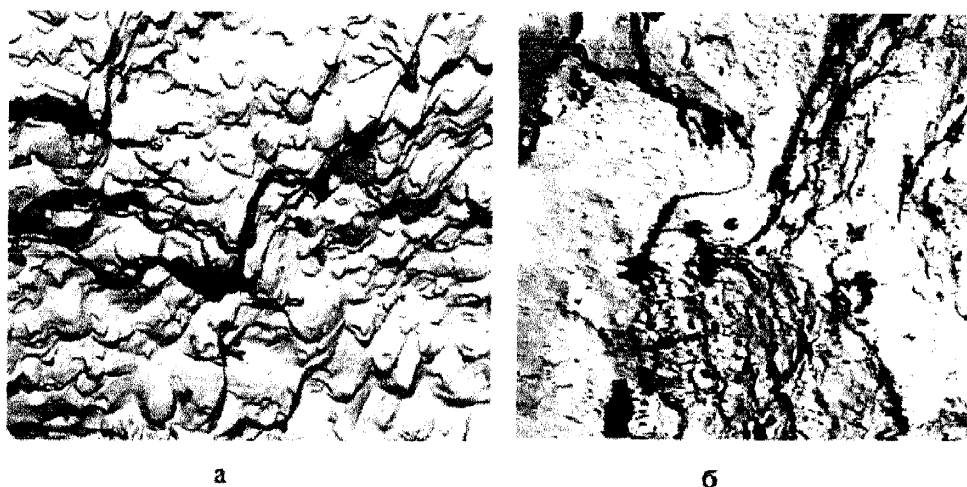
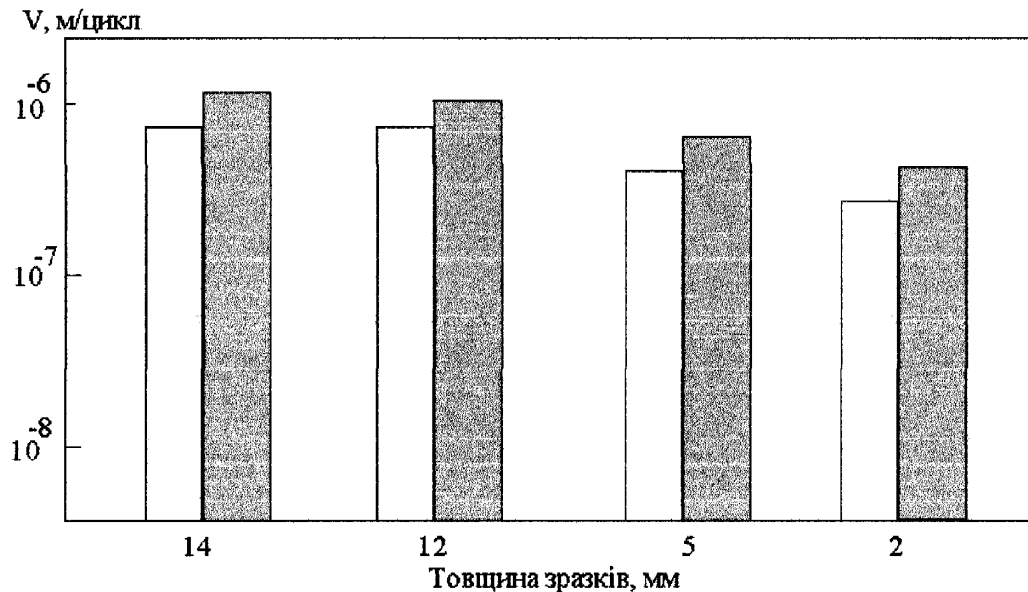


Рисунок 3.9 – Мікрофрактограми зламів зразків товщиною 14 мм із сталі 17Г1С, зруйнованих згином (а) і розтягом (б)  $\times 3000$

Вивчали вплив МРВК на ШРВТ в зразках різної товщини. Випробовування проводили за постійного значення розмаху  $\Delta K = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ . З даних, наведених на рис.3.10, видно, що наявність робочого середовища пришвидшує ріст втомних тріщин за навантаження чотири точковим згином в зразках різної товщини. При цьому зі спадом товщини зразків цей вплив зменшується.

Найбільший приріст ШРВТ спостерігався для зразків товщиною 14 мм (на 15%). В той же час для зразків товщиною 12, 5 і 2 мм він становив відповідно 14, 12, і 11%. Очевидно, що в товстіших зразках довжина лінії контакту середовища з напруженим металом у вершині тріщини більша порівняно з тоншими зразками.





світлі символи – випробування на повітрі, темні - у МРВК

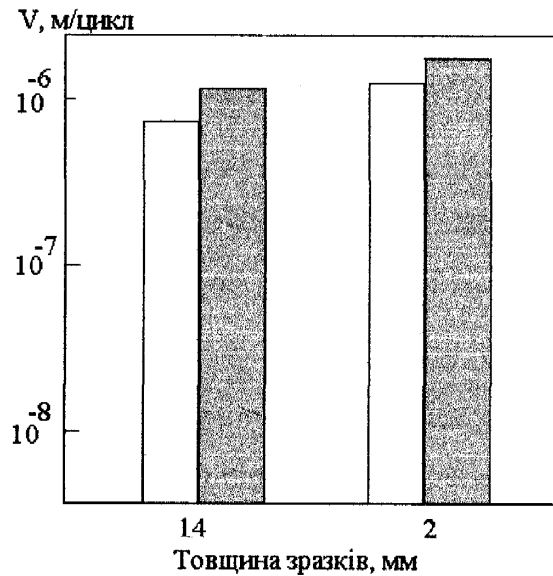
Рисунок 3.10 – Вплив товщини зразків і робочого середовища (МРВК) на ШВРТ в сталі 17Г1С за навантаження чотирьох точковим згином при  $\Delta K = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$

Це покращує умови абсорбції та посилює негативний вплив робочого середовища на сталь. Так, якщо на повітрі ШВРТ зразків товщиною 14 і 12 мм була однакова (рис. 3.8 і 3.10), то під впливом МРВК для товстішого зразка вона стала трохи вищою.

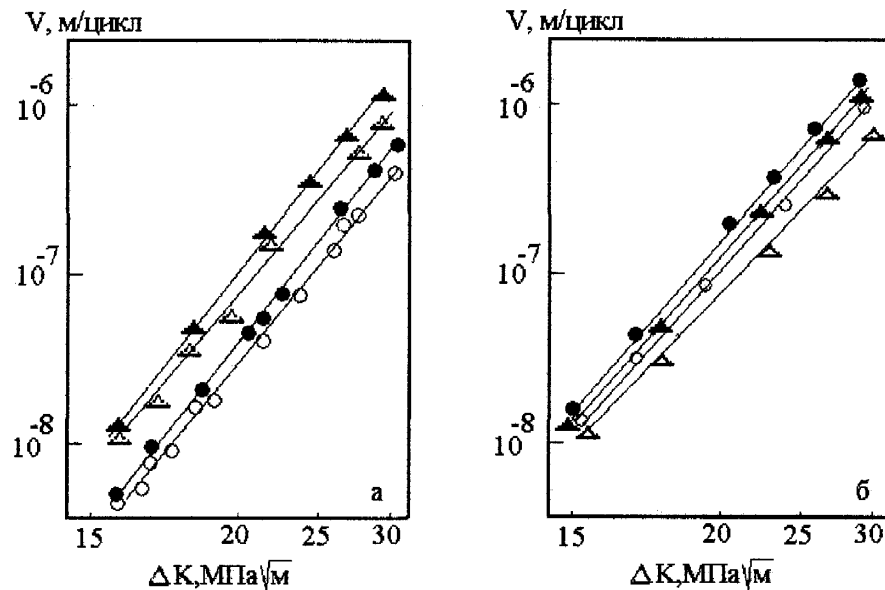
Аналогічна тенденція спостерігалась за випробувань розтягом зразків з одностороннім надрізом (рис. 3.11).

Однак перехід до більш жорсткого виду випробувань інтенсифікує зростання ШВРТ під впливом МРВК. Так для зразків товщиною 14 мм, це зростання становило 20%, а при товщині 2 мм – 16%. Нагадаємо, що за чотириточкового згину відповідні значення становили 15% і 11%. Встановлено також, що зі зростанням значень  $\Delta K$  чутливість до підвищення ШВРТ властива як і найтоншим ( $t = 2 \text{ мм}$ ), так і найтовстішим ( $t = 14 \text{ мм}$ ) зразкам, які підлягали дослідженням у МРВК (рис. 3.12).

Вищі значення параметру  $\Delta K$  відповідали більшому приросту ШВРТ у



світлі символи – випробування на повітрі, чорні - у МРВК  
 Рисунок 3.11 – Вплив товщини зразків і робочого середовища (МРВК) на ШРВТ в сталі 17Г1С за навантаження розтягом зразків з одностороннім надрізом при  $\Delta K = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$



о, ● – товщина зразків 2 мм; Δ, ▲ – 14 мм

Рисунок 3.12 – Вплив товщини зразків, розмаху КІН,  $\Delta K$  і робочого середовища (МРВК) на ШРВТ в сталі 17Г1С за навантаження чотириточковим згином (а) і розтягом зразків з одностороннім надрізом (б)  
 світлі символи – випробування на повітрі, темні - у МРВК

МРВК. Однак цей приріст був незначний. Розмір смуг розкиду був невеликий і залишався характерним для втомних випробувань. Тому робити будь-які висновки з цього питання не варто.

### 3.6 Вплив експлуатаційних перевантажень на тріщиностійкість трубної сталі 17Г1С

Експлуатація МНГП може призводити до перевантажень, які сприяють утворенню залишкової пластичної деформації металу на окремих ділянках трубопроводу. Такі перевантаження виникають здебільшого у магістральних трубопроводах, які прокладені в гірських умовах, де часто відбуваються зсуви ґрунтів [89, 90]. Тому вивчали вплив залишкової пластичної деформації на статичну та циклічну тріщиностійкість матеріалу трубопроводу. Залишкову пластичну деформацію отримували попереднім пластичним деформуванням (ППД) зразків. Слід також враховувати, що робочі середовища сильно наводнюють метал труб [32, 72, 75], а спільна дія перевантаження і наводнювання мають один з найбільших впливів на окрихчення сталей.

Дослідження проводили на призматичних зразках розмірами 2x12x180 зі сталі 17Г1С. Мала товщина зразків забезпечувала максимально можливе наводнювання металу в умовах його катодної поляризації. Залишкова пластична деформація складала 5%. Посередині зразків наносили концентратор, глибина якого становила 1 мм, а радіус у вершині – 0,1 мм. Наводнювання виконували електролітичним способом за катодної поляризації зразків. У випадку вивчення статичної тріщиностійкості на зразках попередньо наводили втомні тріщини, а потім впродовж трьох годин піддавали їх катодній поляризації у розчині NaOH з рН = 12,5 за густини струму 0,01 А/м<sup>2</sup>. Подальше зростання часу наводнювання не впливало на рівень тріщиностійкості матеріалу. Після цього зразки навантажували розтягом з записом діаграми «сила розтягу F – зміщення берегів тріщини Δ». Критичні значення КІН визначали згідно вимог [59].

Втомні випробовування проводили навантаженням зразків згином за віднульового циклу із частотою в межах 0,3...10 Гц. Довжина тріщини фіксувалась по обидві сторони зразка пересувним мікроскопом МБС – 11. Методика проведення досліджень відповідала рекомендаціям робіт [53, 91]. Під

час випробувань на повітрі потрібно враховувати можливість десорбції водню. Тому зразки наводнювали впродовж трьох годин не тільки до початку, але й під час навантаження. Для цього зразок встановлювався в електрохімічну комірку. Електроліт і густина струму катодної поляризації були ті ж, що й під час випробовування на статичну в'язкість руйнування.

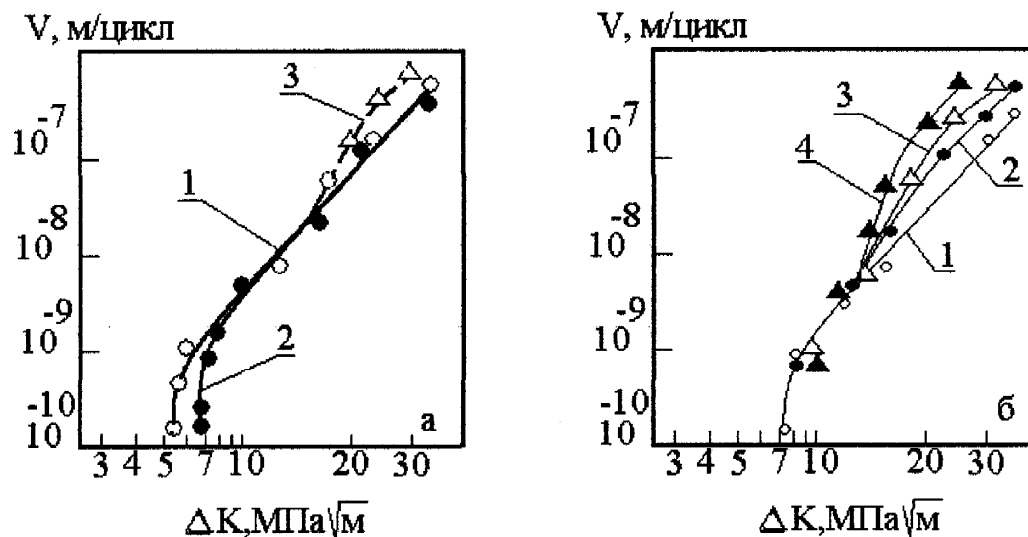
Випробовування на статичну тріщиностійкість показали, що діаграми навантаження розтягом мали у верхній частині значне відхилення від прямолінійності. Це свідчить про значну пластичну деформацію у вершині тріщини, яка передувала її підростанню. Для зразків, які проходили ППД з наступним наводнюванням, лінійність діаграм зберігалася аж до їх руйнування [92].

В цьому єдиному випадку серед усіх досліджень на короткочасну тріщиностійкість вдалось визначити значення  $K_{Ic}$ . Цей параметр разом з трьома іншими характеристиками  $K_{Ic}$ , отриманими за інших умов навантаження, наведені в таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 - Характеристики статичної тріщиностійкості сталі 17Г1С

$K_{Ic} (K_{Ic}), \text{МПа}\sqrt{\text{м}}$			
Вихідний стан	Після наводнювання	Після ППД	Після наводнювання і ППД
120	58	108	34

Результати випробувань свідчать, що ППД знизилася в'язкість руйнування від 120 до 08 МПа $\sqrt{\text{м}}$ . Спад становить близько 10%. Наводнювання більш суттєво знизило статичну тріщиностійкість сталі. Її значення (58 МПа $\sqrt{\text{м}}$ ) порівняно зі значеннями  $K_{Ic}$  сталі у вихідному стані (120 МПа $\sqrt{\text{м}}$ ) зменшилось більш як удвічі. Ще більше падіння показника  $K_{Ic}$  (від 108 до 34 МПа $\sqrt{\text{м}}$ ) відмічено в зразках, що пройшли ППД. Сумарний вплив наводнювання і ППД зменшують в'язкість руйнування трубної сталі в 3,5 рази.



1, 2 – частота навантаження 10 Гц; 3 – 1 Гц; 4 – 0,3 Гц

Рисунок 3.13 – Залежності  $V$ - $\Delta K$  для ненаводненої (1) і наводненої (2, 3, 4) сталі 17Г1С у вихідному стані (а) та після ППД (б)

ППД позитивно впливає на опір поширенню втомних тріщин (рис. 3.13). Зі зниженням  $\Delta K$  зазначений ефект зростає. Так, порівняно з  $\Delta K_{th}$  для вихідного матеріалу пороговий розмах КІН для ППД матеріалу зріс від 5,8 МПа $\sqrt{m}$  до 8,7 МПа $\sqrt{m}$  (у 1,5 рази). З переходом до випробувань за високих значень  $\Delta K$  вплив ППД повністю зникає.

З рис.3.13а видно, що наводнювання вихідного матеріалу має незначний вплив на кінетику втомного руйнування. Однак відзначимо деякий позитивний вплив наводнювання на швидкість росту тріщини в області припорогових швидкостей у випадку високої частоти навантаження (10 Гц). Із збільшенням  $\Delta K$  і зниженням частоти навантаження на порядок (до 1 Гц) в другій зоні КДВР спостерігали зростання ШРВТ наводненої сталі (крива 3 на рис. 3.13а).

Матеріал після ППД виявив набагато вищу чутливість до наводнення (рис. 3.13б). За підвищених значень  $\Delta K$  спостерігали сильну залежність характеру КДВР від частоти навантаження. Вищій частоті відповідає менша ШВРТ. Із зниженням частоти навантаження від 10 до 0,3 Гц за рівня  $\Delta K=20$  МПа $\sqrt{m}$  ШРВТ зростає на порядок. В середньоамплітудній ділянці КДВР зафіксовано різкий стрибок швидкості, який відображає, на наш погляд, схильність сталі до водневого окрихчення. Розмах  $\Delta K$ , за якого відбувається

стрімкий ріст швидкості, залежить від частоти навантаження. Мінімальне його значення (близько  $12 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ) відповідає найменшій частоті  $f = 0,3 \text{ Гц}$  (крива 4 на рис. 3.136).

Подані вище результати досліджень опубліковані в роботах [93-95].

### 3.7 Дослідження залежностей росту корозійно-втомних тріщин в трубній сталі 17Г1С з врахуванням напружено-деформованого стану зразка і системи «сталь - середовище»

Вивчення розвитку корозійно-втомних тріщин у металах вимагає побудови залежностей їх швидкості росту  $dl/dN$  від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень  $\Delta K_I$  та знання електрохімічних характеристик системи "метал-середовище". Це дає можливість визначити кінетику реальних тріщин, ресурс трубопроводів, характеристики їх циклічної тріщиностійкості (нижнє порогове значення коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_{th}$  і верхнє  $K_{fc}$ ). Однак, більшість отриманих результатів емпіричні. Вони не дозволяють побудувати аналітичні залежності, в які б входили не тільки параметри напружено-деформованого стану зразка, а й системи "метал-середовище".

В роботі [96] на базі певних припущень зроблено спробу побудувати модель і розрахункові залежності росту корозійно-втомних тріщин у металевих конструкціях. Для визначення лінійного значення швидкості  $dl/dN$  запропонований вираз

$$\frac{dl}{dN} = V_H = \frac{B_1(K_{1\max} - K_{th})^2 [(K_{1\max} - K_{th})^2 + B_2 C_H]}{2\pi\sigma_{of}^2 (K_{fc}^2 - K_{1\max}^2 - B_3 C_H)}. \quad (3.2)$$

Вважаючи  $pH = \text{const}$  і  $K_{1\max} \gg K_{th}$ , підставляють в (32) значення концентрації водню  $C_H$  на поверхні вершини корозійної тріщини:

$$C_H = A^* t_0^{1/4} (R_0 V)^{-1/4} (A_1 - 0,059 pH + A_0 \varepsilon_{cf} K_1^2 K_{fc}^{-2})^{1/4}. \quad (3.3)$$

У результаті отримали вираз

$$V_H = \left\{ B_1 K_{1\max}^2 \cdot \left[ K_{1\max}^2 + B_2 A_0^{1/4} (R_0 V_H)^{1/4} \times (A_1 - 0,06 pH + A_0 \varepsilon_{fc} K_{1\max}^2 K_{fc}^{-2})^{1/4} \right] \right\} \times \\ \times \left\{ 2\pi \sigma_{of}^2 \cdot \left[ K_{fc}^2 - K_{1\max}^2 - B_3 A_0^{1/4} (R_0 V_H)^{-1/4} \times (A_1 - 0,06 pH + A_0 \varepsilon_{fc} K_{1\max}^2 K_{fc}^{-2})^{1/4} \right] \right\}^{-1} \quad (3.4)$$

Рівняння (3.4) відносно  $V_H$  було розв'язане методом послідовних наближень. За нульове наближення було вибрано значення  $V_H$  по формулі (3.2) при  $C_H = 0$ . Підставивши його в (3.4), перше наближення подане в такому вигляді

$$V_H = \left\{ B_1 K_{1\max}^2 \cdot \left[ B_1^{1/4} K_1^3 + B_2' (K_{fc}^2 - K_{1\max}^2)^{1/4} (B_{21} + B_{22} K_{1\max}^2)^{1/4} \right] \right\} \times \\ \times \left\{ 2\pi \sigma_{of}^2 \cdot \left[ B_1^{1/4} K_{1\max} \cdot (K_{fc}^2 - K_{1\max}^2) - B_3' (K_{fc}^2 - K_{1\max}^2)^{1/4} (B_{21} + B_{22} K_{1\max}^2)^{1/4} \right] \right\}^{-1}; \\ B_2' = (2\pi)^{1/4} \sqrt{\sigma_{of}} B_2 R_0^{-1/4} A_0^{1/4}; B_3' = B_3 (2\pi)^{1/4} A_0^{1/4} \sqrt{\sigma_{of}} R_0^{-1/4}; \\ B_{21} = A_1 - 0,06 pH; B_{22} = A_0 \varepsilon_{fc} K_{fc}^{-2}, \quad (3.5)$$

де:  $B_1, B_2, B_3, A_0, A_1, A_0^*$  - константи матеріалу;

$K_{1\max}$  – коефіцієнт інтенсивності напружень для півколової тріщини;

$R_0$  – коефіцієнт асиметрії циклу;

$f_0$  – частота циклів;

$K_1$  – коефіцієнт інтенсивності напружень, що описує поле напружень та деформацій біля вершини тріщини;

$K_{th}$  – порогове значення коефіцієнта інтенсивності напружень, нижче якого тріщина не росте;

$K_{fc}$  – критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень, при якому відбувається остаточне руйнування зразка;

$\varepsilon_{fc}$  – критична величина деформації при циклічному розтязі;

$\sigma_{of}$  – циклічна характеристика матеріалу;

pH - водневий показник розчину.

Результати наших випробувань, що проводились на зразках зі сталі 17Г1С представлені на рисунку 3.14 [97].

Випробування проводились за частоти циклів 0,15 Гц,  $R=0$  і температури 293 К.

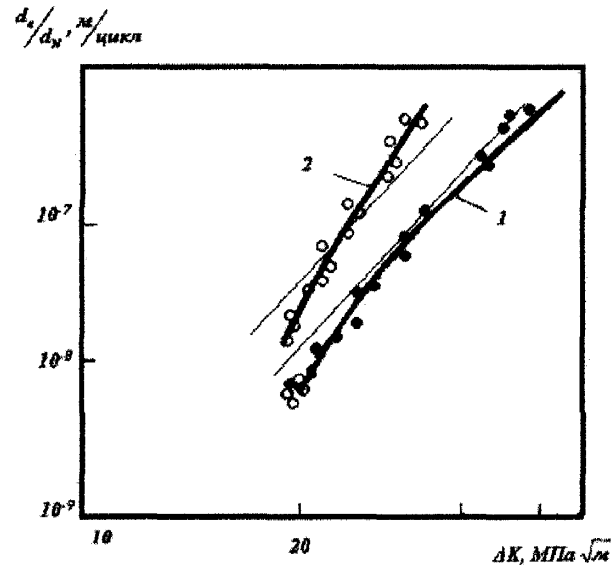


Рисунок 3.14 – Залежність  $dl/dN$  для сталі 17Г1С при випробуванні на повітрі (1) та в середовищі (2)

Отже, співвідношення (3.5) можна використовувати для вивчення росту втомних тріщин в сталі 17Г1С як на повітрі, так і в робочих середовищах для значень  $\Delta K_1$  (відповідають прямолінійній ділянці КДВР).

### 3.8 Оцінювання деградації трубної сталі 17Г1С методом внутрішнього тертя

Більшість магістральних газонафтопроводів на сьогоднішній день або вже вичерпала свій розрахунковий ресурс, або знаходиться на межі цього. Тому особливо актуально обґрунтування їх подальшу експлуатацію з урахуванням можливої деградації властивостей металу, що визначають його працездатність, оскільки за вихідними даними зробити це вже неможливо. Важливу роль у розв'язанні таких задач має встановлення ступеня деградації властивостей



сталей трубопроводів за час їх довготривалої експлуатації. Адже встановлено, що одні показники працездатності трубних сталей після значного терміну експлуатації можуть зовсім не змінюватися, а інші – зазнають суттєвих змін (до 40% і більше) [7, 23-27]. Тому останнім часом такі дослідження набули певного розвитку для сталей газонафтопроводів.

В цьому плані метод внутрішнього тертя також може бути корисним для вирішення різних задач фізичного металознавства, зокрема з його допомогою можна вивчати кінетику старіння трубопровідних сталей [98]. Однак на даний момент такі дослідження в практиці експлуатації НГП повністю відсутні.

Під час проведення експериментів з вимірювання внутрішнього тертя слід враховувати, що цей метод рекомендується застосовувати в комплексі з рентгенівськими, електрохімічними, металографічними та іншими методами, і тільки комплексний підхід дасть можливість отримати надійні результати та однозначно трактувати отриманий експериментальний матеріал з механізму деградації сталей трубопроводів.

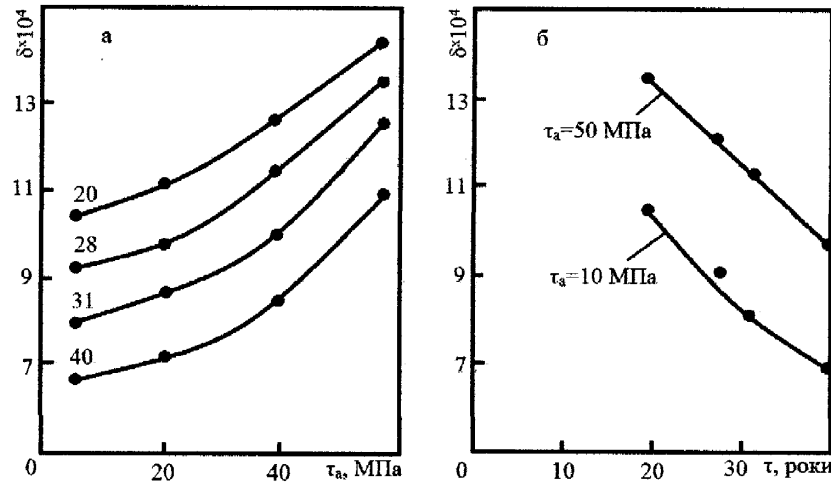
Внутрішнє тертя відноситься до числа найбільш структурно-чутливих властивостей і, відповідно, за його замірами можна судити про зміни, що протікають в трубній сталі в процесі її експлуатації. На основі відмінності і особливостей зміни внутрішнього тертя за різних амплітудних напруженнях, можна судити про природні зміни в трубних сталях впродовж їх експлуатації.

Дослідження логарифмічного декременту затухання коливань  $\delta$  в області високих амплітуд напружень (рис. 3.14а) встановлено, що з ростом величини амплітуди напружень параметр  $\delta$  збільшується [99].

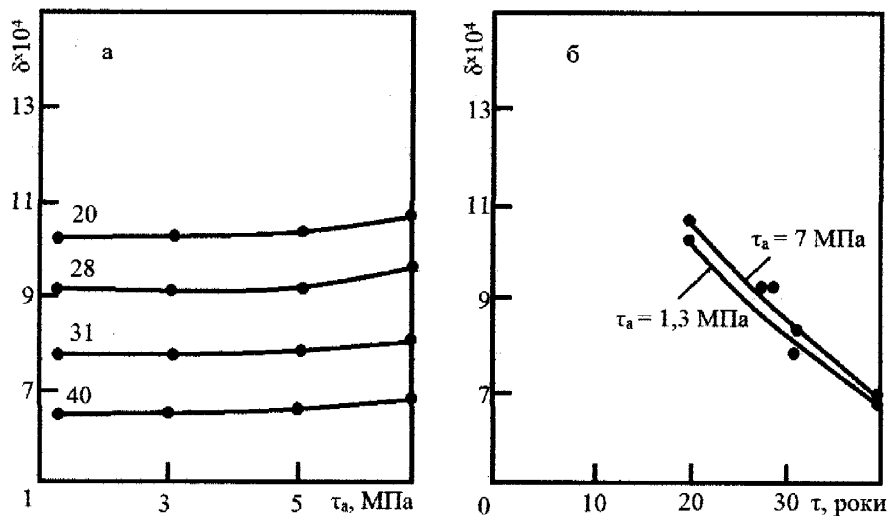
В той же час зростання терміну експлуатації трубопровідної сталі 17Г1С призводить до спаду характеристики  $\delta$  за всіх досліджуваних амплітуд напружень.

Дослідження логарифмічного декременту затухання коливань  $\delta$  в області низьких амплітуд напружень (рис. 3.15) дали можливість виявити певну різницю в характері залежностей  $\delta$  і  $\tau_a$  порівняно з випробуваннями за високих амплітуд напружень.

Відзначимо також, що спад логарифмічного декременту затування коливань з ростом терміну експлуатації трубопроводів більш інтенсивний за високих амплітудних напружень (порівняти рис. 3.15 а і 3.15 б).



цифри біля кривих позначають термін експлуатації трубопроводів у роках  
Рисунок 3.14 – Вплив високих амплітудних напружень на логарифмічний декремент затування коливань (а) і зміна логарифмічного декременту в залежності від часу експлуатації трубної сталі 17Г1С (б)



цифри біля кривих позначають термін експлуатації трубопроводів у роках  
Рисунок 3.15 - Вплив низьких амплітудних напружень на логарифмічний декремент затування коливань (а) і зміна логарифмічного декременту в залежності від часу експлуатації трубної сталі 17Г1С (б)

Найважливішим у наших дослідженнях є встановлений чіткий факт зниження логарифмічного коефіцієнта затухання коливань у зразків із сталі 17Г1С з ростом терміну її експлуатації як за високих (рис. 3.14а), так і за низьких (рис. 3.15а) амплітудних напружень.. Це дає можливість стверджувати, що методом внутрішнього тертя можна проводити якісне оцінювання ступеня деградації трубної сталі 17Г1С.

### 3.9 Висновки до розділу 3

1. Збільшення позитивної асиметрії циклу в межах 0.1...0.7 значно підвищує ШРВТ на припороговій і третій ділянках КДВР. З ростом коефіцієнта асиметрії суттєво знижуються як порогові значення амплітуди КІН -  $\Delta K_{th}$ , так і критичний КІН у випадку циклічного навантаження -  $\Delta K_{fc}$ .

Виявлена тенденція до стабілізації кінетики на другій ділянці КДВР, яка незалежно від асиметрії описується єдиною лінією, що свідчить про постійність коефіцієнтів  $C$  і  $n$  рівняння Періса.

Зростання асиметрії циклу обумовлює зниження параметра  $\Delta K_{th}$  в корозійному середовищі, в той час як  $\Delta K_{fc}$  мало залежить від впливу середовища.

Монотонне зниження  $\Delta K_{th}$  у зв'язку з ростом асиметрії циклу спостерігається до певної величини параметра  $R$ , потім значення  $\Delta K_{th}$  стабілізується на найнижчому рівні.

2. На повітрі частота навантаження практично не впливає на кінетику руйнування трубних сталей. Частотна залежність порогових КІН в корозійному середовищі має монотонний характер з мінімумом порогового розмаху  $\Delta K_{th}$  за частоти 1 Гц.

В середньоамплітудній ділянці КДВР збільшення частоти навантаження дещо знижує ШРВТ. За випробувань у корозійно-активному середовищі ШРВТ трубних сталей більш чутлива до зміни частоти навантаження.

Запропонована аналітична залежність для визначення ШРВТ залежно від частоти навантаження.

3. Дослідження, проведені в припороговій та середньо амплітудній ділянках КДВР, показали, що ШРВТ не залежить від форми циклу навантаження.

4. З підвищенням температури випробувань ШРВТ монотонно зростає. З ростом рівня розмаху КІН різниця між цими швидкостями постійно зменшується і за високих ШРВТ ( $V > 10^{-6}$  м/цикл) практично зникає. Підвищення температури за випробувань у середовищі інтенсифікує зростання ШРВТ. Це пов'язано з інтенсифікацією дифузійних процесів у високо напруженій зоні вершини тріщини за підвищених температур.

5. Встановлено, як мінімум, чотири чинники, здатні вплинути на ШРВТ шляхом зміни товщини зразків: напружено деформований стан матеріалу у вершині тріщини, його мікроструктура, вид механічного навантаження зразків і корозійно-активне середовище.

6. За відсутності наводнювання ППД сталі 17Г1С незначно знижує її короткочасну тріщиностійкість і підвищує опір росту втомної тріщини у пороговій ділянці. Наводнення металу різко зменшує короткочасну тріщиностійкість сталі та інтенсифікує ріст втомних тріщин в середньоамплітудній ділянці низькочастотного навантаження. Максимального пониження статична та циклічна тріщиностійкість сталі зазнають в результаті спільного впливу ППД і наводнювання.

7. Розвиток корозійно-втомного руйнування - складний процес, що залежить від багатьох чинників, в тому числі електрохімічних характеристик системи «метал-середовище». Тому встановлення достовірних параметрів, які його описують в матеріалах газонафтопроводів, повинно відбуватись в умовах, максимально наближених до експлуатаційних. Отримані в результаті цього значення характеристик циклічної тріщиностійкості дозволять найбільш точно описувати кінетику росту втомних тріщин в матеріалах газонафтопроводів.

8. Показано, що метод внутрішнього тертя дає можливість якісно оцінювати ступінь деградації трубної сталі 17Г1С під час її експлуатації.

## РОЗДІЛ 4

### ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ДЕГРАДАЦІЇ ТА ЛЕГУВАННЯ РІДКОЗЕМЕЛЬНИМИ МЕТАЛАМИ НА ПЕРІОДИ ЗАРОДЖЕННЯ ТА ПОШИРЕННЯ ВТОМНИХ ТРІЩИН ТРУБНИХ СТАЛЕЙ

Більшість вітчизняних магістральних газонафтопроводів (ГНП) експлуатуються уже тривалий час. Чимало з них відпрацювали нормативний термін, що вимагає ретельного експертного обстеження таких ГНП з метою оцінки їх працездатності та визначення залишкового ресурсу. Тривала експлуатація трубопроводів супроводжується втратою вихідних властивостей їх матеріалів [7, 8, 35], що негативно відбивається на роботоздатності конструкцій.

Численними експериментами доведено, що руйнування ГНП під впливом сумісної дії механічних навантажень і корозійних робочих середовищ, деградації матеріалів обумовлене низкою фізико-хімічних локалізованих процесів утворення та розвитку тріщиноподібних дефектів [7, 8]. Однак аналіз на основі критеріїв механіки руйнування свідчить, що на даний час методи оцінки працездатності пошкоджених трубопроводів базуються на гранично-рівноважному стані труби із дефектами різних типів [18, 19]. Такий підхід дає змогу оцінювати момент катастрофічного руйнування труби, не розглядаючи при цьому стадії руйнування, які передують досягненню граничного стану.

Водночас слід мати на увазі, що корозійно-втомне руйнування конструкційних сталей, яке є домінуючим для ГНП, трактується як багатостадійний процес [47]. Зазвичай його поділяють на два періоди: період зародження тріщини ( $N_3$ ) і період поширення утвореної тріщини до руйнування ( $N_n$ ). Вивчення цих періодів має важливе значення, оскільки кожен з них має свій вплив на довговічність труб взагалом.

Однак ці питання вивчені ще недостатньо. Особливо це стосується періоду зародження тріщини. У зв'язку з цим дослідження впливу тривалої експлуатації ГНП на періоди зародження та поширення корозійно-втомних тріщин трубних сталей є актуальним науково-прикладним завданням.

#### 4.1 Вивчення мікромеханізму зародження втомних тріщин трубних сталей

Методичні аспекти таких досліджень сталей загального машинобудування викладені в окремих роботах [47, 52]. Однак природа зародження втомних тріщин у трубопроводах почала вивчатись тільки в останні роки. При цьому в цих роботах розпочалися спочатку дослідження елементів конструкцій теплоелектростанцій [100, 101]. Вплив експлуатаційної деградації на період зародження втомних тріщин в сталі 17Г1С, яка широко використовується в газопроводах, вперше вивчався в роботі [102], а потім - [103] для сталі 20.

Сумісний аналіз даних [102, 103] дав нам можливість встановити три стадії процесу руйнування трубних сталей: 1) зародження поверхневих тріщин, 2) їх ріст і злиття, 3) утворення макротріщини. Період зародження тріщини включає в себе дві перші стадії. За кінцею стадією зародження тріщини приймається момент, коли вона досягне розміру  $100 \pm 10$  мкм [104].

Однак вплив деградації на періоди зародження та поширення втомних тріщин трубних сталей з урахуванням різних експлуатаційних чинників потребує подальшого вивчення.

Тому була поставлена задача провести дослідження впливу експлуатаційної деградації на періоди зародження та поширення втомних тріщин трубних сталей за різних робочих середовищах, напрямком вирізання зразків, рівнях навантажень, значень рН і температур.

Експерименти виконані на сталях магістральних газопроводів вітчизняного (17Г1С) та імпортного (X52) виробництва. Зразки вирізали з труб резервного запасу та експлуатованих впродовж 30 і 40 років (таблиця 4.1).

Випробування на звичайну втому виконували на машинах ИМА-5 з використанням як гладких зразків ( $d = 5$  мм,  $l_p = 30$  мм), так і зразків з кільцевою тріщиною вказаних вище розмірів. Кільцеві тріщини створювали за методикою [47]. Поряд з цим проводили також циклічне тренування зразків згином за частоти  $f = 0,15$  Гц і синусоїдальної форми циклу з коефіцієнтом асиметрії  $R = 0$ .

Таблиця 4.1 - Геометричні характеристики труб і терміни їх експлуатації

Сталь	Ділянка трубопроводу	Діаметр D, мм	Товщина стінки t, мм	Термін експлуатації τ, роки
17Г1С	Запасна труба	1020	10	-
	Пасічна - Долина	529	7	40
Х52	Італійські трубопроводи	408	12	-
		275	12	30

Корозійними середовищами слугували дистильована вода, 3%-ний водний розчин  $NaCl$  і модельний розчин водного конденсату (МРВК), який за складом відповідає конденсату всередині труби (мг/л):  $14440 Na^+$ ;  $25400 Cl^-$ ;  $600 Ca^{2+}$ ;  $22 HCO_3^-$ ;  $129 K^+$ ;  $2,5 Li^+$ ;  $5 SO_4^{2-}$ ;  $518 Mg^{2+}$ ;  $140 Ba^{2+}$ ;  $5 NO_3^-$ ;  $389 Sr^{2+}$ ;  $3,6 F^-$ ;  $0,25 Fe^{2+}$ ;  $100 Br^-$ ;  $0,5 Mn^{2+}$ ;  $21 I^-$ ;  $1 Al^{3+}$ ;  $5 PO_4^{3-}$ ;  $52 NH_4^+$ ;  $18 SiO_2^{2-}$  (лужність – 455). Різні значення pH одержували додаванням до 3%-ного водного розчину  $NaCl$ ,  $HCl$  або  $NaOH$ .

Процеси зародження та поширення втомних мікротріщин вивчали на полірованих поверхнях зразків. У ході проведення експерименту зразки після певного часу циклічного навантаження знімалися з випробувального обладнання та піддавалися візуальному огляду під мікроскопом “Neophot-2”. Отримані в масштабі світлин підлягали подальшому дослідженню згідно методики [52]. На фотографіях вимірювали довжини мікротріщин, відстань між ними та кількість мікротріщин, за якими розраховували середню довжину мікротріщини

$$\bar{l} = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^k l_i,$$

- середню відстань між мікротріщинами

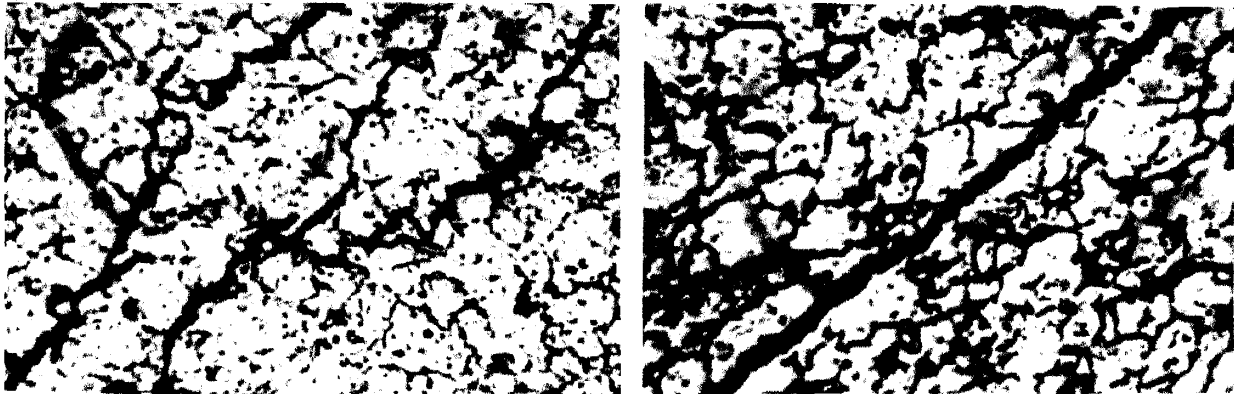
$$\bar{r} = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^k r_i,$$

- густину мікротріщин

$$q = k / F_n,$$

де  $k$  - кількість мікротріщин;  $F_n$  - досліджувана площа поверхні зразка.

Проведений аналіз свідчить, що спочатку на поверхнях зразків утворюються мікротріщини орієнтовані щодо осі зразка під кутом  $\sim 45^\circ$  (рис. 4.1а). Очевидно, що відповідальними за їх утворення є максимальні дотичні напруження. На цьому етапі характер руйнування є інтеркристалітним.



а

б

Рисунок 4.1 – Зародження поверхневих мікротріщин (а) і утворення макротріщини (б) на циклічно деформованих зразках з неексплуатованої сталі 17Г1С у ході випробувань у середовищі з рН = 6,7

У випадку утворення макротріщини (рис. 4.1б) подальше її поширення має транскристалітний характер.

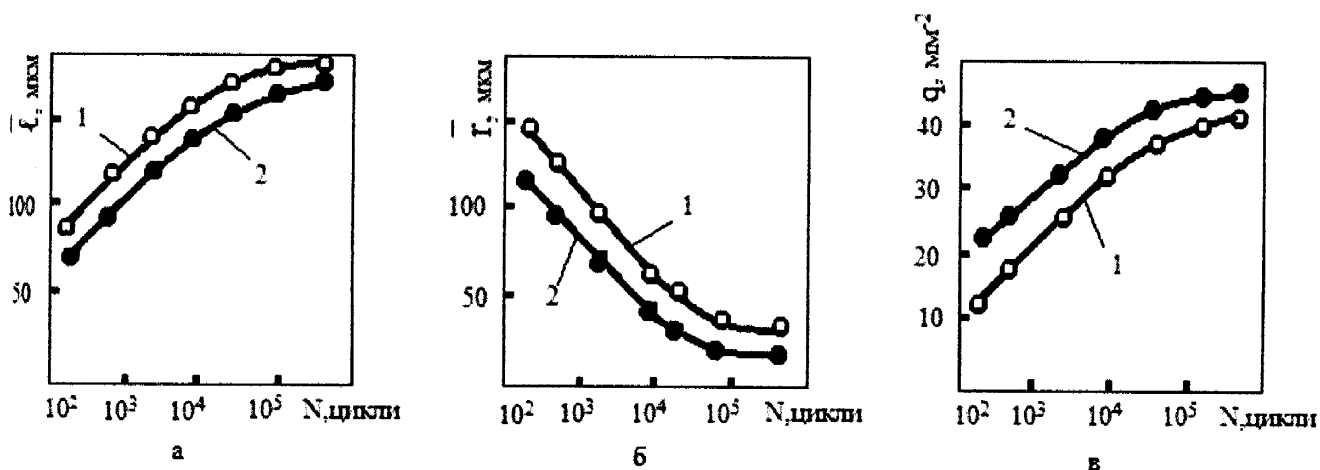
Циклічні випробування на повітрі сталі 17Г1С проводили за розмаху амплітуди 300 МПа, що забезпечувало навантаження зразків у пружній зоні як неексплуатованого, так і експлуатованого матеріалів. Зростання кількості циклів втомного навантаження призводить до збільшення середньої довжини  $\bar{l}$  і густини  $q$  мікротріщин і зменшення середньої відстані  $\bar{r}$  між ними (рис. 4.2).

В роботі [102] показано, що в межах першої стадії руйнування ці залежності мають чіткий лінійний характер. На другій стадії руйнування, коли  $N \geq 10^4$ ,



ісповільнюється зростання параметрів  $\bar{\ell}$  і  $q$  і спад параметра  $\bar{r}$ . Ці закономірності властиві сталі 17Г1С як в неексплуатованому, так і експлуатованому станах.

Однак слід зазначити, що експлуатована сталь проявила вищу чутливість до цих змін. Зокрема, відхилення характеристик  $\bar{\ell}$ ,  $q$  і  $\bar{r}$  від лінійної залежності відбувається за значно нижчих значень кількості циклів тренування  $N$ , а за однакових  $N$  величини  $\bar{\ell}$ ,  $q$  і  $\bar{r}$  для експлуатованої сталі суттєво відрізняються від аналогічних для нової сталі.



1 – зразки з нової труби запасу; 2 – зразки з експлуатованої впродовж 40 років труби

Рисунок 4.2 – Залежності середньої довжини мікротріщин (а), середньої відстані між ними (б) і густини мікротріщин (в) від кількості циклів втомного навантаження сталі 17Г1С

#### 4.2 Вплив експлуатаційної деградації та робочих середовищ на періоди зародження та поширення втомних тріщин трубних сталей

Про вплив рН середовища на кількість циклів втомного навантаження до зародження тріщини  $N_3$  в неексплуатованій і експлуатованій трубній сталі 17Г1С можна судити з даних, наведених в таблиці 4.2.

В середовищі з рН 6,7 неексплуатована та експлуатована сталі зазнають найшвидшого зародження тріщини порівняно з кислим (рН 3,5) і лужним (рН 9) середовищами. В деградованому металі процес зародження втомної тріщини пришвидшується за всіх значень рН. Однак зменшення кількості циклів  $N_3$  для

експлуатованої сталі незначне ( в межах 12...13%), а, значить, даний параметр має низьку чутливість до експлуатаційної деградації сталі.

Таблиця 4.2 - Вплив рН середовища на кількість циклів тренування до зародження втомної тріщини  $N_3$  в неексплуатованій і експлуатованій сталі 17Г1С

Сталь	Кількість циклів $N_3 \cdot 10^3$		
	рН 3,5	рН 6,7	рН9
Неексплуатована	203	131	150
Експлуатована	163	122	132

Для детальшого аналізу впливу агресивності середовища на параметри циклічної довговічності сталі 17Г1С визначали окремо число циклів  $N_n$ , необхідне для поширення тріщини до руйнування зразка з тріщиною заданої глибини (1 мм), і число циклів  $N_3$ , необхідне для утворення такої тріщини. Звичайно, що при цьому загальна кількість циклів до руйнування зразка з конструктивним концентратором буде  $N = N_3 + N_n$ .

Експерименти проводили на зразках зі сталі 17Г1С, вирізаних з труб запасу та експлуатованих впродовж 40 років труб. Амплітуда навантажень становила 350 МПа.

Як видно з таблиці 3, зі зростанням агресивності робочого середовища (лабораторне повітря – дистильована вода – МРВК – 3%-ний водний розчин  $NaCl$ ) періоди зародження і поширення тріщин як неексплуатованого, так і експлуатованого металу знижуються.

Слід відзначити, що період зародження тріщини за випробувань у 3%-ному водному розчині  $NaCl$  дещо зростає порівняно з дослідженнями у дистильованій воді та МРВК. Очевидно, це пов'язано з корозійним «роз'їданням» металу у вершині концентратора та його притупленням. Після виникнення магістральної тріщини дія 3%-ного водного розчину  $NaCl$  стає більш радикальною: значно скорочується період її поширення.

Для всіх середовищ випробувань параметри циклічної довговічності експлуатованої сталі 17Г1С є нижчими порівняно з неексплуатованою сталлю.

Таблиця 4.3 - Вплив робочих середовищ на параметри циклічної довговічності сталі 17Г1С

Сталь	Середовище	Параметри циклічної довговічності ( $\times 10^5$ )		
		$N_3$	$N_n$	$N$
Неексплуатована	Повітря	0,60	0,88	1,48
	Дистильована вода	0,55	0,75	1,30
	МРВК	0,52	0,70	1,22
	3%-ний розчин <i>NaCl</i>	0,56	0,70	1,26
Експлуатована	Повітря	0,54	0,73	1,27
	Дистильована вода	0,50	0,60	1,10
	МРВК	0,46	0,57	1,03
	3%-ний розчин <i>NaCl</i>	0,50	0,52	1,02

Однак якщо період зародження тріщини  $N_3$  зменшується тільки на 10 – 12%, то спад періоду поширення тріщини становить 17 – 20%. Що стосується періоду поширення тріщини  $N_n$  за втомного навантаження, то тут через більш жорсткі умови навантаження проявляється окрихчуюча дія середовища, яка полегшує ріст магістральної втомної тріщини.

### 4.3 Електроннофрактографічний аналіз зламів зразків підданих втомному поширенню тріщини в неексплуатованій та експлуатованій сталях 17Г1С

Результати втомних випробувань підтверджуються електронно-фрактографічним аналізом зламів зразків.

На мікроповерхнях зламів, що відповідають поширенню тріщини за циклічних випробувань на повітрі, розміщені переважно борізки з чисельними розривами (рис. 4.3а, б). Однак на зламах експлуатованої сталі ці борізки мають більш нерегулярне розміщення (рис. 4.3б), ніж на зламах неексплуатованої сталі (рис. 4.3а). Будова боріздовок свідчить про те, що ріст тріщини пов'язаний з суттєвою мікропластичною деформацією в кожному циклі тренування. Неглибокі ямки та зглажені борізки на рис. 4.3б порівняно з рис. 4.3а вказують на зниження енергоємності руйнування зразків з експлуатованих труб, ніж з труб запасу.

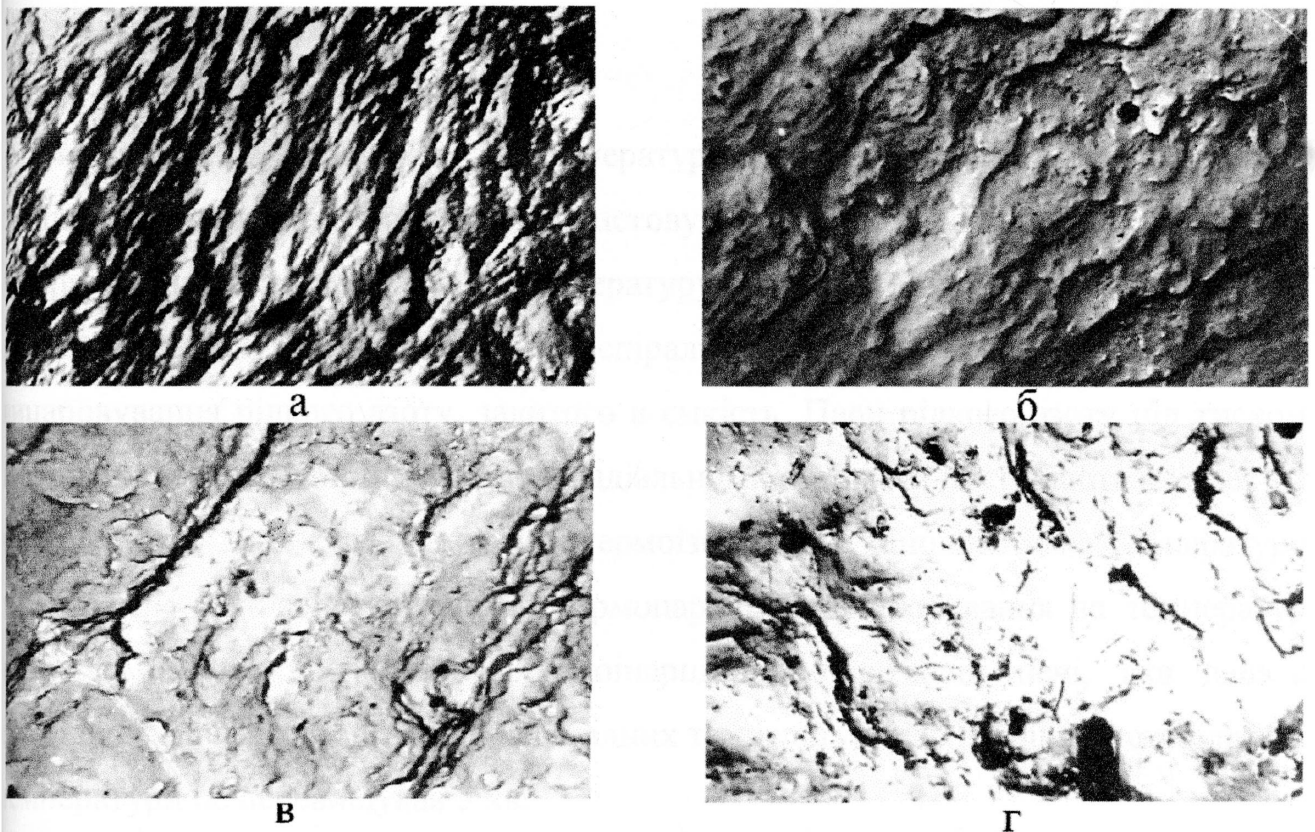


Рисунок 4.3 – Мікрофрактограми зламів зразків, які відповідають втомному поширенню тріщини в неексплуатованій (а, в) та експлуатованій (б, г) сталі 17Г1С за випробувань на повітрі (а, б) та в МРВК (в, г)

Середовище МРВК суттєво змінює мікрофрактограму зламу. Великі ділянки, які були вкриті втомними боріздками, поступаються місцем безструктурним відкольним фасеткам (рис. 4.3 в, г). Наявність фасеток обумовлена нерегулярним поширенням тріщини при значно меншій пластичній деформації. Для неексплуатованих сталей порівняно легке підростання тріщини на гладких ділянках зламів перемежовується, очевидно, з довготривалими зупинками в смугах щільного накопичення боріздчатих виступів (рис. 4.3в). Ще більш різко змінюється характер підростання тріщини в експлуатованих сталях. Тут типовими є чітко окреслені фасетки, наявність яких підкреслюється частими поперечними вивіривами (рис. 4.3г). Смуги щільного накопичення боріздчатих виступів зникають, що полегшує подальший ріст тріщини. Фасетки часто декоровані слідами корозії.

#### **4.4 Вплив температури випробувань на періоди зародження та поширення тріщин трубних сталей**

Випробування проводили за температур від  $-40$  до  $+80$  °С. Для створення температур нижче кімнатних використовували камеру холоду (рис. 4.4), яка підтримує на постійному рівні температуру до  $-100$  °С. Змінюючи напруження, прикладене до поміщеної в дюар 4 спіралі 5 можна регулювати інтенсивність випаровування рідкого азоту, залитого в ємкість. Пари рідкого азоту під тиском шлангом через латунний змійовик з радіальними отворами поступають в камеру 2 і охолоджують зразок 1. Камера 2 термоізольована пінопластом. Температуру вимірювали мідь-константановою термопарою 3. Випробування за температур вище кімнатних проводили в малоінерційній ніхромовій печі, яка давала можливість нагрівати зразки до необхідних температур. Час нагріву та стабілізації температури не перевищував 5 хв.

Результати дослідження впливу температури випробувань свідчать, що довговічність гладких зразків з пониженням температури зростає (рис. 4.5, крива

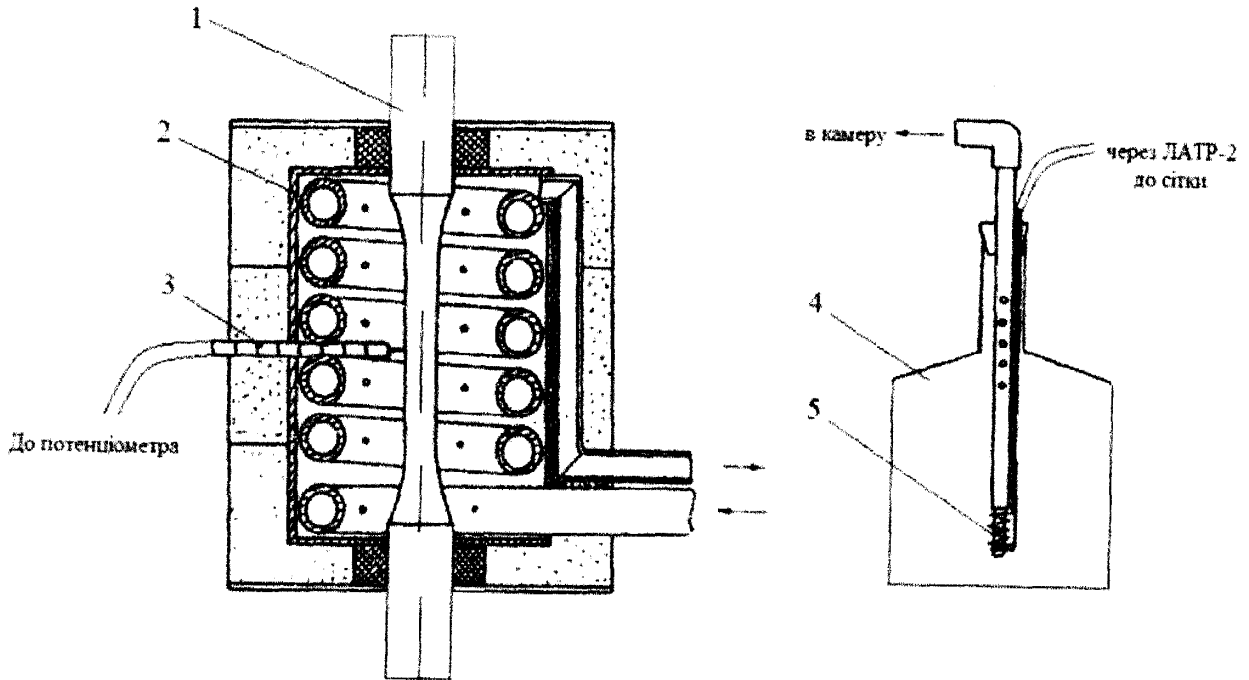


Рисунок 4.4 – Камера холоду для випробувань на втому

3, 3'), а довговічність зразків з кільцевою тріщиною (тобто тривалість періоду  $N_n$ ) падає (крива 2, 2') [104].

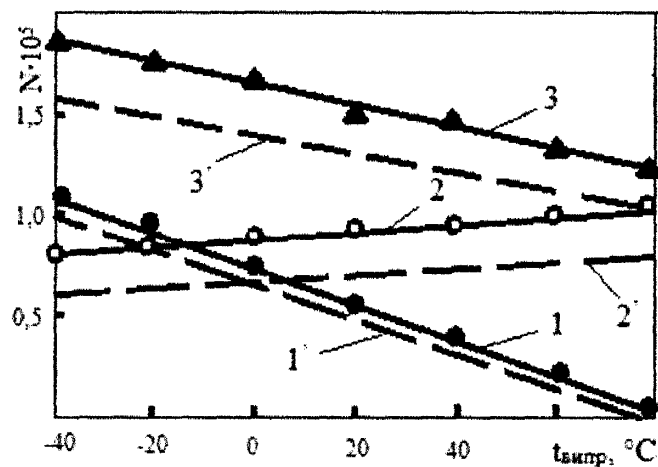


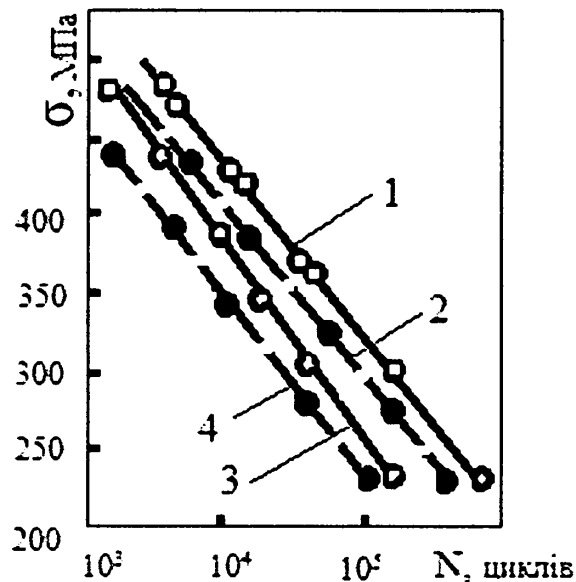
Рисунок 4.5 – Вплив температури випробувань на тривалість періодів зародження  $N_3$  (1, 1'), поширення  $N_n$  (2, 2') та загальну довговічність гладких зразків  $N$  (3, 3') за втомного навантаження неексплуатованої (1, 2, 3) та експлуатованої (1', 2', 3') сталі 17Г1С

Відомо, що з пониженням температури випробувань зростають границі міцності та плинності металів. Цим, на наш погляд, і викликано збільшення тривалості періоду зародження тріщини.

Нижче наведено результати досліджень обмеженої (на базі  $10^5$  циклів) втоми деформованої сталі X52 за кімнатної та низьких температур.

Для досліджень використовували зразки двох типів: 1 – з деформованої сталі, вирізані вздовж напрямку деформації; 2 – з деформованої сталі, вирізані перпендикулярно напрямку деформації.

Результати проведених досліджень відображені на рис. 4.6, 4.7, 4.8.

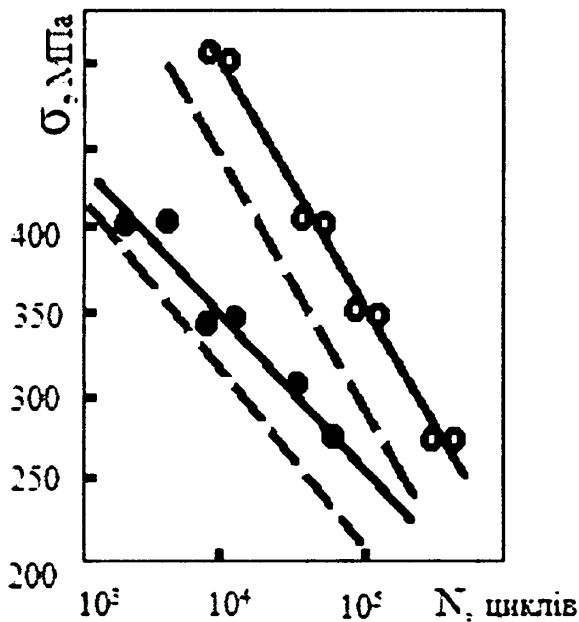


1, 2 – зразки, вирізані перпендикулярно напрямку деформації; 3, 4 – зразки, вирізані вздовж напрямку деформації; світлі символи – неексплуатована сталь X52; темні символи – експлуатована впродовж 30-ти років сталь X52

Рисунок 4.6 – Криві втоми сталі X52

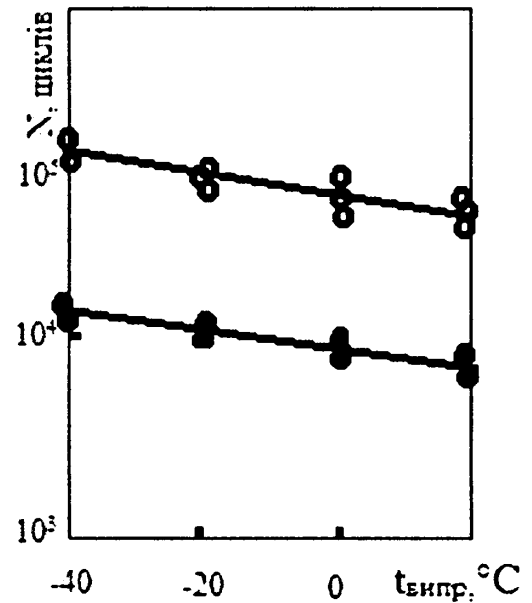
З рис. 4.6 видно, що умовна границя втоми зразків, вирізаних перпендикулярно напрямку деформацій, в середньому в 1,4 разів вища, ніж у зразків, вирізаних паралельно напрямку деформацій. Ця тенденція спостерігається як для неексплуатованої, так і експлуатованої сталі X52. Ступінь деградації сталі X52 для обох типів зразків була приблизно однакова.

Результати випробування свідчать (рис. 4.7, 4.8), що умовна границя втоми сталі X52 з пониженням температури росте, навіть за порогом холодноламкості, попри різкий спад ударної в'язкості [25].



○ - зразки, вирізані перпендикулярно напрямку деформації ● - зразки, вирізані вздовж напрямку деформації. Пунктирні криві – втоми сталі Х52 за температури +20°C

Рисунок 4.7 – Криві втоми сталі Х52 за температури – 40 °С;



○ - зразки, вирізані перпендикулярно напрямку деформації ● - зразки, вирізані вздовж напрямку деформації.

Рисунок 4.8 - Температурна залежність кількості циклів  $N$  за  $\sigma_a = 320$  МПа для сталі Х52

Якщо поділити процес руйнування на два періоди: період зародження мікротріщин в процесі мікропластичних деформацій ( $N_s$ ) і період розвитку тріщини, який призводить до повного руйнування ( $N_n$ ), то ріст умовної границі втоми з пониженням температури можна пояснити ростом тривалості періоду  $N_s$  внаслідок гальмування мікропластичних деформацій. На користь цього міркування свідчать і той факт, що з пониженням температури площа втомної тріщини з характерним матовим відтінком на поверхні зламу зразка зменшується, тобто скорочується період  $N_n$ , хоча загальна довговічність росте.

#### 4.5 Вплив добавок рідкоземельних металів на циклічну тріщиностійкість грубої сталі 17Г1С

Практика експлуатації магістральних трубопроводів показує, що термін їхньої роботи залежить від корозійної тривкості та в'язкості руйнування трубних сталей



[72, 105]. Останнім часом з'явився ряд робіт [106-110], в яких показано, що підвищити корозійні властивості трубопроводів можна шляхом мікролегування сталей рідкоземельними металами (РЗМ). Узагальнюючи ці дослідження [111], був науково обґрунтований оптимальний вміст модифікаторів для трубної сталі 17Г1С (%): церій 0,01...0,03; ітрій 0,01...0,025; барій 0,007...0,015; кальцій 0,001...0,0025; цирконій 0,02...0,04. З'явилися перші дані, що обробка сталі РЗМ сприяє покращенню механічних і в'язко-пластичних властивостей сталей [107, 109, 110].

Однак такі дослідження знаходяться в зародковому стані. Тому в нашій роботі було вивчено вплив добавок РЗМ на комплекс в'язких властивостей трубної сталі 17Г1С [112].

Легування металу здійснювали двома складами мікродомішок, які наведені в таблиці 4.4. Проводили його в лабораторних умовах, використавши метод електрошлакового переплавлення (див. розділ 2). В переплавці металу брав участь аспірант Шуляр Б.Р.

Таблиця 4.4 - Склади мікродомішок для легування сталі 17Г1С

<i>№ з/п</i>	<i>Ce</i>	<i>Y</i>	<i>Ba</i>	<i>Ca</i>	<i>Zr</i>
1	0,013	0,017	0,0011	0,0012	0,0027
2	0,033	0,032	0,025	0,0027	0,052

Перший склад мікродомішок відповідав запропонованому в роботі [11], оптимальному вмісту модифікаторів для трубної сталі 17Г1С. В другому складі вміст модифікаторів був приблизно в два рази вищим. Проводили дві виплавки сталі: спочатку А і Б, а потім В і Г (див табл. 4.5).

Кожну плавку сталі 17Г1С розливали в дві ємкості. В одну з ємкостей вводили добавки РЗМ, іншу залишали без добавок. Після цього хімічний склад сталей був таким, який представлений в табл. 4.5. Сталі, леговані РЗМ, мали нижчий вміст

шкідливих домішок сірки та фосфору, які погіршують опір сталі крихкому та корозійно-механічному руйнуванню, а також водневому розтріскуванню [72, 110].

Механічні властивості гладких зразків ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ ) визначали за розтягу. Отримані характеристики міцності та пластичності наведені в табл. 4.6.

Після обробки РЗМ спостерігається виражена тенденція до підвищення характеристик міцності та відносного видовження. Відносне звуження зростає більш помітно за відносне видовження. Останній чинник вказує на покращення здатності до місцевої пластичної деформації сталі.

Таблиця 4.5 - Хімічний склад сталей легованих рідкоземельними металами

Спосіб виплавки сталей	Плавка	Вміст елементів, %					
		C	Si	Mn	Cr	S	P
З добавкою РЗМ складу 1	А	0,17	0,43	1,23	0,13	0,019	0,021
Звичайний	Б	0,17	0,41	1,17	0,11	0,028	0,029
З добавкою РЗМ складу 2	В	0,17	0,55	1,33	0,10	0,042	0,017
Звичайний	Г	0,17	0,52	1,28	0,07	0,076	0,030

Таблиця 4.6 - Механічні властивості сталей легованих рідкоземельними металами

Спосіб виплавки сталей	Плавка	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$
		МПа		%	
З добавкою РЗМ складу 1	А	545	433	27	65
Звичайний	Б	534	427	26	61
З добавкою РЗМ складу 2	В	578	495	28	67
Звичайний	Г	557	476	26	60

Для побудови серіальних кривих холодноламкості використовували результати ударних випробувань з використанням стандартних зразків з U-подібним (радіус надрізу 1 мм, KCU) і V-подібним (радіус у вершині концентратора 0,25 мм, KCV) концентраторами напружень і V-подібних зразків з наведеними у вершині концентратора втомними тріщинами (KCT). Ударні випробування були проведені аспірантом Шуляром Б.Р.

Ним виявлено позитивний вплив мікродомішок рідкоземельних металів (РЗМ) на ударну в'язкість трубної сталі 17Г1С. Завдяки поділу ударної в'язкості на роботу зародження  $a_3$  і поширення  $a_n$  тріщини виявлено особливості в температурних залежностях  $a_n$ : за підвищених температур випробувань, які забезпечують в'язке руйнування сталі, позитивний ефект від легування РЗМ зберігається, однак за понижених температур крихкого руйнування він стає негативним: робота  $a_n$  зменшується.

Циклічна тріщиностійкість сталі характеризується кінетичною діаграмою втомного руйнування (КДВР), яка встановлює залежність швидкості росту втомної тріщини  $V=dl/dN$  від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень  $\Delta K$  у вершині тріщини. Оскільки рівень зміни властивостей сталі 17Г1С при введенні добавок РЗМ складу 1 і складу 2 був приблизно однаковий, то порівняння КДВР в подальшому будемо проводити тільки для плавок А і Б. Частота циклічного навантаження становила 1Гц, коефіцієнт асиметрії циклу навантаження –  $R=0,8$ . Випробування проводили на лабораторному повітрі та у дистильованій воді.

Про зміну опірності матеріалу втомному руйнуванню судили за пороговим значенням коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_{th}$ , циклічною в'язкістю руйнування  $K_{fc}$  і швидкістю поширення втомної тріщини на середній ділянці КДВР. Різниці у швидкостях поширення втомних тріщин та в порогових значеннях  $K_{th}$  для звичайних сталей і з домішками РЗМ не виявили і за випробувань у повітрі, і в дистильованій воді. Проте це не означає, що корозивне середовище не впливає на показник  $K_{th}$  (табл. 4.7), який знижувався для двох станів металу на  $\sim 14\%$ .

Однак виявлені деякі відмінності у впливі РЗМ на показник  $K_{fc}$ : він зростає за випроб у повітрі на  $\sim 10\%$ , а у воді – на  $\sim 15\%$ , тобто позитивний ефект від легування сильніший за дії корозивного середовища, хоч воно і знижує загалом циклічну в'язкість руйнування металу.

Судячи з характеру позитивного впливу домішок РЗМ на ріст втомної тріщини, можна прогнозувати, що збільшення довговічності труб можна очікувати лише завдяки зростанню рівня  $K_{fc}$ .

Таблиця 4.7 - Характеристики циклічної тріщиностійкості звичайної та з додатком рідкоземельних металів складу 1 сталі 17Г1С за випробувань на лабораторному повітрі та у дистильованій воді

<i>Спосіб виплавки сталей</i>	<i>Лабораторне повітря</i>		<i>Дистильована вода</i>	
	$K_{th}$	$K_{fc}$	$K_{th}$	$K_{fc}$
З добавкою РЗМ складу 1	5,48	93,1	4,78	81,3
Звичайний	5,41	84,1	4,72	70,5

#### 4.6 Висновки до розділу 4

1. Із зростанням агресивності середовища (лабораторне повітря – дистильована вода – модельний розчин водного конденсату – 3%-ний водний розчин  $NaCl$ ) періоди зародження і поширення тріщин як неексплуатованого, так і експлуатованого металу знижуються.

2. Для всіх середовищ випробувань параметри циклічної довговічності експлуатованої сталі 17Г1С є нижчими порівняно з неексплуатованою сталлю. Однак якщо період зародження тріщини зменшується тільки на 10-12%, то спад періоду поширення тріщини становить 17-20%.

3. З пониженням температури випробувань втомна довговічність гладких зразків зростає, а зразків з кільцевою тріщиною – падає. Це пов'язано зі збільшенням тривалості періоду зародження тріщини внаслідок гальмування мікропластичних деформацій.

4. Умовна границя втоми зразків, вирізаних перпендикулярно напрямку деформацій, в середньому в 1,4 разів вища, ніж у зразків, вирізаних вздовж напрямку деформацій. Ця тенденція спостерігається як для неексплуатованої, так і експлуатованої сталі X52. Ступінь деградації сталі X52 для обох типів зразків була приблизно однакова.

5. Збільшення вмісту добавок рідкоземельних металів понад оптимальний для отримання високої корозійної тривкості металу нераціонально, оскільки це практично не змінює властивостей трубної сталі 17Г1С.

6. Різниці в швидкостях поширення втомних тріщин в середніх ділянках КДВР у зразках із звичайних сталей і з добавками РЗМ виявлено не було як за випробувань у повітрі, так і в дистильованій воді.

7. Довговічність труб зі сталі 17Г1С з добавками РЗМ збільшується на стадії поширення втомної тріщини за рахунок росту  $K_{fc}$  порівняно із звичайною сталлю.

## РОЗДІЛ 5

### ПОРІВНЯЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА КОРОЗІЙНО-МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ РІЗНИХ ЗОН ВИХІДНОГО ТА РЕМОНТНОГО ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТРУБНОЇ СТАЛІ 17Г1С

Більшість магістральних газонафтопроводів (ГНП) України експлуатуються уже тривалий час, що призводить до постійного зростання їх відсотку із відпрацьованим нормативним терміном [7, 72]. Різноманітні обстеження магістральних трубопроводів (МТ) показали, що останнім часом причиною їх експлуатаційних пошкоджень все частіше стають зварні з'єднання (ЗЗ) [39-41; 113]. Це стосується, в першу чергу, багатошарових монтажних швів, які після зварювання практично не піддаються технологічним обробкам з метою зменшення залишкових напружень. За сумісної дії механічних навантажень і робочих середовищ ЗЗ мають підвишену схильність до крихкого руйнування. Цьому сприяє їх макро- і мікронеоднорідність за структурою, хімічним складом і механічними властивостями. Саме тому при будівництві МТ гостро стоїть проблема виконання зварювальних робіт з високою продуктивністю та стабільною якістю, оскільки зварювання великою мірою визначає якість магістральних ГНП та їхню експлуатаційну безпеку [5].

Механізоване зварювання застосовують у промисловості біля 55 років, однак його частка в спорудженні МТ на території СНД до цих пір залишається незначною [114]. Водночас ручне зварювання досягло високої продуктивності та якості завдяки застосуванню поточно-роздільного та поточно-групового методів [115]. Проведені наукові дослідження проблем механізації зварювальних робіт показали, що основними перешкодами для їх розширеного впровадження є дефекти ЗЗ, що виникають за різних недоліків технологічного процесу зварювання (западиння валиків швів під час виконання облицювальних проходів, підвищене розбрикування електродного металу тощо) [116]. Тому для забезпечення високої якості ЗЗ процеси механізованого зварювання потребують подальшого розвитку та вдосконалення.

Збільшення експлуатаційного ресурсу МТ безпосередньо пов'язане з подальшим підвищенням якості ЗЗ за високої продуктивності зварювання. На даний час ми маємо вже низку відчизняних розробок, які відповідають вказаним задачам [117-119]. В роботі [120] проаналізовано технологічні особливості, режими зварювання і властивості зварних з'єднань основних сучасних способів з'єднання МТ. Показано, що термін експлуатації багатьох ГНП досяг 40 років, однак до сьогоднішнього дня не зафіксовано жодної відмови щодо з'єднання.

Однак навіть найбільш якісні зварні шви в процесі довготривалої експлуатації деградують, що призводить в кінцевому підсумку до їх руйнування. Надзвичайно важливо встановити механізми руйнування зварних швів, отриманих за різними технологіями, вивчити їх спорідненість і відмінності. В цьому напрямку перші дослідження вже проводяться [39-42, 113, 121]. Особливу увагу слід звернути на вивчення надійності ще одного виду зварних швів – ремонтних. За наявності в тілі труби тріщиноподібних дефектів, ця частина її вирізається з трубопроводу. На вільне місце встановлюється котушка з вихідного матеріалу і приварюється до експлуатованого металу. Така технологія може суттєво змінити структурний стан сталі від зварного шва до основного експлуатованого матеріалу. А це, в свою чергу, призводить до змін корозійно-механічних властивостей металу в згаданому діапазоні. В той же час нам зовсім не траплялись роботи, в яких вивчалось би це питання. Тому його актуальність і своєчасність не викликає ніяких сумнівів.

З метою заповнення цієї прогалини в даній роботі була поставлена одна із задач – провести порівняльну оцінку корозійно-механічних властивостей різних зон вихідного та ремонтного зварних з'єднань сталі 17Г1С [122].

### **5.1 Аналіз зруйнованого аварією зварного шва**

В червні 2010 на газопроводі, який підпорядкований УМГ «Прикарпаттрансгаз», відбулася аварія по кільцевому зварному шву. Вигляд цього шва представлений на рис. 1.

Поверхня зламу піддавалася візуальному фрактографічному аналізу. Ніяких пластичних скосів під кутом  $45^{\circ}$  не спостерігалось. Отже, характер руйнування був повністю крихкий. Загальновідомо, що такий вид руйнування особливо чутливий до спільної дії напружено-деформованого стану конструкції та робочого середовища, а також макро- і мікронеоднорідності за структурою, хімічним складом і механічними властивостями. Це властиво, в першу чергу, кільцевим ЗЗ, оскільки вони не підлягають термічній обробці після зварювання, залишкові напруження в них не усуваються і є вогнищами зародження тріщиноподібних дефектів.

Аналіз руйнування зварного шва (ЗШ) показав, що найбільша густина мікротріщин зосереджена в навколошовній ділянці. Звідси починаються



Рисунок 5.1 – Вигляд зруйнованого аварією зварного шва

корозійні процеси. Корозійна тріщина росте вздовж і в сторону ЗЗ і, перетнувши, його переходить на протилежну за ЗШ навколошовну ділянку. Як видно з рис. 5.1 само ЗЗ по кільцю свого тіла не руйнується. Отже, відповідальними за руйнування ЗЗ є дефекти навколо шовних ділянок. На наш погляд це пов'язано із високою електрохімічною гетерогенністю ЗЗ, що призводить до активізації локальних корозійних процесів як у металі зони термічного впливу (ЗТВ), так і в металі зварного шва.

## 5.2 Мікроструктура зварних з'єднань

Дослідження проводили на ремонтних стикових ЗЗ сталі 17Г1С, виготовлених з вирізаних зразків з труби запасу і з котушки діаметром 529 мм товщиною



стілки 7 мм з трубопроводу «Угерсько-Івано-Франківськ-Чернівці», термін експлуатації якої становив 31 рік.

Аналогічні випробування проводили на стиковому ЗЗ сталі 17Г1С, вирізаному з труби запасу. Зразки зварних з'єднань виготовляли з V-подібною підготовкою кромки.

Істотне значення має врахування структурних змін, що виникають у металі під час зварювання. Мікроструктури вихідних (рис. 5.2а) і ремонтних (рис. 5.2б) зразків ЗЗ сталі 17Г1С в ЗТВ представляють собою стовпчасті кристаліти. Однак в другому випадку вони більш крупнозернисті. Це підтверджується зростанням розмірів зерен фериту (порівняти рис. 5.2в і 5.2г).

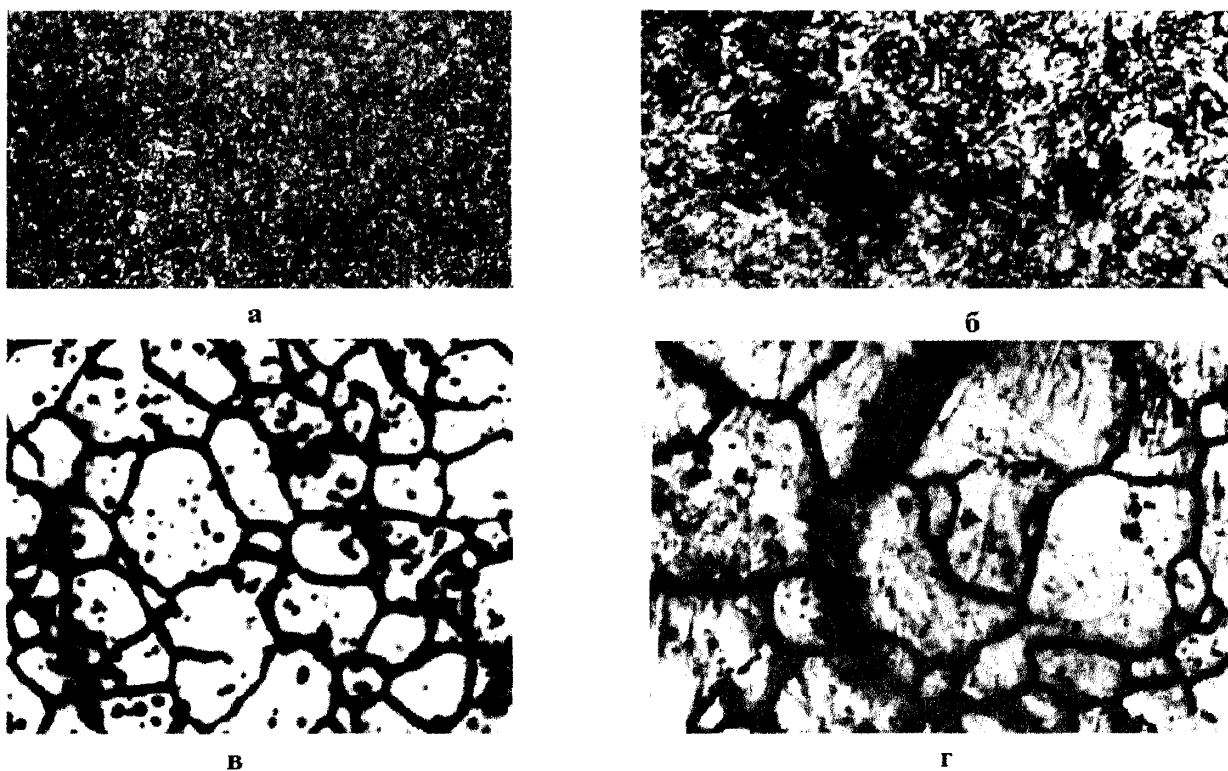


Рисунок 5.2 - Мікроструктура (а, б) і величина аустенітного зерна (в, г) вихідних (а, в) і ремонтних (б, г) зразків ЗЗ сталі 17Г1С в ЗТВ: а, б – х 200; в, г – х 600

Феритні зерна розмежовані карбідами, причому в ремонтних зразках ЗЗ розміри їх також більші, ніж у вихідних. Крупнозерниста зона має знижену корозійну стійкість і піддається сильній загальній корозії. Їй властива також підвищена чутливість до корозійного розтріскування.

Структури МШ як вихідних, так і ремонтних зразків не виявили ніякої різниці між собою. Проте на відстані біля 7 мм від ЗШ структура металу таких зразків у ЗТВ суттєво змінилася (рис.5.2).

### 5.3 Механічні властивості різних зон ЗЗ сталі 17Г1С

Механічні властивості визначали розтягом зі швидкістю деформування  $3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  на машині УМЕ-10Т циліндричних зразків діаметром робочої частини 5 мм і довжиною 25 мм. Зразок охоплював всі зони ЗЗ: зварний шов (ЗШ) у центрі завширшки 3... 4 мм, ЗТВ до 11 мм по обидва боки від ЗШ і основний метал (ОМ). У певній зоні ЗЗ на зразку виконували кільцевий концентратор глибиною 1 мм. При цьому отримували умовні характеристики міцності (межа міцності  $\sigma_b$  і межа текучості  $\sigma_{0,2}$ ) та пластичності (відносне звуження  $\psi$ ). Ударну в'язкість KCV визначали за Шарпі, а статичну тріщиностійкість – за  $J_{1c}$ .

Результати механічних випробувань вихідних і ремонтних зразків ЗЗ наведені в таблиці 5.1.

Таблиця 5.1 - Механічні властивості різних зон ЗЗ сталі 17Г1С

Зони ЗЗ	Стан зразка ЗЗ	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	НВ	$\psi$ , %	KCV, Дж/см <sup>2</sup>
МШ	Вихідний	942	753	207	51	232/192
	Ремонтний	940	755	208	48	230/190
ЗТВ	Вихідний	809	651	202	61	192/184
	Ремонтний	794	633	200	52	151/102
ОМ	Вихідний	796	653	187	62,5	274/260
	Ремонтний	785	627	183	55	203/160

Відзначимо, що для KCV у чисельнику показані середні значення результатів випробувань не менше чотирьох зразків, а в знаменнику - найменші значення.

Як і очікували (див. таблицю 5.1), всі механічні властивості МШ для вихідних і ремонтних зразків ЗЗ практично повністю співпадають між собою. В свою чергу

механічні показники ОМ ремонтного зразка 33 відповідали аналогічним параметрам деградованої протягом тридцяти одного року сталі 17Г1С. У всіх випадках випробувань твердість НВ змінювалася не суттєво. Механічні показники вихідних і ремонтних зразків 33 для ЗТВ і ОМ дуже близькі між собою в межах кожного стану зразків 33. Однак всі ремонтні зразки мали нижчі відповідні параметри, ніж вихідні зразки. Останнє свідчить, що ЗТВ, яка розміщена між МШ і ОМ експлуатованої труби, має підвищену чутливість до утворення тріщиноподібних дефектів. Це сприяє активізації локальних корозійних процесів і призводить до крихкого руйнування 33 трубопроводу.

Для оцінки пластичності різних зон 33 слугував параметр відносного звуження  $\psi$ . В роботах [7, 72, 118] показано, що це єдиний показник, який доцільно використовувати з цією метою. Для оцінки інтенсивності зміни пластичності різних зон 33 ремонтних зразків порівняно із зразками вихідними використали відношення відносного звуження ремонтних зразків  $\psi_p$  до відносного звуження вихідних зразків  $\psi_v$ , тобто  $\psi_p/\psi_v$  (рис. 5.3).

З таблиці 5.1 і рис. 5.3 видно, що показник пластичності  $\psi$  для МШ знаходиться як для вихідного, так і для ремонтного зразків 33 практично на одному рівні. Причому його величина є найменшою з усіх зон 33. Для ОМ і ЗТВ спостерігається спад механічних характеристик  $\sigma_v$  і  $\sigma_{0,2}$  зразків ремонтного стану порівняно з вихідними зразками 33. Тому очікувалось певне зростання пластичності цих зон 33 в ремонтних зразках. Однак, в супереч очікуванню, відносне звуження  $\psi$  ремонтних зразків також зазнало спаду. Тобто його поведінка була такою, яка характерна експлуатаційно деградованим трубним сталям [7, 42, 72, 113]. Найбільшого спаду величина  $\psi$  зазнала у ЗТВ. Наведені вище результати свідчать про те, що ЗТВ ремонтних зразків 33 зазнала більшого окрихчення матеріалу, ніж ця ж зона вихідних зразків.

Що ж торкається ударної в'язкості, то найбільше її значення було зафіксовано для ОМ вихідного зразка 33 – 274 Дж/см<sup>2</sup>. При цьому дані експериментальних досліджень мали дуже малий розкид. Ударна в'язкість ОМ ремонтного зразка 33

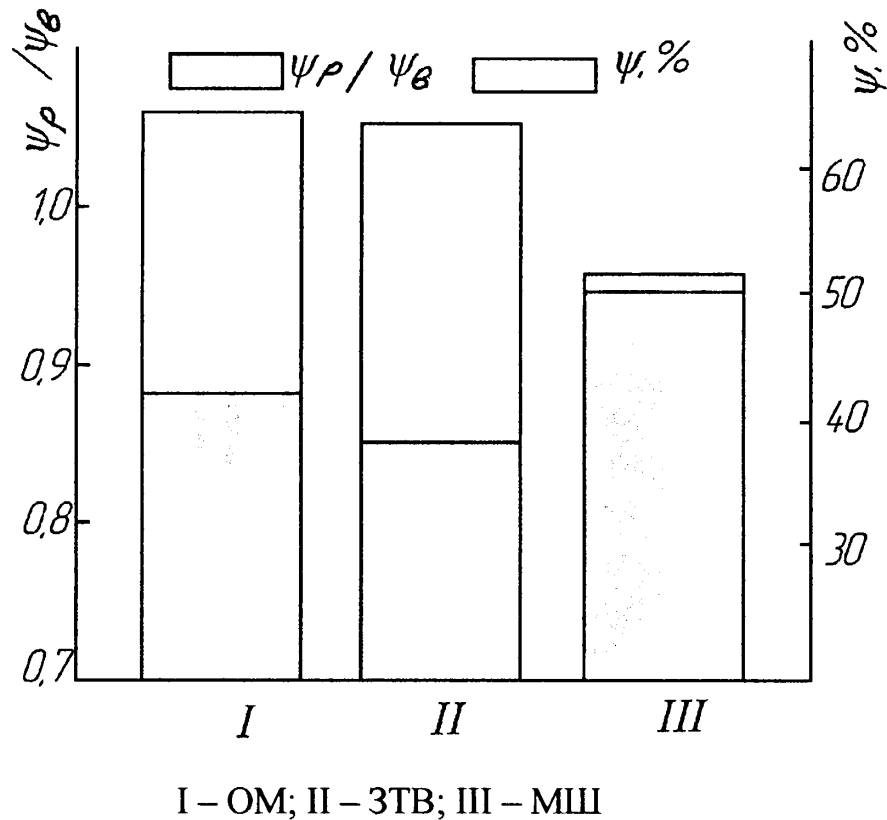


Рисунок 5.3 – Вплив стану зразків 33 на інтенсивність зміни пластичності різних зон 33 сталі 17Г1С

порівняно з попереднім випробуванням зменшилась на 26 %, зросло розсіювання експериментальних даних. Відзначимо, що випробування на ударну в'язкість обох типів зразків 33 (вихідний і ремонтний) МШ показали практично один рівень KCV. Не було також різниці в оцінці розкиду експериментальних даних.

Порівняно з МШ ударна в'язкість вихідних зразків 33 у ЗТВ спала на 17,2 %, а ремонтних зразків 33 – на 34,3 %. При чому, якщо в першому випадку дані експериментальних досліджень мали дуже малий діапазон розсіювання, то в другому він був найбільшим серед всіх проведених в даному напрямку випробувань. Отже, як у випадку оцінки пластичності, так і за випробувань на ударну в'язкість показано, що найінтенсивніше окрихчується метал ЗТВ у ремонтних зразках 33.

## 5.4 Статична тріщиностійкість зварних з'єднань

Відомо, що зміна мікроструктури сталі суттєво впливає на рівень статичної тріщиностійкості металу. Для її визначення нормативні документи України рекомендують користуватися критичним коефіцієнтом інтенсивності напружень при статичному руйнуванні в умовах максимального стиснення пластичної деформації  $K_{1C}$  [18, 19]. Однак визначити коректне значення  $K_{1C}$  для високопластичних трубних сталей за кімнатної температури випробувань не має змоги, оскільки при руйнуванні не забезпечуються умови плоско-деформованого стану. Достовірну оцінку статичної тріщиностійкості трубної сталі 17Г1С можна виконати методом J-інтеграла [14]. В цьому випадку критичне значення J-інтегралу оцінювали за моментом початку поширення тріщини  $J_{1C}$ . Результати досліджень подані на рис. 5.4.

МШ вихідних і ремонтних зразків 33 сталі 17Г1С мають найвищу статичну тріщиностійкість. Для обох станів зразків її величина практично однакова. Зміна мікроструктури сталі у ЗТВ помітно знижує величину параметра  $J_{1C}$ . Це зниження для вихідних зразків 33 становить 15 % порівняно з МШ, а для ремонтних зразків 33 – аж 40 %. Отже, як і у всіх попередніх випадках знову спостерігаємо погіршення механічних властивостей матеріалу ЗТВ у ремонтних зразках.

Вивчили також вплив робочого середовища на статичну тріщиностійкість досліджуваних зразків. Таким середовищем слугував модельний розчин водного конденсату (МРВК) [7].

Як видно з даних, наведених на рис. 5.5, спад параметра  $J_{1C}$  для МШ вихідних ремонтних зразків 33 сталі 17Г1С під впливом МРВК становить біля 20 %. Це є суттєве пониження статичної тріщиностійкості і воно пов'язано, на наш погляд, з низькою пластичністю матеріалів зразків (див. табл. 5.1).

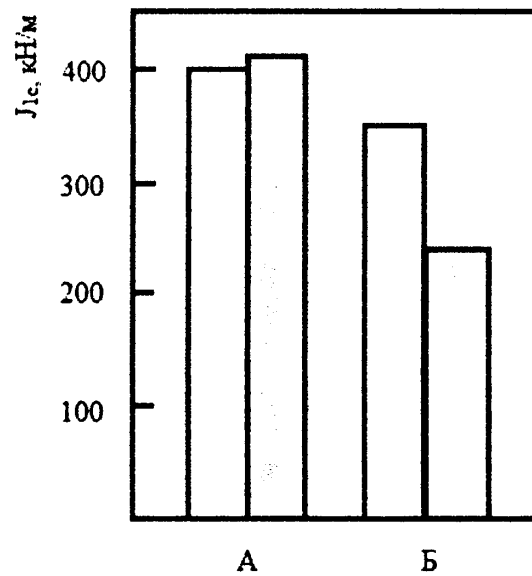
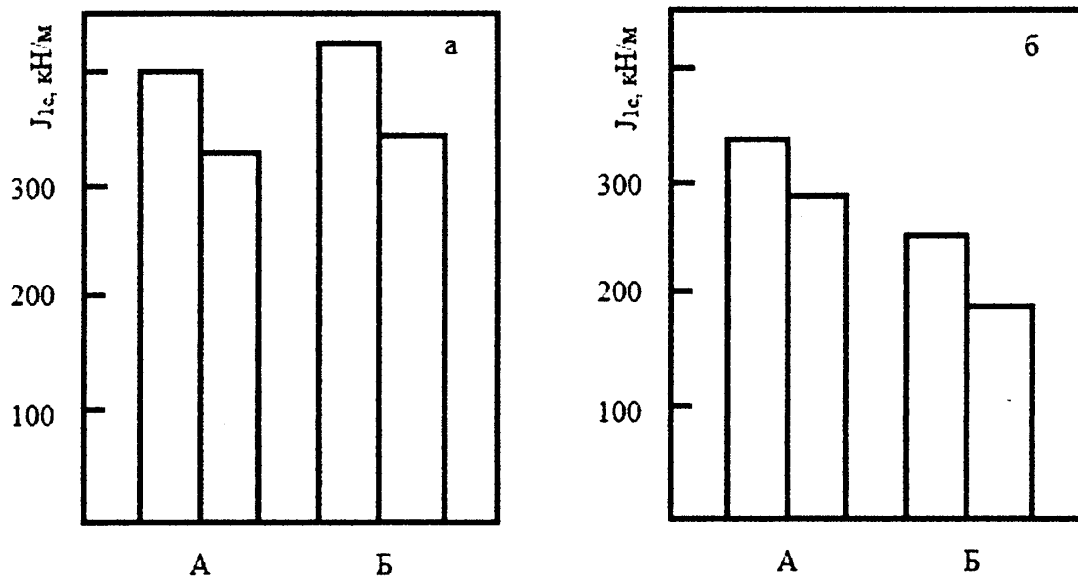


Рисунок 5.4 – Статична тріщиностійкість  $J_{1c}$  МШ (А) і ЗТВ (Б) вихідних (білі) і ремонтних (чорні стовпчики) зразків 33 сталі 17Г1С



білі стовпчики – випробування на повітрі; чорні – у МРВК

Рисунок 5.5 – Статична тріщиностійкість  $J_{1c}$  МШ (а) і ЗТВ (б) вихідних (А) і ремонтних (Б) зразків 33 сталі 17Г1С

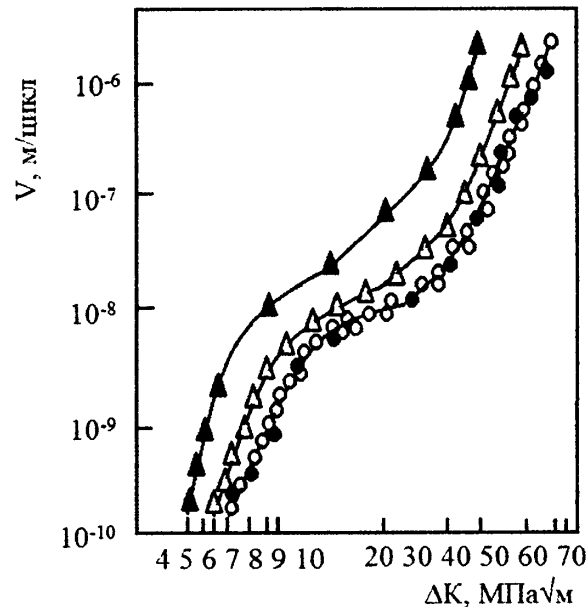
Найменший спад статичної тріщиностійкості під дією робочого середовища спостерігався у ЗТВ вихідних зразків 33 (□ 14%), а найбільший – у цій же зоні ремонтних зразків 33 (■ 24%). Отже, ЗТВ ремонтних зразків 33 є найбільш чутливою до спаду статичної тріщиностійкості під дією корозійно-активного середовища.

## 5.5 Циклічна тріщиностійкість зварних з'єднань

Якщо порівняти випробування на циклічну та статичну тріщиностійкість, то перші забезпечують більш високу локальність руйнування. Тому вони мають на сьогоднішній день дуже широке застосування [47].

Випробування проведено за умов чистого згину зразків із частотою 1 Гц, навантаження мало синусоїдальну форму циклу з коефіцієнтом асиметрії циклу  $R = 0,8$ . Результати досліджень на циклічну тріщиностійкість (ЦТ) наведено у вигляді кінетичних діаграм втомного руйнування (КДВР). Механічним показником стану вихідних і ремонтних зразків 33 сталі 17Г1С слугував пороговий коефіцієнт інтенсивності напружень  $\Delta K_{th}$ .

Результати випробувань цих зразків на ЦТ наведено на рис. 5.6.



білі символи – вихідні; чорні – ремонтні зразки 33 сталі 17Г1С

Рисунок 5.6 – КДВР для МШ (○, ●) і ЗТВ (▲, △)

Попередньо визначили значення  $\Delta K_{th}$  матеріалу труби запасу. Воно становило  $5 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ . Зварювання сприяє його підвищенню. МШ у вихідному стані має величину  $\Delta K_{th} = 6,9 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$  (рис. 5.6), незалежно від стану зразків, які підлягали випробуванням, а отримані для них КДВР повністю ідентичні. З переходом до випробувань вихідних, а потім ремонтних зразків 33 значення  $\Delta K_{th}$  відповідно

зменшується до  $6,1 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$  і  $4,6 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ . Змінюється характер КДВР: суттєво зростає швидкість росту втомної тріщини (ШРВТ) і зменшуються критичні коефіцієнти інтенсивності напружень  $\Delta K_{fc}$ . Відзначимо, що параметр  $K_{th}$  більш чутливий до структурних змін ЗТВ, ніж критична величина  $\Delta K_{fc}$ . Так, для ремонтних зразків величина  $K_{th}$  порівняно з МШ зменшилась на 33,3 %, а величина  $\Delta K_{fc}$  – на 30,1 %.

З метою вивчення впливу робочих корозійно-активних середовищ на ЦТ вихідних і ремонтних зразків 33 сталі 17Г1С провели їх порівняльні випробування на повітрі, у дистильованій воді (рН 6,7) та МРВК (рН 6,5) (рис. 5.7).

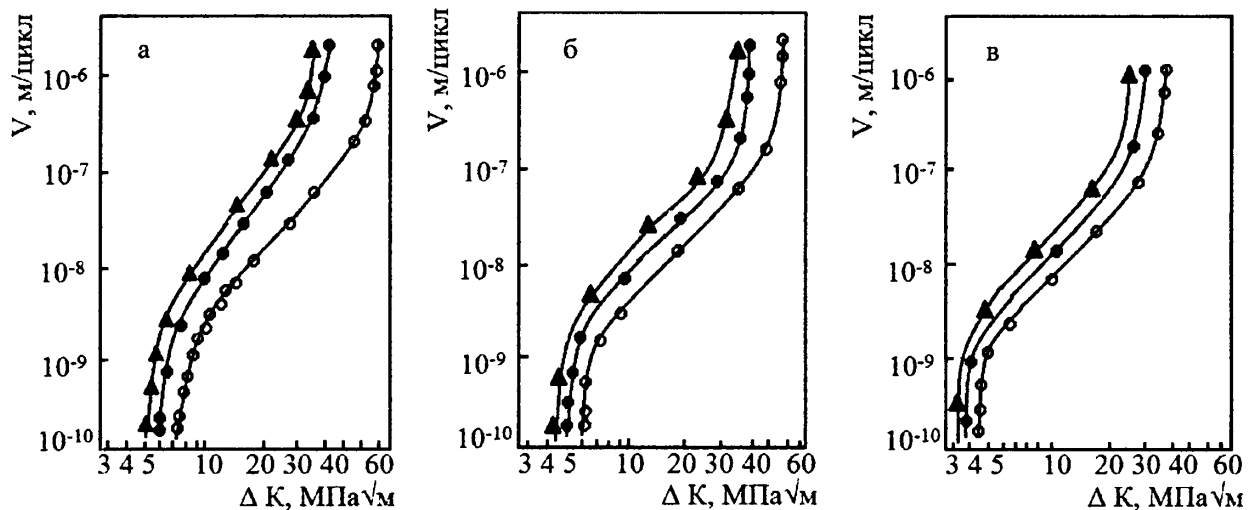


Рисунок 5.7 – КДВР для МШ (а), ЗТВ вихідних (б) і ремонтних (в) зразків 33 сталі 17Г1С; випробування на повітрі (о), у дистильованій воді (●) і МРВК (▲)

Випробування на ЦТ в різних корозійно-активних середовищах підвищувало ШРВТ порівняно з випробуваннями на повітрі. З підвищенням агресивності середовища (повітря → дистильована вода → МРВК) ЦТ зразків знижувалася. Найбільше зростання ШРВТ спостерігалось за випробувань ремонтних зразків 33 в середовищі МРВК. Порівняно з випробуваннями на повітрі вона була в 1,3 разів вища. Це свідчить про те, що МТ зазнав спаду загального залишкового ресурсу в 1,3 разів.

Отже, для ЗТВ ремонтних зразків нами встановлена низка нетипових явищ: зниження характеристик  $\sigma_b$  і  $\sigma_{0,2}$  супроводжується спадом пластичності, ударної



в'язкості та тріщиностійкості. Такий характер змін типовий для деградованого металу [113] і пов'язаний зі змінами мікроструктури сталі 17Г1С (рис. 5.2).

### 5.6 Корозійна стійкість зварних з'єднань трубної сталі 17Г1С

Для оцінки надійності ЗЗ трубопроводів необхідно провести вивчення їх корозійної стійкості [29, 123]. Стаціонарний потенціал  $E_{st}$  визначали відносно хлорид-срібного електрода. За побудованими поляризаційними кривими визначали поляризаційний опір  $R_p$  для матеріалу всіх зон ЗЗ. Отримані дані занесені в табл. 5.2.

Таблиця 5.2 - Поляризаційний опір  $R_p$  і стаціонарний потенціал  $E_{st}$  вихідного та ремонтного зразків ЗЗ сталі 17Г1С

ЗЗ	ОМ		ЗТВ		МШ		ЛС
	$R_p$ , Ом·см <sup>2</sup>	$E_{st}$ , V	$R_p$ , Ом·см <sup>2</sup>	$E_{st}$ , V	$R_p$ , Ом·см <sup>2</sup>	$E_{st}$ , V	$E_{st}$ , V
Вихідний	710	- 0,465	766	- 0,470	1048	- 0,445	- 0,435
Ремонтний	513	- 0,480	634	- 0,490	1048	- 0,445	- 0,445

З наведених в таблиці даних видно, що поляризаційний опір МШ для зразка у вихідному стані найвищий серед усіх його зон. Тому корозійна стійкість МШ буде набагато вища, ніж в двох інших зонах – ОМ і ЗТВ.

Проте, слід мати на увазі, що сам поляризаційний опір не здатний однозначно визначати корозійну стійкість зон ЗЗ [1]. За різних електродних потенціалів цих зон корозійна стійкість залежить також від їх взаємної поляризації. У корозійному середовищі різні електродні потенціали утворюють гальванопари. Винятком тут є ОМ. Його площа значно перевищує площі інших зон, завдяки чому він не поляризується. Тому поляризації підлягають МШ і ЗТВ. При цьому не виключено,

що окремо розглядувана зона з вищою корозійною стійкістю кородуватиме у гальванічній парі з іншими зонами ЗЗ інтенсивніше.

Вимірювання електродних потенціалів проводили також в ще одній зоні, яка розміщена між ЗТВ і МШ. Це так звана лінія сплаву (ЛС) площею до  $1 \text{ мм}^2$ .

Корозійна стійкість ОМ визначається тільки величиною поляризаційного опору, оскільки він не поляризується (рис. 5.8). З наведених даних видно, що у вихідних зразках найбільша різниця потенціалів зон ЗЗ становить  $0,035 \text{ V}$ ,

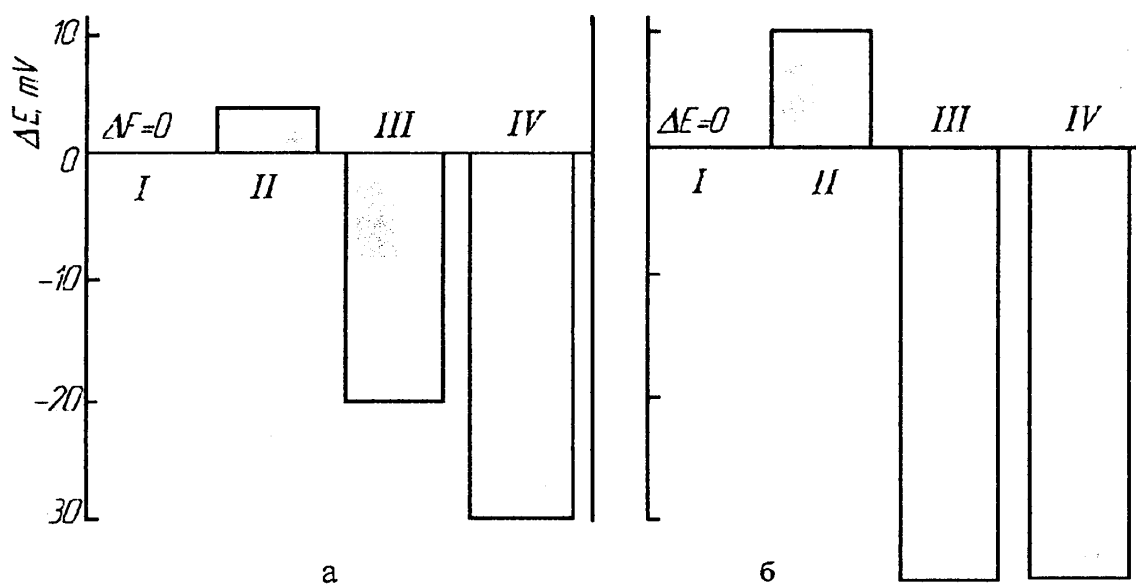


Рисунок 5.8 – Поляризація різних зон ЗЗ сталі 17Г1С у вихідних (а) і ремонтних (б) зразках: I – ОМ; II – ЗТВ; III – МШ; IV – ЛС

а у ремонтних –  $0,045 \text{ V}$ . Тому в другому випадку електрохімічна гетерогенність окремих зон ЗЗ відносно електродних потенціалів є більш суттєва. Найпозитивніші значення отримано для ЛС обох типів зразків і МШ ремонтних зразків, найвід'ємніші – для зон ЗТВ обох типів зразків. Відповідно у позитивний бік поляризуються ЗТВ обох типів зразків, а у від'ємний бік – зони МШ і ЛС цих же зразків. Анодна поляризація ЗТВ інтенсифікуватиме анодні реакції та гальмуватиме катодні, а катодна поляризація МШ і ЛС, навпаки, пришвидшуватиме на них катодні реакції і гальмуватиме анодні. МШ властивий високий рівень поляризаційного опору. Якщо врахувати ще й позитивний вплив катодної поляризації, то його корозійна стійкість зросте. Незважаючи на те, що поляризаційний опір металу ЗТВ вищий за ОМ, негативний вплив на нього анодної поляризації понизить його корозійну стійкість. Тобто, саме на ЗТВ

інтенсифікуватиметься корозія. Збільшення часу експлуатації МТ підвищує небезпеку появи вибіркової корозії ЗТВ.

### **5.7 Вплив наводнювання на механічні характеристики зварних з'єднань сталі 17Г1С**

Відомо, що катодний процес супроводжується виділенням водню [124], а це загрожує наводнюванням металу у катодно поляризованих зонах ЗЗ. Згідно отриманих результатів дослідження слід сподіватися, що найсильніше наводнювання отримає матеріал ЛС. За можливої додаткової вибіркової корозії ЗТВ наводнювання сприяє утворенню корозійних каверн в ділянці ЛС, що призводить, як правило, до водневого окрихчення сталі та зародження мікротріщин. Подальше поширення тріщин від ЛС буде залежати від того, якій із зон МШ чи ЗТВ властивий найнижчий опір крихкому руйнуванню.

Наводнювання суттєво погіршує фізико-механічні та електрохімічні властивості трубних сталей і сприяє їхній деградації. Попередня пластична деформація (ППД) підсилює чутливість трубних сталей до водневої крихкості (ВК). Це пов'язано з тим, що деформація розриває захисні плівки поверхні металу. Оголена сталь отримує можливість більш інтенсивного наводнювання. Ці питання уже вивчені в певній мірі для матеріалів і ЗЗ магістральних ГНП [7, 42, 72, 113, 121, 124]. Однак для зон ремонтних ЗЗ такі дослідження зовсім не проводилися.

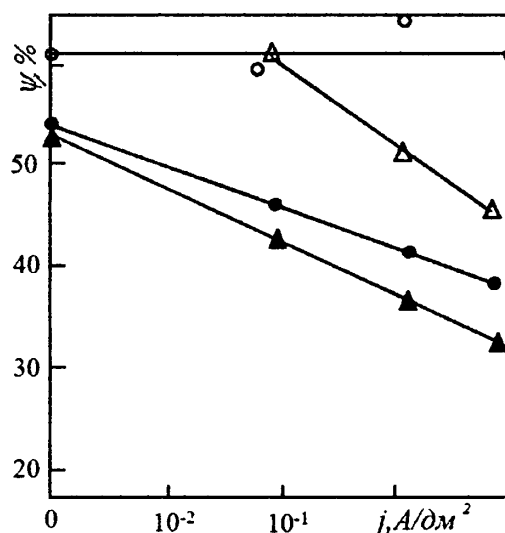
Наводнювання зразків проводилось за різної густини струму катодної поляризації в електрохімічній комірці, яка охоплювала їх робочу частину. Використовували водяні розчини  $H_2SO_4$  з різною наводнювальною здатністю: рН1 з додатком 2 г/л інгібітора корозії триполіфосфату та рН0 з додатком 2 г/л інгібітора корозії та стимулятора наводнювання – тіосечовини. Послідовність наводнювання та навантаження проводили за п'ятьма схемами, розробленими в роботі [125].

Формально визначене відносне видовження зразка виявилось малоінформативним для оцінки ВК, спричиненої множинним розтріскуванням заводнюваного зразка за пластичного деформування. Тому тільки відносне звуження слід вважати найінформативнішим показником схильності ЗЗ до ВК, яку оцінювали за коефіцієнтом  $K_{\psi} = \psi^H / \psi$ , де  $\psi^H$  і  $\psi$  – відносне звуження заводнених і ненаводнених зразків відповідно. Після металографічного аналізу профілів зламу ЗЗ встановлено, що в усіх випадках воно руйнувалося в зоні ОМ.

В роботі використані результати виконаних раніше досліджень з заводнювання ЗЗ труб запасу [125 – 127], в яких приймав участь к.т.н. Гараєвський О.С.

Проведена порівняльна оцінка впливу попереднього електролітичного заводнювання (ПЕН) на механічні властивості металу ЗТВ вихідних і ремонтних зразків ЗЗ сталі 17Г1С.

Згідно першої схеми зразки ПЕН протягом однієї години і через 5 хв. навантажували на повітрі до руйнування.



вихідні (білі) та ремонтні (чорні символи) зразки; о, ● – рН 1; Δ, ▲ – рН 0

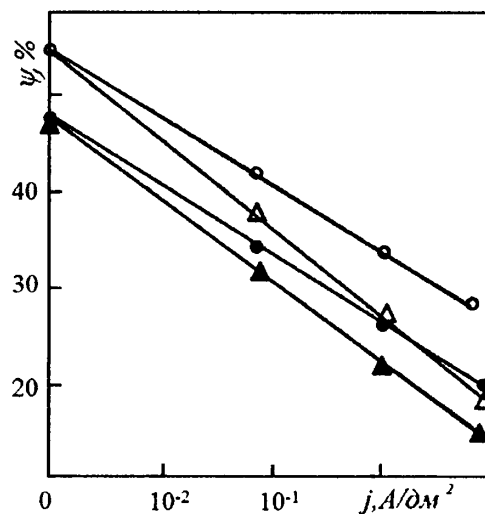
Рисунок 5.9 – Вплив ПЕН і рН середовища на  $\psi$  ЗЗ сталі 17Г1С

Вихідні зразки 33 сталі 17Г1С показали повну відсутність чутливості параметра  $\psi$  до ПЕН в розчині з рН1. За всіх значень густини струму поляризації коефіцієнт  $K_\psi = 1$  (рис. 5.9).

Коли ПЕН виконувалось в агресивнішому середовищі з рН0, то за густини струму поляризації  $> 0,1 \text{ А/дм}^2$  пластичність зазнала помітного спаду і за  $J = 10 \text{ А/дм}^2$  значення  $K_\psi = 0,74$ . Зростання густини струму поляризації для ремонтних зразків призводить до постійного спаду показника  $\psi$ . У розчині з рН1  $K_\psi$  зменшився до 0,73, а у розчині з рН0 – до 0,6.

За другою схемою зразки ПЕН одну годину і, продовжуючи наводнення, піддавали розтягу до руйнування. Додаткове наводнювання під навантаженням як вихідних, так і ремонтних зразків 33 сталі 17Г1С призводить до сильного окрихчення матеріалу (рис. 5.10).

Окрихчення металу ремонтних зразків проявило себе більш інтенсивно, ніж вихідних зразків. Так, для розчинів з рН1 і рН0 за густини поляризації  $10 \text{ А/дм}^2$  для вихідних зразків значення  $K_\psi$  становили 0,54 і 0,37. За таких же умов для ремонтних зразків величини  $K_\psi$  були відповідно 0,42 і 0,26.



вихідні (білі) та ремонтні (чорні символи) зразки;  
 о, ● – рН 1; Δ, ▲ – рН 0

Рисунок 5.10 – Вплив наводнювання під час навантаження і рН середовища на  $\psi$  33 сталі 17Г1С

З наведених вище результатів досліджень видно, що короткочасна поляризація за активного навантаження зразків дає набагато більший ефект, ніж одногоднне ПЕН. Це однозначно вказує на різні механізми абсорбування водню навантаженим і ненавантаженим металом. Під час навантаження відбувається руйнування поверхневих захисних плівок на сталі і оголений метал інтенсивніше абсорбує водень. Розчинність водню в розтягненій сталі зростає. Якщо ж сталь пластично деформована, то одночасно з дифузійним діє й дислокаційне перенесення водню. Деформована поверхня сприяє утворенню нових центрів абсорбації, що полегшує проникнення водню в метал.

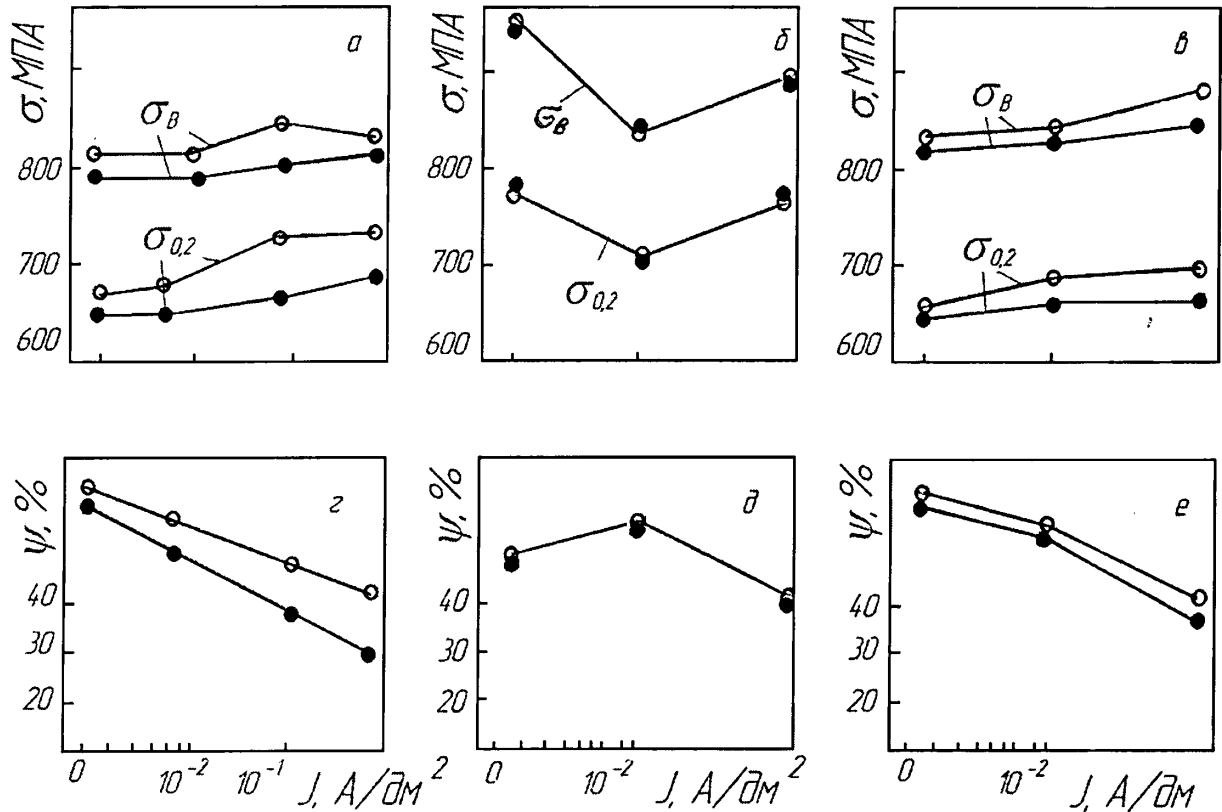
Друга схема наводнення та навантаження слугувала також при випробуваннях розтягом зразків з виточкою. Виточка сприяє утворенню концентрації напружень, що утруднює поверхневу пластичну деформацію. Тому показники міцності ЗЗ для зразків з виточкою були вищі, ніж для гладких. Вони наведені для нетто площі (рис.5.11) і можуть застосовуватися тільки для проведення порівняльних оцінок різних зон ЗЗ.

З рис. 5.11 а, г видно, що механічні характеристики ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$  і  $\psi$ ) ОМ ремонтних зразків нижчі за відповідні показники вихідних зразків. Цього і слід було сподіватися. Адже ОМ вихідних зразків – це неексплуатована трубна сталь 17Г1С, а ремонтних зразків – ця ж сталь після 31 року експлуатації. За наводнювання під час навантаження характеристики міцності  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$  з ростом густини струму повільно зростають, а пластичності – зменшуються. Оскільки  $K_\psi$  для вихідних зразків становило 0,68, а для ремонтних – 0,51, то останні мають вищу чутливість до крихкого руйнування під дією водню.

Ненаводнений метал ЗШ (рис.5.11 б, д) мав найвищі показники міцності ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) і найнижчий показник пластичності  $\psi$  серед усіх зон ЗЗ. Всі ці параметри як для вихідних зразків, так і ремонтних практично повністю співпадали між собою за їхніми величинами.

Ненаводнений матеріал ЗТВ має практично однакові значення характеристик міцності  $\sigma_b$  і  $\sigma_{0,2}$  та пластичності  $\psi$  з ОМ (рис. 5.11). Аналогічними були також тенденції до їх змін за наводнювання під навантаженням.

Аналіз результатів досліджень свідчить, що найчутливішими до окрихчення металу абсорбованим воднем є ОМ і ЗТВ (рис.5.11 г і е). Однак, якщо в першому випадку для ремонтних зразків  $K_{\psi}$  становило 0,51, то в другому – 0,67. Тобто ЗТВ ремонтних зразків менш чутлива до крихкого руйнування під дією водню, ніж зона ОМ. Це ж торкається також ЗТВ вихідних зразків, оскільки для них  $K_{\psi} = 0,64$ .



а, г – ОМ; б, д – ЗШ; в, е – ЗТВ

Рисунок 5.11 – Вплив наводнювання під час навантаження на характеристики міцності (а-в) та пластичності (г-е) різних зон ЗЗ вихідних (○) та ремонтних (●) зразків з виточками сталі 17Г1С

Суть третьої схеми наводнювання та навантаження полягає в наступному. Зразок навантажували на повітрі до певного рівня пружної чи пластичної деформації, ПЕН одну годину за такого рівня навантаження з подальшим руйнуванням на повітрі.

Зразки з виточкою наводнювали 1 год. під навантаженням за пружних деформацій ( $\sigma = 200$  і  $400$  МПа) та після пластичної деформації ( $480$  МПа).

Проведення ПЕН зразків, навантажених в області пружних деформацій, знижує пластичність металу при його руйнуванні. З підвищенням напружень ця тенденція відчутніша. Для вихідних зразків отримали  $K_{\psi} = 0,87$  і  $0,78$  відповідно при 200 і 400 МПа, а для ремонтних зразків ці показники були  $0,85$  і  $0,76$ .

При перевезеннях труб, монтажу трубопроводів, зсувів ґрунтів тощо в МТ можуть виникати напруження вище границі плинності (в нашому випадку  $\sigma = 480$  МПа). Наводнювання зразків у таких умовах підсилює ВК металу ЗЗ. Так, для вихідних зразків отримали  $\psi_{\psi} = 0,61$ , а для ремонтних –  $0,57$ .

Згідно четвертої схеми наводнювання та навантаження зразок навантажується на повітрі до певної пластичної деформації, розвантажується, наводнюється і доводиться до руйнування на повітрі. Навантаження на повітрі проводилось до напружень 480 і 520 МПа. За більш інтенсивного навантаження ефект ВК проявляється сильніше. Для вихідних зразків отримали  $K_{\psi} = 0,73$  і  $0,57$ , а для ремонтних  $K_{\psi} = 0,67$  і  $0,49$  відповідно.

Випробування за п'ятою схемою наводнювання та навантаження відбувалося спочатку за четвертою схемою, однак повторне навантаження зразка до руйнування проводилось не припиняючи наводнювання. П'ята схема випробувань проявила себе найчутливішою до ВК зразків ЗЗ сталі 17Г1С. Найінтенсивніше окрихчення отримали за напружень 520 МПа. Для вихідних зразків  $K_{\psi}$  становило  $0,30$ , а для ремонтних  $K_{\psi} = 0,23$ .

Отже, за використання всіх п'яти схем навантаження та наводнювання матеріал ЗТВ ремонтних зразків ЗЗ сталі 17Г1С проявив себе більш чутливим до ВК порівняно з матеріалом ЗТВ вихідних зразків.

## 5.8 Структурно-хімічна неоднорідність зварних з'єднань

В оцінці якості ЗЗ слід приділяти належну увагу визначенню електрохімічної гетерогенності їх поверхні, за якою легко судити про схильність ЗЗ до корозійного руйнування.



Розподіл мікротвердості та різниці електродних потенціалів для металу вихідних і ремонтних зразків 33 сталі 17Г1С проілюстрований на рис.5.12. Найбільша електрохімічна неоднорідність обох типів зразків становить приблизно 50 мВ, а зміни показника  $\Delta\phi$  в межах МШ ідентичні. В сторону від МШ до ОМ, тобто в ЗТВ, характеристика  $\Delta\phi$  для ремонтного зразка зсунута вгору по відношенню до вихідного зразка. Це свідчить про окрихчення матеріалу та підвищення його схильності до корозійного руйнування.

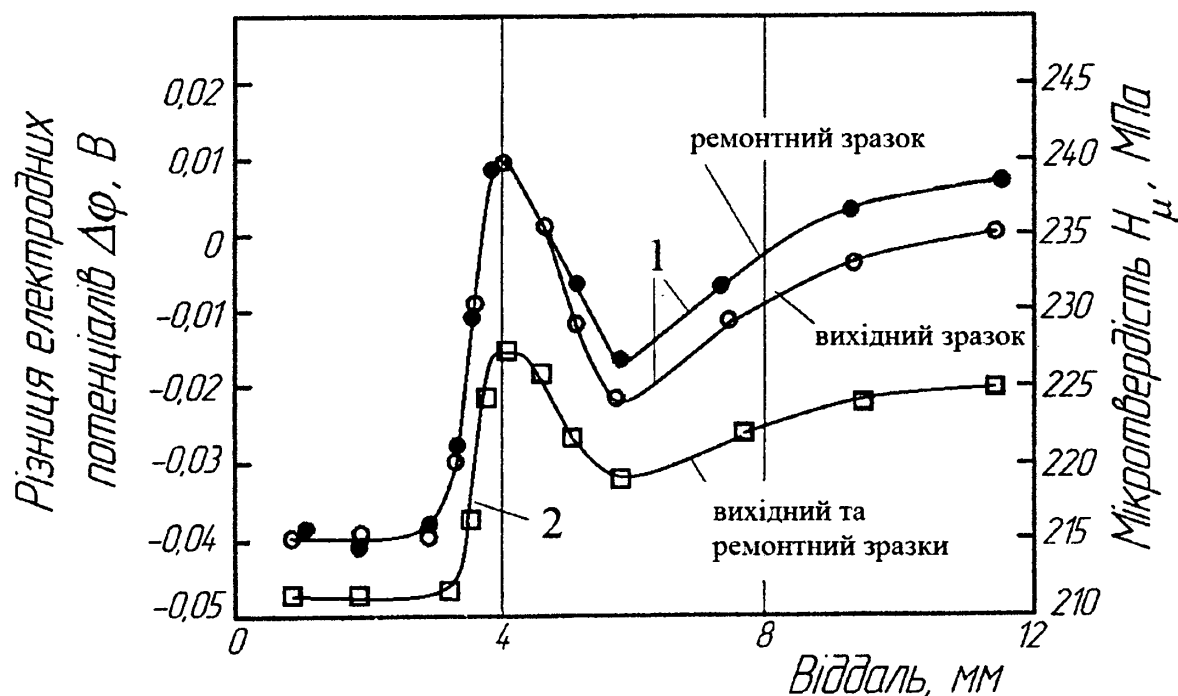


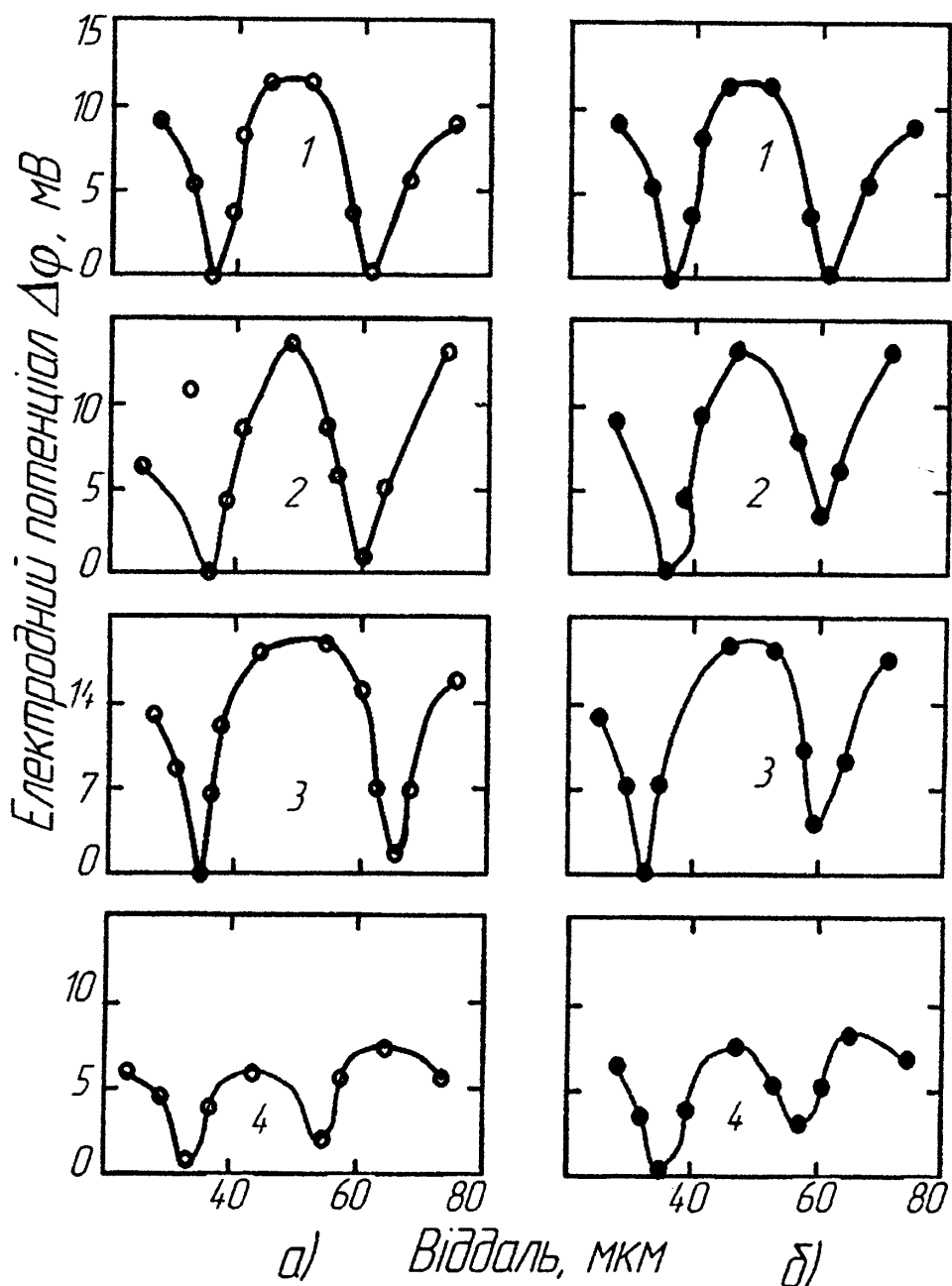
Рисунок 5.12 – Розподіл різниці електродних потенціалів (1) і мікротвердості (2) для металу вихідного та ремонтного зразків 33 сталі 17Г1С

Мікротвердість і електродні потенціали різних зон 33 залежать від структурно-хімічної неоднорідності металу і мають аналогічний характер розподілу. Однак мікротвердості всіх зон 33 мають однакові значення, тому за ними не можна прогнозувати поведінку трубних сталей в подальшій експлуатації.

Всім зонам 33 властива мікроелектрохімічна неоднорідність. Розподіл у них мікроелектродних потенціалів наведений на рис. 5.13 ЗТВ і ЛС володіли найбільшою мікроелектрохімічною гетерогенністю, а ОМ – найменшою.

### 5.9 Вплив попереднього пластичного деформування та наводнювання на тріщиностійкість зварних з'єднань магістральних трубопроводів

За одночасної дії механічних навантажень і робочих середовищ зварні з'єднання мають підвищену чутливість до крихкого руйнування. Цьому сприяє їхня макро- і мікронеоднорідність за хімічним складом, структурою та механічними властивостями.



а - вихідний зразок; б - ремонтний зразок 1 - МШ; 2 - ЛС; 3 - ЗТВ; 4 - ОМ  
Рисунок 5.13 - Розподіл мікроелектродних потенціалів у різних зонах ЗЗ

Фізико-механічні та електромеханічні властивості вихідних зварних з'єднань (зварюються дві неексплуатовані труби) до певної міри досліджені. Однак під час ремонту трубопроводів зварюється котушка труби запасу з експлуатованою трубою. Як показано вище це може змінити структурний стан у зоні термічного впливу і призвести до змін корозійно-механічних властивостей металу.

Не слід нехтувати можливістю перевантажень, які призводять до пластичної деформації матеріалу в окремих зонах трубопроводу, що також сприяє виникненню тріщин. Це вказує на важливість врахування впливу попереднього пластичного деформування (ППД) на тріщиностійкість трубних сталей. З іншого боку, потрібно рахуватись і з можливим наводнюванням матеріалу в робочих середовищах, передусім у місцях концентрації напружень, що може додатково негативно вплинути на тріщиностійкість сталі. У зв'язку з цим визначення характеристик тріщиностійкості в деформованих металах трубопроводів у взаємозв'язку з механізмами дії робочого середовища є актуальним науковим і прикладним завданням.

В роботі проведено дослідження спільного впливу ППД розтягом і наводнюванням на опір росту тріщин у зварних з'єднаннях (як вихідних, так і ремонтних трубної сталі 17Г1С. Дослідження проводили за відомою методикою [47] з використанням призматичних зразків 12 x 130 x 2 з краєвим концентратором напружень. Наводнювання проводили шляхом катодної поляризації.

Встановлено, що ППД досліджуваної сталі трубопроводів майже не впливає на короточасну тріщиностійкість за відсутністю наводнювання і підвищує опір втомного росту тріщини за низької асиметрії циклічного навантаження. Але у випадку наводненого матеріалу в робочому середовищі ППД здатне істотно підвищити швидкість росту тріщини.

Порівняльна характеристика циклічної тріщиностійкості вихідних (рис. 5.7б) і ремонтних (рис. 5.7в) зварних швів показало, що в зоні термічного впливу опір росту втомної тріщини в матеріалі ремонтних швів на 5,6% нижчий порівняно з вихідним швом.

Найбільшого зменшення конструктивної міцності наводненого матеріалу можна сподіватись в місцях концентрації напружень, раніше пластично деформованих. Тут значний градієнт напружень пришвидшує дифузію водню в зону перед руйнування, де досягається висока концентрація. ППД робить матеріал дуже чутливим до водневого розтріскування, що особливо небезпечно в умовах довготривалого статичного навантаження. З урахуванням цих чинників нами показано, що ремонтні шви після сумісного впливу і наводнювання мали на 13% вищу швидкість втомного поширення тріщини, ніж аналогічні вихідні шви.

### 5.10 Висновки до розділу 5

1. Відповідальними за руйнування зварних з'єднань є дефекти наводнюваних ділянок, звідки починаються корозійні процеси.

2. Аналіз конструкції зварних з'єднань газонафтопроводів показав на доцільність використання у дослідженнях зразків двох типів: 1 – вихідні зразки (зварне з'єднання двох неексплуатованих труб), 2 – ремонтні зразки (зварне з'єднання катушки труби запасу з експлуатованою трубою).

3. Структури МШ обох типів зразків не виявили ніякої різниці між собою. Проте в сусідній ЗТВ мікроструктура стовпчастих кристалітів, властива цьому матеріалу, для ремонтних зразків була більш крупнозернистою порівняно із вихідними зразками.

4. Виявлено аномалію у механічній поведінці матеріалу ЗТВ ремонтних зразків, яка властива деградованим сталям. Вона проявляється в зниженні твердості НВ, параметрів міцності  $\sigma_b$  і  $\sigma_{0,2}$  за одночасного зменшення відносного звуження  $\psi$ , ударної в'язкості KCV та статичної тріщиностійкості  $J_{1C}$ . ЗТВ ремонтних зразків ЗЗ є найбільш чутлива до спаду  $J_{1C}$  під дією робочого середовища (модельного розчину водного конденсату). Встановлено, що МШ у вихідному стані має  $K_{th} = 6,9$  МПа $\sqrt{м}$ . З переходом до випробувань вихідних, а потім ремонтних зразків ЗЗ значення  $\Delta K_{th}$  для ЗТВ відповідно зменшується до 6,1 МПа $\sqrt{м}$  і 4,6 МПа $\sqrt{м}$ . Змінюється характер КДВР: суттєво зростає швидкість росту

втомної тріщини і зменшуються значення  $\Delta K_{fc}$ . З підвищенням агресивності середовища циклічна тріщиностійкість зразків знижувалася. Найбільше зростання швидкості росту втомної тріщини спостерігалось за випробувань ремонтних зразків в агресивних середовищах. В той час, як механічні характеристики МШ обох типів зразків не відрізнялися, то метал ЗТВ ремонтних зразків окрихчувався найінтенсивніше.

5. Визначенням поляризаційного опору, стаціонарного потенціалу та вивченням взаємної поляризації різних зон ЗЗ сталі 17Г1С встановлено, що саме на ЗТВ ремонтного зразка найбільше інтенсифікуватиметься корозія. Збільшення часу експлуатації МТ підвищує небезпеку появи тут додаткової вибіркової корозії.

6. За використання різних схем навантаження та наводнювання дослідних зразків встановлено, що матеріал ЗТВ ремонтних зразків ЗЗ сталі 17Г1С проявив себе більш чутливим до водневого окрихчення порівняно з матеріалом ЗТВ вихідних зразків.

7. Вивченням електрохімічної гетерогенності поверхні ЗЗ показано підвищене окрихчення матеріалу ЗТВ ремонтних зразків порівняно з вихідними та зростання його схильності до корозійного руйнування.

8. Ремонтні шви після сумісного впливу ППД розтягом і наводнювання мали на 13% вищу швидкість втомного поширення тріщин за аналогічні шви з вихідного матеріалу.

## ВИСНОВКИ

У дисертації наведено обґрунтування і вирішення науково-технічної задачі, яка полягає у встановленні критеріїв корозійно-втомного руйнування сталей газонафтопроводів у взаємозв'язку з параметрами фізико-механічного стану металу та механізму впливу робочого корозійного середовища. Встановлено характеристики процесу зародження та розвитку корозійно-втомних тріщин в трубних сталей під дією експлуатаційних чинників з метою використання отриманих результатів для експертних оцінок і прогнозування ресурсу трубопроводів. Отримано наступні основні результати дисертаційної роботи:

1. Вивчено вплив таких експлуатаційних чинників як асиметрія циклу, частота навантаження, форма циклу навантаження, температура випробувань, товщина зразків, попереднього пластичного деформування, наводнювання, сумарної дії попереднього пластичного деформування та наводнювання, а також електрохімічних характеристик системи «метал – середовище» на розвиток корозійно-втомного руйнування. Встановлення достовірних параметрів, які його описують в матеріалах газонафтопроводів, повинно відбуватися в умовах, максимально наближених до експлуатаційних. Отримані в результаті цього значення характеристик циклічної тріщиностійкості дозволяють найбільш точно описувати кінетику росту втомних тріщин в матеріалах газонафтопроводів.

2. Експериментально встановлено, що метод внутрішнього тертя металів дає можливість якісно оцінювати ступінь деградації трубної сталі 17Г1С під час її експлуатації.

3. Із зростанням агресивності середовища (лабораторне повітря → дистильована вода → модельний розчин водного конденсату → 3%-ний водний розчин NaCl) періоди зародження та поширення тріщин як неексплуатованого, так і експлуатованого металу знижуються. Для всіх середовищ випробувань параметри циклічної довговічності експлуатованої сталі 17Г1С є нижчими порівняно з неексплуатованою сталлю. Однак, якщо період зародження тріщини зменшується тільки на 10...12%, то спад періоду поширення тріщини становить

17...20%. З пониженням температури випробувань втомна довговічність гладких зразків зростає, а зразків з кільцевою тріщиною – спадає. Це пов'язано зі збільшенням тривалості періоду зародження тріщини внаслідок гальмування мікропластичних деформацій. Умовна границя втоми зразків, вирізаних перпендикулярно напрямку деформацій, в 1,4 разів вища, ніж у зразків, вирізаних вздовж напрямку деформацій. Ця тенденція спостерігається як для неексплуатованої, так і для експлуатованої сталі X52. Ступінь деградації сталі X52 для обох типів зразків була однаковою.

Довговічність труб зі сталі 17Г1С з добавками рідкоземельних металів збільшується на стадії поширення втомної тріщини за рахунок росту  $K_{fc}$  порівняно із звичайною сталлю.

4. Аналіз зварних з'єднань газонафтопроводів показав на доцільність використання у дослідженнях зразків двох типів: 1 – вихідні зразки (зварне з'єднання двох неексплуатованих труб), 2 – ремонтні зразки (зварне з'єднання катушки труби запасу з експлуатованою трубою). Структури матеріалів швів обох типів зразків не виявили різниці між собою. Проте в зоні термічного впливу мікроструктура стовпчастих кристалітів для ремонтних зразків була більш крупнозернистою порівняно із вихідними зразками.

Механічна поведінка матеріалу зони термічного впливу ремонтних зразків проявляється в зниженні твердості НВ, параметрів міцності  $\sigma_b$  і  $\sigma_{0,2}$  за одночасного зменшення відносного звуження  $\psi$ , ударної в'язкості KCV та статичної тріщиностійкості  $J_{1c}$ . Циклічними випробуваннями на повітрі та в середовищі (модельний розчин водного конденсату) показано, що метал зони термічного впливу ремонтних зразків окрихчується найінтенсивніше.

Електрохімічними дослідженнями встановлено, що саме на зоні термічного впливу ремонтного зразка найбільше інтенсифікується корозія. Збільшення часу експлуатації магістральних трубопроводів підвищує небезпеку появи тут додаткової вибіркової корозії.

Показано, що матеріал зони термічного впливу ремонтних зразків зварних з'єднань сталі 17Г1С проявив себе більш чутливим до водневого окрихчення

порівняно з матеріалом зони термічного впливу вихідних зразків. Ремонтні шви після спільного впливу попередньої пластичної деформації розтягом і наводнюванням мали на 13% вищу швидкість втомного поширення тріщин за аналогічні вихідні шви.

5. Розроблені установки для оцінювання деградації трубних сталей методом внутрішнього тертя та вивчення їхньої циклічної тріщиностійкості з комп'ютеризованою вимірювальною системою, яка дозволяє контролювати процес втомного навантаження зразка і його деформації. Обидві розробки впроваджені в УМГ «Прикарпаттрансгаз».



## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Бут В.С. Стратегія розвитку технологій ремонту діючих магістральних трубопроводів /В. С. Бут, В. І. Олійник // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин [Під заг. ред. Б. Є. Патона]. – Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. – 2006. – С. 491– 496.
2. Айбиндер А. Б. Расчёт магистральных трубопроводов на прочность и устойчивость: Справочное пособие / А. Б. Айбиндер, А. Г. Камерштейн. – М.: Недра, 1982. – 343 с.
3. Анучкин М. П. Трубы для магистральных трубопроводов / М. П. Анучкин, В. Н. Горицкий, Б. И. Мирошниченко. – М.: Недра, 1986. – 231 с.
4. Бородавкин П. П. Сооружение магистральных трубопроводов/ П. П. Бородавкин, В. Л. Березин. – М.: Недра, 1977. – 407 с.
5. Мазур И. И. Безопасность трубопроводных систем / И. И. Мазур, О. М. Иванцов. – М.: Центр ЕЛИМА, 2004. – 1096 с.
6. Красовский А. Я. Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов / А. Я. Красовский, В. Н. Красико. – К.: Наукова думка, 1990. – 176 с.
7. Никифорчин Г.М. Механіка руйнування та міцність та міцність матеріалів: Довідн. Посібник /Під заг. ред. В.В. Панасюка. Т. 11: Міцність і довговічність нафтогазових трубопроводів і резервуарів / С.Г. Поляков, В.А. Черватюк і ін. / Під ред. Г.М. Никифорчина. – Львів: Сполом, 2009. –504 с.
8. Крижанівський Є. І. Корозійно-воднева деградація нафтових і газових трубопроводів та їх запобігання: науково-технічний посібник: у 3-х. т.: Основи оцінювання деградації трубопроводів / Є. І. Крижанівський, Г.М. Никифорчин. – Івано-Франківськ: Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, 2011. – 445 с.
9. Гумеров А.Г. Старение труб нефтепроводов / А.Г. Гумеров, Р.С. Зайнуллин, К.М. Ямалеев. – М.: Недра, 1995. – 222 с.

10. Ямалеев К.М. Старение металла труб в процессе эксплуатации нефтепроводов / К.М. Ямалеев. – М.: Изд. ВНИИОЭНГ, 1990. – 64 с.
11. Гумеров А.Г. Дефективность труб магистральных нефтепроводов/ А.Г.Гумеров, К.М., Ямалеев, Р.С. Гумеров, Х.А. Азметов. – М.: Недра, 1999. – 250 с.
12. Ямалеев К.М. О класификации дефектов труб с позиции діагностики магистральных нефтепроводов / К.М. Ямалеев, Р.С. Гумеров. – Зоря: ИПТЭР, 1995. – С. 55-59.
13. Шумайлов А.С. Диагностика магистральных трубопроводов/ А.С.Шумайлов, А.Г. Гумеров, О.И. Молдаванов.– М.:Недра, 1992.–С. 24-38.
14. С.Е. Ковчик. Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие в 4 т. / Под общ. ред. Панасюка В.В. Т. 3:Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения / Е.М. Морозов. – К.: Наукова думка, 1988. – 436 с.
15. Гумеров А.Г. Методика оценки работоспособности линейной части нефтепроводов на основе диагностической информации. РД 39-00147105-001-91 / А.Г. Гумеров. – Уфа, ВНИИСПТ нефть, 1992. – С. 120-125.
16. Гумеров А.Г. Трещиностойкость металла труб нефтепроводов/ А.Г.Гумеров, К.М. Ямалеев, Г.В. Журавлев, Ф.И. Бадиков. – М.: ООО «Недра-Бизнесцентр», 2001. –131 с.
17. Гареев А. Г. Особенности разрушения материалов нефтегазопроводов / А. Г. Гареев, М. А. Худяков, И. Г. Абдуллин [та інші]; под ред. А. Г. Гареева и И. Г. Абдуллина. – Уфа: Гилем, 2006. – 156 с.
18. Відомчі будівельні норми України: ВБН В.2.3-00018201.04-2000. Розрахунки на міцність діючих магістральних трубопроводів з дефектами. – К.: Держнафтогазпром, 2000. – 57 с.
19. ДСТУ-НБВ.2.3.21: 2008. Настанова визначення залишкової міцності магістральних трубопроводів з дефектами. – К.: Мінрегіонбуд України, 2008. – 68 с.

20. Долгий А. А. Опыт оценки ресурса магистральных трубопроводов, претерпевших длительные эксплуатационные воздействия [Электронный ресурс] / А. А. Долгий, А. Я. Красовский, И. А. Маковецкая, В. М. Тороп // Оценка и обоснование продления ресурса элементов конструкций: Труды Международной конференции, Киев, 6-9 июля 2000 г. – К.: ИПП НАН Украины, 2000. – т. 2. – С. 711-718. – Режим доступа до журн. : <http://www.nbu.gov.ua/articles/2003/03klinko.htm>
21. Krasowsky A. Y. Charpy testing to estimate steel degradation after 30 years of operation / A. Y. Krasowsky, A. A. Dolgiy, V. M. Torop // Proc. “Charpy Century Conference”, Poitiers. – 2001, Vol. 1. – P. 489–495.
22. Шлапак Л. С. Оцінка технічного стану газопроводів з корозійними дефектами / Л. С. Шлапак // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 1999. – № 36. – Т. 5. – С. 123–128.
23. Петрина Д. Ю. Оцінювання експлуатаційної деградації сталей магистральних нафто- і газопроводів / Д. Ю. Петрина, О. І. Звірко, М. І. Греділь // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2008. – №4(29). – С. 76–79.
24. Никифорчин Г. М. Деградація властивостей сталей магистральних газопроводів упродовж їх сорокарічної експлуатації / Г. М. Никифорчин, О. Т. Цирульник, Д. Ю. Петрина, М. І. Греділь // Проблемы прочности. – 2009. – №5. – С. 66–72.
25. Gabetta G. In-service degradation of gas trunk pipeline X52 steel / G. Gabetta, H. M. Nykyforchyn, D. Yu. Petryna, [та інші] // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – №1. – С. 88–99.
26. Никифорчин Г. М. Вплив експлуатаційної розсіяної пошкодженості на закономірності деградації властивостей конструкційних сталей / Е. Лунарска, Д. Петрина, [та інші] // Вісник Тернопільського державного технічного університету. – 2009. – Т.14. – №4. – С. 38–45.

27. Петрина Д. Ю. Експериментальна оцінка механічних властивостей сталі 17Г1С тривало експлуатованих магістральних газопроводів/ Д. Ю. Петрина// Науковий вісник ІФНТУНГ. – 2010. –№1(23). – С. 84–91.
28. Nykyforchyn H. M. The fracture peculiarities of trunk pipeline steels after their long term service / H. M. Nykyforchyn, O. T. Tsyurulnyk, D. Yu. Petryna and M. I. Hredil // Proc. of the international conference on crack paths, 14–16 September 2006, Parma, Italy. – Parma, 2006. – Paper №61.
29. Covino B. S. Detecting Internal Corrosion of Natural Gas Transmission Pipelines: Field Tests of Probes and Systems for Real-time Corrosion Measurement / B. S. Covino, Jr. S. J. Bullard, S. D. Cramer, [та інші] // Proc. of 16<sup>th</sup> Intern. Corrosion Conference, Beijing, China, Sept. 19–24, 2005. – P. 4–17.
30. Rebak R. B. Effect of Solution Composition and electrochemical Potential in Stress Corrosion Cracking of X-52 Pipeline Steel / R. B. Rebak, Z. Xia, R. Safruddin. Z. Szklarska-Smialowska // Corrosion. – 1996. – Vol. 52, No. 5. – P. 396–405.
31. Звірко О. І. Особливості корозії та корозійно-механічного руйнування тривало експлуатованих сталей магістральних нафтопроводів/ О. І. Звірко, Д. Ю. Петрина, Г. М. Никифорчин [та інші]// Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2007. – №2(23). – С. 81–86.
32. Цирульник О. Т. Воднева деградація тривало експлуатованих сталей магістральних газопроводів / О. Т. Цирульник, Г. М. Никифорчин, Д. Ю. Петрина, [та інші]// Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. –№5. – С. 97–104.
33. Цирульник О. Т. Окрихчення сталі магістрального нафтопроводу/ О. Т. Цирульник, Г. М., Никифорчин, О. І. Звірко, Д. Ю. Петрина // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – №2. – С. 125–126.
34. Петрина Д. Ю. Тріщиностійкість тривало експлуатованих трубних сталей нафтогазопроводів / Д. Ю. Петрина // Науковий вісник ІФНТУНГ . – 2010. – №2(24). – С. 64–72.

35. Петрина Д.Ю. Оцінювання експлуатаційної деградації трубопровідних сталей за ударними випробуваннями циліндричних зразків з кільцевими тріщинами / Д.Ю. Петрина, Б.Р. Шуляр, Ю.Д. Петрина // *Методи та прилади контролю якості*. – 2012. – №1(28). – С. 52–60.
36. Nykyforchyn H. M. Mechanical, corrosion – mechanical and electrochemical parameters sensitive to corrosion – hydrogen degradation of structural steels under long – termin – service conditions / H. M. Nykyforchyn // *Advances in Materials Science*. – 2007. – 7. №1 (11). – P. 176-183.
37. Петрина Д.Ю. Оцінювання експлуатаційної деградації сталей магістральних нафтогазопроводів методами електрохімічних досліджень/ Д.Ю. Петрина, Б.Р. Шуляр, О.Л. Козак, В.М. Гоголь // *Методи та прилади контролю якості*. – 2012. - №2 (29). – С. 138-145.
38. Ильин С. И. Изменение структуры и свойств трубной стали во время длительных выдержек под нагрузкой / С. И. Ильин, М. А. Смирнов, Ю. И. Пашков и др. // *Известия Челябинского научного центра*. – 2002. – Вып. 4(17). – С. 32–37.
39. Банахевич Ю. В. Діагностування напруженого стану магістральних нафтогазопроводів в околі стикових зварних з'єднань та корозійних пошкоджень розрахунково-експериментальним методом: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.15.13 “Нафтогазопроводи, бази та сховища” / Ю. В. Банахевич. – Івано-Франківськ, 2003. – 19 с.
40. Драгілев А. В. Визначення залишкових напружень і оцінка їх впливу на довговічність трубопроводів в зоні кільцевих зварних з'єднань: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.15.13 “Нафтогазопроводи, бази та сховища” / А. В. Драгілев. – Івано-Франківськ, 2006. – 18 с.
41. Іванчук О. О. Діагностування напруженого стану і оцінка запасу міцності кільцевих зварних стиків різнотовшинних труб магістральних нафтогазопроводів: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук:

- спец. 05.15.13 “Трубопровідний транспорт, нафтогазосховища” /  
О. О. Іванчук. – Івано-Франківськ, 2008. – 20 с.
42. Петрина Д. Ю. Оцінювання деградації зварних з'єднань сталі 17Г1С магістрального трубопроводу / Д. Ю. Петрина // Науковий вісник ІФНТУНГ. – 2010. – №3(25). – С. 76–85.
43. Цирульник О. Т. Деградація властивостей металу зварного з'єднання експлуатованого магістрального газопроводу / О. Т. Цирульник, В. А. Волошин, Д. Ю. Петрина, [та інші]// Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – №5. – С. 55–59.
44. Панасюк В.В. Основи механіки руйнування / В.В. Панасюк, О.Е.Андрейків, В.В. Партон. – К.: Наукова думка, 1988. – 488 с.
45. Панасюк В. В. Механіка квазіхрупкого руйнування матеріалів / В. В. Панасюк. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
46. Похмурский В. И. Коррозионная усталость металлов / В. И. Похмурский. – М.: Металлургия, 1985. – 207 с.
47. О. Н. Романив. Механика руйнування і прочність матеріалів: Справ. посібник в 4 т. / Под общ. ред. Панасюка В. В. Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. – К.: Наукова думка, 1990. – 680 с.
48. Трощенко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при малоцикловом нагружении / В.Т. Трощенко. – К.: Наукова думка, 1981. – 343 с.
49. Черепанов Г.П. Механика хрупкого руйнування / Г.П. Черепанов. – М.: Наука, 1974. – 640 с.
50. Панасюк В. В. Вплив корозійних середовищ на локальне руйнування металів біля концентраторів напружень / В. В. Панасюк, І. М. Дмитрах. – Львів: Ред.журн. фіз.-хім. механіка матеріалів, 1999. – 340 с.
51. Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures / [edit by Andrea Carpinteri]. – Elsevir, 1994, vol. 1. – 952 p.
52. Ясній П.В. Пластично деформовані матеріали: в тому і тріщиностійкість / П.В. Ясній. – Львів: Світ, 1998. – 292с.

53. ГОСТ 25.506-85. Расчёты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 62 с.
54. Панасюк В.В. Р 54-292-90 Рекомендации. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении в жидких коррозионных средах / В.В. Панасюк, О.Н. Романив, Г.Н. Никифорчин, И.Н. Дмытрах и др. – М.: ВНИИНМАШ, 1990 – 38 с.
55. РД 50-345-82. Методические указания. Расчёты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 96 с.
56. Paris P.O. A rational analytic theory of fatigue / P.O. Paris, M.P. Gomez, W.E. Anderson // *The Trend in Engineering*. – 1961. – Vol. 13, №1. – P. 9-14.
57. Miller K.J. Metal fatigue-past, current and future / K.J. Miller // *Proc. Instn. Mech. Engrs.* – London: MEP Inst. Mech. Engrs., 1991. – Vol. 205, P. 1-13.
58. Романив О. Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов / О. Н. Романив, Г. Н. Никифорчин.– М.: Металлургия, 1986.–94 с.
59. Панасюк В.В. Определение базовых диаграмм циклической коррозионной трещиностойкости сталей с учётом экстремальных электрохимических условий в трещине / В.В. Панасюк, Л. В. Ратыч, И.Н. Дмытрах // Доклады Академии Наук СССР. – 1986. – 266, №5. – С. 1128-1131.
60. Панасюк В.В. Определение циклической трещиностойкости конструкционных материалов в коррозионной среде / В.В. Панасюк, Л.В. Ратыч, И.Н. Дмытрах // Доклады Академии Наук СССР. – 1983. – 269, №1. – С. 109-112.
61. Panasyuk V.V. Determining of Mechanisms of Local Electrochemical Processes in Clarck-Like Defects Under Corrosion Fracture of Carbon Steel / V.V. Panasyuk, I.M. Dmytrakh, O.A. Yezerska // *Proc. 11<sup>th</sup> European Conference on*

- Fracture (ECF-11), Poitiers-Futuroscope (France), 3-6 Sept., 1996. – P. 1481-1486.
62. Panasyuk V.V. Brittle fracture mechanics of materials in corrosive environments / V.V. Panasyuk, I.M. Dmytrakh // Vortage zur 17. Metalltagung «Umgebungsabhängiges Bruchverhalten», Dresden, 29-31 Oct., 1990. – Dresden: Informationsgesellschaft verlag, 1991. – P.43-70.
63. Panasyuk V.V. Fatigue crack growth in corrosive environments / V.V. Panasyuk, L.V. Ratysh, I.M. Dmytrakh // Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. – 1984. – Vol. 7, №1. – P. 1-11.
64. Фокин М. Н. Методы коррозионных испытаний металлов / М. Н. Фокин, К. А. Жигалова. – М.: Metallurgiya, 1986. – 80 с.
65. ГОСТ 9454-78. Металлы. Метод испытаний на ударный изгиб при пониженной, комнатной и повышенной температурах. – М.: Изд. стандартов, 1982. – 11 с.
66. European structural integrity society. ESIS recommendations for stress corrosion testing using pre-cracked specimen: ESIS P4-92 D. – Delft: ESIS, 1992.
67. Zielinski A. Relationship between the hydrogen-related parameters and the degree of hydrogen degradation of some steels / A. Zielinski, P. Domzalicki, E. Lunarska // Proc. Of 3<sup>rd</sup> Kurt Schwabe Corrosion Symposium “Novel materials and methods for improvement of corrosion resistance”. – Zakopane, Poland. – 2000. – P. 198–203.
68. Расчёты и испытания на прочность. Методы испытаний на склонность к коррозионному растрескиванию сталей и сплавов в жидких средах: МР 185-86. – М.: ВНИИНМАШ, 1986. – 51 с. – (Метод. рекомендации Гос. комитета СССР по стандартам).
69. Практикум по электрохимии / Под ред. Б. Б. Дамаскина. – М.: Высшая школа, 1991. – 288 с.
70. Улиг Г. Г. Коррозия и борьба с ней / Г. Г. Улиг, Р. У. Ревин. – Л.: Химия, 1989. – 455 с.



71. Шрайер Л. Л. Коррозия: Справочник / Л. Л. Шрайер. – М.: Металлургия, 1981. – 632 с.
72. Крижанівський Є.І. Особливості корозійно-водневої деградації сталей нафтогазопроводів і резервуарів зберігання нафти / Є.І. Крижанівський, Г.М. Никифорчин // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – №2(47). – С. 11-20.
73. Гончарук М.І. Корозія і розгерметизація газопроводів // Нафтогазова промисловість. – 2003. - №2. С. 56-57.
74. Слободян З. В. Корозійна тривкість трубної сталі у нафто-водних середовищах / З. В. Слободян, Г. М. Никифорчин, О. І. Петрущак // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – №3. – С. 93–96.
75. Цирульник О.Т. Експлуатаційне окрихчення сталі магістрального нафтопроводу/ О.Т. Цирульник, Г.М. Никифорчин, О.І. Звірко, Д.Ю. Петрина // Фіз.-хім. Механіка матеріалів. – 2004. – №2. – С. 125-126.
76. Поляков С. Корозія внутрішньої поверхні магістральних газопроводів / С. Поляков, Л. Ниркова, А. Клименко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – спец. Випуск №5. – Т. 1. – С. 300-304.
77. Івасів В. М. Прогнозування залишкового ресурсу магістральних трубопроводів: проблеми і перспективи / В. М. Івасів, В. І. Артим, Р. О. Дейнега [та інші] // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2007. – №3. – С. 102–108.
78. Plumtree A. Waweform and frequency effects on the high temperature fatigue crack propagation rate of stainless steel / A. Plumtree, S. Schafter // Adv. Fracture Proc. 6<sup>th</sup> Int. Conf. Fracture, New Delphi, India, 4-10 Dec. 1984. – Oxford (U.K.): Pergamon Press, 1984. – Vol. 3. – p. 2249-2254.
79. Clark W. G. Influence of temperature and section size on fatigue crack growth behaviour in Ni-Mo-V alloy steel / W. G. Clark, H. E. Troul // Eng. Fract. Mech. – 1970. – 2, №2. – P. 107–123.
80. Трощенко В. Т. Исследование закономерностей усталостного и хрупкого разрушения стали 15Г2АФДпс при низких температурах / В. Т. Трощенко, В. В. Покровский // Проблемы прочности. – 1973. – №3. – С. 11–17.

81. Anotil A. A. Effect of tempering temperature on fatigue crack propagation in 4340 steel / A. A. Anctil, E. B. Kula // Effect of Environment and Complex Load Hystory on Fatigue Life. – Philadelphia (Pa): Pergamon press, 1970. – P. 297–317. – (ASTM) STP462.
82. Wei R. P. The influence of temperature on fatigue crack growth in a mild annealed Ti-6Al-4 Falloy / R. P. Wei, D. L. Ritter // J. Mater. – 1972. – 7, №2. – P. 240–250.
83. Ярема С. Я. Развитие усталостного разрушения в листовой малоуглеродистой стали при комнатной и низкой температурах / С. Я. Ярема, А. Я. Красовский, О. П. Остащ, В. А. Степаненко // Проблемы прочности. – 1977. – №3. – С. 21–26.
84. Barsom J.M. Fatigue crack propagation in high yield strength steel / J.M. Barsom, E.J. Imhof, S.T. Rolfe // Eng. Fract. Mech. – 1971. – 2. – p. 301-317.
85. Thielen P.N. Fatigue crack propagation in 4140 steel / P.N. Thielen, E.F. Morris // Met. Trans. – 1975. – A6, №11. – p. 2133-2141.
86. Jack A.R. Effects of thickness on fatigue crack initiation and growth in notched mild steel specimens / A.R. Jack, A. T. Price // Acta. Met/ - 1972. – 20, №7. –p. 857-856.
87. Ritchie R.O. Effects of thickness on fibrous fracture from a notch and fatigue crack propagation in low strength steel / R.O. Ritchie, R. E. Smith, H.F. Knott // Met. Sci. – 1975. – 9. – p. 485-492.
88. Griffith J.R. The influence of thickness on fatigue crack propagation rates in a low alloy steel weld metal above and below general yield / J.R. Griffith, C.E. Richards / Mater. Sci. and Eng. – 1973. – p. 305-310.
89. Перун И. В. Магистральные трубопроводы в горных условиях / И. В. Перун. – М.: Недра, 1987. – 175 с.
90. Шлапак Л. С. Исследование напряжённо-деформированного состояния сложных участков трубопроводов в условиях горных Карпат с целью повышения их эксплуатационной надёжности / Л. С. Шлапак // Методы и средства технической диагностики. – 1992. – С. 166–172.

91. Yarema S. Ya. Test method for determination of crack extension resistance under cyclic loading./ S. Ya. Yarema. – Lviv. Karpenko Physico-Mechanical Institute, 1994. – 79 p.
92. Козак Л. Ю. Термодинамічна складова нестійкості кристалічної ґратки / Л.Ю. Козак, О. Л. Козак // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. - №3(12). – С. 618-626.
93. Козак О.Л. Прогнозування залишкового ресурсу експлуатації нафтогазопроводів – важлива складова екологічної безпеки / О. Л. Козак // Збірник тез доповідей Міжнародної науково-практичної конференції молодих вчених і студентів «Сучасні еколого-безпечні та енергозберігаючі технології в природокористуванні», 26-28 квітня 2011 р., м. Київ: Національний університет будівництва і архітектури, 2011. – В двох частинах. Ч. 1. – С. 184-185.
94. Козак Л. Ю. Використання механіки руйнування для оцінки циклічної тріщиностійкості трубних сталей / Л. Ю. Козак, В. Г. Панчук, О. Л. Козак // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2011. -№2(39). – С. 44-48.
95. Петрина Д. Ю. Вплив експлуатаційних чинників на корозійно-втомне руйнування сталей магістральних нафтогазопроводів / Д. Ю. Петрина, О. Л. Козак // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2012. - №3(44). – С. 106-117.
96. Никифорчин Г.М. Кінетичні рівняння корозійно-втомного руйнування тонких металічних пластин / Г. М. Никифорчин, З. О. Терлецька // Доповіді НАНУ. – 1994. – №11. – С. 41-46.
97. Козак О. Л. Особливості оцінки в'язких властивостей трубної сталі 17Г1С / О. Л. Козак, Б. Р. Шуляр // Матеріали міжнародної науково-технічної конференції «Проблеми і перспективи трансформування нафти і газу», 15-18 травня 2012 р., м. Івано-Франківськ. – Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, 2012. – С. 308-310.

98. Черепин В. Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении / В.Т. Черепин. – К.: Техніка, 1968. – 280 с.
99. Петрина Д. Ю. Оцінювання деградації трубної сталі 17Г1С методом внутрішнього тертя / Д. Ю. Петрина, О. Л. Козак, Ю. Д. Петрина // Фізика і хімія твердого тіла. – 2012. – №3(13). – с. 770-772.
100. Dmytrakh I. M. On corrosion fatigue emanating from notches: stress field and electrochemistry / I. M. Dmytrakh, G. Pluvinage, G. Qilafku // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – №2. – Р. 43–53.
101. Дмитрах І. Деякі проблеми надійності та довговічності роботи елементів конструкцій ТЕС / І. Дмитрах // Машинознавство. – 2005. – №5. – с. 11–20.
102. Петрина Д. Ю. Вплив тривалої експлуатації нафтогазопроводів на умови корозійно-втомного руйнування матеріалу труб / Д. Ю. Петрина // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2010. – №1(34). – С. 20–25.
103. Грабовський Р. С. Наукові основи оцінювання безпечної роботи та довговічності нафтогазопроводів тривалої експлуатації за параметрами їх дефектності: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук: спец. 05.15.13 «Трубопровідний транспорт, нафтогазосховища» / Р.С. Грабовський. – Івано-Франківськ, 2012. – 36 с.
104. Петрина Д. Ю. Вплив експлуатаційної деградації на періоди зародження та поширення втомних тріщин трубних сталей / Д. Ю. Петрина, О. Л. Козак, Ю. Д. Петрина // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2012. – №2(43). – С. 66–74.
105. Цирульник О. Т. Вплив експлуатації сталі Х52 на корозійні процеси у модельному розчині газового конденсату / О. Т. Цирульник, З. В. Слободян, О. І. Звірко [та інші] // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – №5. – С. 29–37.
106. Макаренко В. Д. Влияние модифицирующих микродобавок на коррозионную стойкость сварных соединений из низколегированной стали / В. Д. Макаренко, В. А. Беляев, Е. Н. Галиченко и др. // Сварочное производство. – 2000. - №9. – С. 3-8.

107. Макаренко В. Д. Влияние модифицирующих микродобавок на механические и вязкопластические свойства сварных соединений нефтегазопроводов / В. Д. Макаренко, В. А. Беляев, Е. Н. Галиченко и др. // Сварочное производство. – 2001. - №5. – С. 9-14.
108. Макаренко В.Д. Влияние модифицирующих микродобавок на коррозионную стойкость сварных соединений нефтегазопроводов / В. Д. Макаренко, В. А. Беляев, Е. Н. Галиченко и др. // Сварочное производство. – 2001. - №4. – С. 13-19.
109. Чернов В. Ю. Влияние микродобавок на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений нефтепроводов / В. Ю. Чернов // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – №3(37). – С. 110–113.
110. Макаренко В. Д. Механизм водородного расслоения трубных сталей нефтегазопроводов / В. Д. Макаренко, В. А. Петровский, В. Ю. Чернов // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – №6. – С. 111–114.
111. Чернов В. Ю. Науково-прикладні основи забезпечення експлуатаційної надійності промислових трубопроводів при низьких температурах: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук: спец. 05.15.13 «Нафтогазопроводи, бази та сховища» / В. Ю. Чернов. – Івано-Франківськ, 2003. – 33с.
112. Петрина Д. Ю. Вплив легування рідкісноземельними металами на механічні властивості трубної сталі 17Г1С / Д. Ю. Петрина, О .Л. Козак, Б.Р. Шуляр [та ін.] // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – №5. –С. 21–26.
113. Петрина Д. Ю. Вплив експлуатаційної деградації матеріалів і зварних з'єднань магістральних нафтогазопроводів на їх працездатність: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук: спец. 05.15.13 «Трубопровідний транспорт, нафтогазосховища» / Д. Ю. Петрина – Івано-Франківськ, 2011. – 36 с.
114. Вышемирский Е. М. Состояние и основные направления развития сварочного производства ОАО «Газпром»/ Е. М. Вышемирский // Сварка и диагностика. – 2009. – №1. – С. 16-19.

115. Суворов А. Ф. Сварочно-монтажные работы в трубопроводном строительстве: учебное пособие для вузов / А. Ф. Суворов, Г. Г. Васильев, Ю. А. Горянков [и др.]. – М.: ЗАО Звезда, 2006. – 240 с.
116. Галкин В. А. Опыт разработки современных отечественных технологий и оборудования для механизированной сварки магистральных газопроводов / В. А. Галкин, А. Л. Латишев, Д. Г. Будревич // Сварка и диагностика. – 2011. – №2. – С. 37-43.
117. Генцик О. Б. Воспроизводимость качества сварных соединений при автоматической орбитальной сварке с управляемым каплепереносом электродного металла / О. Б. Генцик, Б. Л. Генцик, С. И. Полосков // Сварка и диагностика. – 2009. – №2. – С. 47-53.
118. Хоменко В. И. Новая высокопроизводительная технология комбинированной сварки магистральных трубопроводов большого диаметра / В. И. Хоменко, А. Я. Сударин, С. И. Кучук-Яценко // Мир сварки. – 2010. – №4. – С. 32-37.
119. Шелягин В. Д. Перспективы применения лазерной и гибридной технологий сварки сталей для повышения эксплуатационного ресурса трубопроводов / В. Д. Шелягин, Ю. Ю. Хаскин, А. Б. Бернацкий // Автоматическая сварка. – 2010. - №10. – С. 37-40.
120. Панчук В. М. Сучасні технології зварювання магістральних нафтогазопроводів / М. В. Панчук, Л. С. Шлапак, О. М. Матвієнків, О. Л. Козак // Науковий вісник ІФНТУНГ. – 2011. - №3(29). – С. 24-29.
121. Цирульник О. Т. Деградація властивостей металу зварного з'єднання експлуатованого магістрального газопроводу / О. Т. Цирульник, В. А. Волошин, Д. Ю. Петрина, [та інші]// Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – №5. – С. 55–59.
122. Петрина Д. Ю. Корозійно-механічні властивості зварних з'єднань магістральних трубопроводів / Д. Ю. Петрина, О. Л. Козак, Ю. Д. Петрина // Науковий вісник ІФНТУНГ. – 2013. - №1( ). – С.

123. Lunarska E. Monitorowanie zagrożenia korozja i nawodorowaniem instalacji przemysłowych / E. Lunarska, K. Nikiforow, J. Pyrza // Ochrona przed korozja. – 2001. – No. 12. – S. 315–322.
124. Nykyforchyn H. Effect of the long-term service of the gas pipeline on the properties of the ferrite-pearlite steel / H. Nykyforchyn, E. Lunarska, O. Tsyurulnyk, et al. // Materials and Corrosion. – 2009. – № 9. – P. 716–725.
125. Цирульник О. Т. Чутливість до водневої крихкості зварного з'єднання сталі 17Г1С магістрального газопроводу / О. Т. Цирульник, Є. І. Крижанівський, Д. Ю. Петрина, [та інші]// Фіз.-хім. механіка матеріалів – 2004. – №6. – С. 111–114.
126. Крижанівський Є. І. Вплив наводнення на корозійно-механічні властивості зварних швів газопроводів / Є. І. Крижанівський, О. С. Тараєвський, Д. Ю. Петрина // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2005. – №1(14). – С. 29–34.
127. Петрина Д. Ю. Схильність зварного з'єднання магістрального газопроводу до водневої крихкості / Д. Ю. Петрина, О. С. Тараєвський, Д. С. Вуйцік // Матеріали III Всеукраїнської науково-технічної конференції молодих учених та спеціалістів «Зварювання та суміжні технології», 25–27 травня 2005р., Київ. – К. : Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2005. – С. 110.
128. Козак О. Вплив попереднього пластичного деформування та наводнювання на тріщиностійкість зварних з'єднань магістральних трубопроводів / О. Козак // Матеріали 3-ї міжнародної науково-технічної конференції «Теорія та практика раціонального проектування, виготовлення і експлуатації машинобудівних конструкцій», 7-9 листопада 2012 р., м. Львів. – Львів: Фізико-маханічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2012 р. – С. 30-31.

## ДОДАТОК А

«Затвердже  
Проректор з наукової роботи  
Івано-Франківського національного технічного  
університету нафти і газу, докт. техн. наук,  
професор

Карнаш О. М.

2012 р.

Заступник директора з підземного  
зберігання газу з матеріально-технічного  
забезпечення ІФНТУНГ «Прикарпаттрансгаз»,  
к.т.н.

Костів В. В.

2012 р.

## АКТ

впровадження оцінювання експлуатаційної деградації сталей  
магістрального газопроводу з використанням  
методу внутрішнього тертя

Даний акт складений про те, що починаючи з 2010 року Івано-Франківським національним технічним університетом нафти і газу спільно з «Прикарпаттрансгазом» використовується оцінювання експлуатаційної деградації сталей магістрального газопроводу з використанням методу внутрішнього тертя, розробленим аспірантом Козак Ольгою Любомирівною під керівництвом д.т.н., професора Петрини Юрія Дмитровича.

Запропонований метод дає можливість проводити оцінювання експлуатаційної деградації металу трубопроводів і прогнозувати надійність їх експлуатації.

Завідувач кафедри технології  
нафтогазового машинобудування  
ІФНТУНГ, докт. техн. наук, професор

Петрина Ю.Д.

Аспірант кафедри технології  
нафтогазового машинобудування  
ІФНТУНГ

Козак О.Л.



## ДОДАТОК Б

«Затверджено»  
 Проректор з наукової роботи  
 Івано-Франківського національного технічного  
 університету нафти і газу, докт. техн. наук,  
 професор

*[Signature]*  
 Карпач О. М.

« 06 » 06 2012 р.

«Затверджено»  
 Заступник директора з науково-технічного  
 зберігання газу і матеріально-технічного  
 забезпечення УМГ «Прикарпаттрансгаз»  
 к.т.н.

*[Signature]*

« 1 » 09



## АКТ

використання наукових розробок Івано-Франківського національного  
 технічного університету нафти і газу  
 УМГ «Прикарпаттрансгаз»

Починаючи з 2009 року Івано-Франківським національним технічним університетом нафти і газу спільно з УМГ «Прикарпаттрансгаз» проводиться робота з вивчення закономірностей корозійно-втомних руйнувань сталей магістральних газопроводів за їх експлуатації в складних гірських умовах. Результати науково-технічних досліджень, одержані асистентом Козак Ольгою Любомирівною під керівництвом д.т.н., професора Петрини Юрія Дмитровича, використовуються в УМГ «Прикарпаттрансгаз» для встановлення режимів надійної та безпечної експлуатації магістральних газопроводів в гірських умовах.

Звідувач кафедри технології  
 нафтогазового машинобудування  
 ІФНТУНГ, докт. техн. наук, професор

*[Signature]*

Петрина Ю.Д.

Аспірант кафедри технології  
 нафтогазового машинобудування  
 ІФНТУНГ

*[Signature]*

Козак О.Л.

