

## ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ	4
ВСТУП	5
РОЗДІЛ 1. ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД	10
1.1. Особливості корозійно-втомних пошкоджень на крупно- тонажних хімічних і нафтопереробних підприємствах	10
1.2. Сучасні уявлення про процес деградації металів і визначення залишкового ресурсу обладнання	17
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ	34
2.1. Об'єкти досліджень	34
2.2. Характеристика корозивних середовищ	34
2.3. Методика досліджень сталей на розтяг	35
2.4. Металографічні дослідження сталей	35
2.5. Випробування сталей на ударну в'язкість	36
2.6. Інші дослідження	37
2.7. Математичне забезпечення експерименту	47
РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ ОЦАДНОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПО ТРИВАЛІЙ ЕКСПЛУАТАЦІЇ В УМОВАХ ДІЇ АГРЕСИВНОГО СЕРЕДОВИЩА	48
3.1. Дослідження сталі труб котельної установки ТЕЦ	48
3.2. Дослідження сталі труб теплообмінного обладнання ЗАТ “Линик“	53
3.3. Дослідження сталі труб системи пароутворення блоку парового риформінгу крупнотоннажного цеху синтетичного аміаку 1-Б ПРАТ «Сєверодонецьке об'єднання Азот»	70
3.4. Аналіз характеру змін механічних характеристик сталей після тривалої експлуатації	80
3.5. Висновки	98
ВИСНОВКИ	100
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	102

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

- ККД – коефіцієнт корисної дії  
КР – корозійне розтріскування  
МКК – міжкристалітна корозія  
МКР – міжкристалітне корозійне розтріскування  
 $\Delta E_{пу}$  – додатковий базис пітінгостійкості, В  
 $\Delta E_{рп}$  – додатковий базис пітінгостійкості, В  
КС – ударна в'язкість, МДж/м<sup>2</sup>  
N – кількість циклів деформації  
n – кількість дослідів  
T – температура, К  
 $\delta$  – відносна деформація зразка, %  
 $\sigma_b$  – границя міцності, МПа  
 $\sigma_t$  – границя текучості, МПа  
 $\sigma_{0,2}$  – умовна границя текучості, МПа  
 $\sigma_{-1}$  – границя втоми, МПа  
 $\sigma_{-1c}$  – границя корозійної втоми, МПа  
 $\psi$  – відносне звуження, %

## ВСТУП

Відомо, що проблема визначення залишкового ресурсу обладнання, що працює в агресивних середовищах, зокрема хімічних і нафтопереробних виробництв, набуває все більшої гостроти не лише в нашій державі, а у всьому світі. Це обумовлено зростанням вартості основних фондів виробництв, необхідністю точнішого прогнозування терміну безпечної роботи обладнання і апаратури, зростаючими вимогами до безпеки експлуатації і екології. Надійність експлуатації обладнання і апаратури, а отже, і його ресурс залежать від багатьох різних за своєю природою факторів: адекватності оцінки поточного стану металу і функціонального стану складових обладнання, ступенем захисту від корозійних та корозійно-механічних руйнувань.

За сучасними оцінками спрацювання обладнання в цілому в промисловості України складає більше ніж 52%. В окремих галузях, наприклад, нафтопереробній ця цифра перевищує 60%. Разом з цим задля забезпечення обладнання в роботоздатному стані витрати на ремонтні роботи у 6 разів перевищують витрати на освоєння нової техніки. Зрозуміло, що це обумовлює подальше старіння та спрацювання діючого обладнання і апаратури. Враховуючи зростання вартості обладнання, а часто і унікальність окремих зразків, в хімічній і нафтопереробній промисловості тенденція до подовження його ресурсу є загальносвітовою.

Тому задача оцінювання корозійно-механічного стану обладнання і апаратури і прогнозування його залишкового ресурсу є задачею актуальною як з технічної точки зору, так і з економічних міркувань.

У зв'язку з цим важливою стає задача оцінювання поточного стану металу: врахування змін механічних і електрохімічних характеристик сталей, структурних перетворень, що відбуваються з часом, рівня корозійно-механічних пошкоджень і їх характер тощо. Бажано щоб така оцінка проводилась в режимі постійного моніторингу. Задача ускладнюється тим, що

об'єкти досліджень, як правило, мають значні розміри. Внаслідок чого окремі частини такого обладнання працюють за різних температур, різних механічних навантажень і середовищах.

Внаслідок того, що до останнього часу цій проблемі не надавали належної уваги, на поточний момент відсутня нормативно-технічна база для оцінювання залишкового ресурсу об'єктів, що відпрацювали свій розрахунковий термін або наближаються до нього. Складність задачі полягає також в тому, що штучно зістарені зразки для досліджень не можуть в повній мірі відтворювати реальний стан металу, що знаходився тривалий час в експлуатації в умовах хімічних та нафтопереробних виробництв під дією цілого комплексу чинників. Отже, належні оцінки можливі тільки для сталей, що відпрацювали певний термін в умовах реальних виробництв. Складність задачі полягає також і в можливості порівнювати характеристики, бо порівнювати характеристики деградованих сталей можна тільки з усередненими показниками певних марок сталей, а не зі зразками з металу тієї ж партії, але які не були в експлуатації.

Оцінка поточного стану металу обладнання хімічної і нафтопереробної галузі, що відпрацювало значний термін і прогнозування його залишкового ресурсу може розглядатися як задача комплексна, яка охоплює як питання вибору характеристик металу, що підлягають оцінці, так і вибору методики оцінювання і способу проведення такої оцінки. Це обумовлює нагальну потребу проведення досліджень з розробки наукових підходів до оцінювання поточного стану обладнання і апаратури та розробки методів прогнозування залишкового ресурсу. В першу чергу це можливо шляхом запровадження корозійного моніторингу протягом всього періоду експлуатації.

Актуальність роботи. До найважливіших характеристик металевих конструкцій і обладнання відносяться механічні характеристики і хімічний опір корозії. В Україні в базових галузях експлуатується понад 35 млн. тон металевих конструкцій і понад 250 млн. кубічних метрів залізобетонних

конструкцій, значна частина яких близька до вичерпування свого ресурсу. Щорічні втрати металофонду в державі складають 9...10%. До 70% випадків передчасного виходу обладнання з ладу обумовлено дією агресивного середовища і корозією металу. Поки що в окремих випадках оцінювання ресурсу розв'язується шляхом експертної оцінки, або вибором певної характеристики, важливої з огляду відповідного спеціаліста з урахуванням його досвіду. Особливо гостро ця задача стоїть в хімічній, нафтопереробній галузі, а також для газотранспортної системи, де значна частина обладнання експлуатується протягом тривалого часу.

Безпека експлуатації підприємств ґрунтується на достовірній оцінці ресурсу обладнання, яка, в свою чергу, спирається на діагностування і обстеження. В умовах відсутності належної нормативної бази для оцінювання залишкового ресурсу, а також тим, що цими питаннями займаються самі підприємства, або підпорядковані їм експертно-технічні центри створюються умови для необ'єктивного оцінювання і упередженості висновків. Задача ускладнюється різноманітністю експлуатаційних умов та відносно малою серійністю, а часто і унікальністю обладнання, яке експлуатується. Це додатково обумовлює складність узагальнення висновків і побудови єдиних методик розрахунку залишкового ресурсу.

Тому актуальним стратегічним напрямком у забезпеченні безпечної експлуатації обладнання і апаратури і визначення залишкового ресурсу є комплексний підхід який ґрунтується на оцінюванні величини корозійно-механічних пошкоджень шляхом постійного моніторингу стану обладнання і адекватним вибором методу оцінювання і відповідної електрохімічної характеристики в разі наявності електропровідного середовища для такого моніторингу, змін механічних характеристик, структурних перетворень, що відбуваються з часом.

Мета і задачі дослідження. Мета роботи полягала у розробленні методичних підходів до моніторингу корозійно-механічного пошкодження

обладнання та оцінювання його технічного стану на основі механічних і електрохімічних властивостей деформованих сталей.

Для досягнення цієї мети були поставлені і вирішені такі задачі:

- проаналізувати причини і характер руйнування типового обладнання хімічної та нафтопереробної промисловості залежно від умов експлуатації;
- встановити електрохімічні і механічні характеристики, що є показниками ступеня деградації сталі після тривалої експлуатації за підвищених температур та тисків;
- розробити методичні підходи для оцінювання ступеня корозійно – механічного пошкодження сталей в середовищах електrolітів;

Об'єкт дослідження: Корозійно-механічна пошкоджуваність сталей в агресивних середовищах по тривалій експлуатації в умовах одночасної дії корозійного середовища, механічних і термічних навантажень.

## РОЗДІЛ 1

### ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

#### 1.1. Особливості корозійно-втомних пошкоджень на крупномонтажних хімічних і нафтопереробних підприємствах

Об'єктивне оцінювання залишкового ресурсу обладнання, прогноз терміну його подальшої експлуатації є питанням надзвичайно важливим з різних сторін: економіки, екології, техніки безпеки тощо. Внаслідок того, що обладнання різне за конструкцією, умовами експлуатації, доступністю для обстеження єдиної методики оцінювання його ресурсу поки що немає. Крім того необхідно врахувати, що більшість лабораторних досліджень, присвячених визначенню ресурсу і які стосуються корозійного розтріскування, міжкристалітної корозії, хоча і дещо стали жорсткішими, не можуть бути поширені на обладнання, яке відпрацювало 20 і більше років.

Поняття ресурсу обладнання і устаткування пов'язано з такою характеристикою як надійність. Надійність обладнання, що працює в корозивному середовищі забезпечується правильним вибором відповідних конструкційних матеріалів і контролем швидкості корозії при його експлуатації. В нафтопереробній і хімічній галузях виробництва надійність значною мірою залежить від корозійної активності технологічних середовищ і обумовлена процесами корозійно-втомного руйнування. Саме корозійні і корозійно-втомні пошкодження для таких виробництв у більшості випадків обумовлюють передчасне руйнування обладнання [1, 2], а отже в вирішальному ступені обумовлюють надійність роботи обладнання

Значним внеском в розвиток теорії і практики корозії і захисту від неї є роботи Г.В. Акімова, Я.М. Колотиркіна, Г.В.Карпенка, Д. Коллінза, Ю.Р. Еванса, В.І. Похмурського, Р. Акіда, Н.Д. Томашова, Г. Шпена, Р.Н. Паркінса та ін.

Вплив корозивного середовища при корозійній втомі має неоднозначний характер з огляду витривалості металів [3, 4, 5]. При досить високих рівнях напружень метали з високою корозійною тривкістю мають вищу циклічну міцність, що пояснюється охолоджуючою дією середовища. Коли ж напруження відносно незначні, а кількість циклів навпаки велика, то вплив середовища має розміцнюючий характер. Крім середовища на ресурс обладнання впливають статичні і циклічні навантаження, які діють протягом запланованого часу, хімічний склад металу, термічна і механічна обробка, температура його експлуатації. Доведено [6, 7], що зростання статичних напружень веде до лінійного збільшення швидкості корозійних процесів.

В практиці найбільш часто зустрічаються циклічні навантаження, які змінюються за симетричним або віднульовим законам, наприклад, навантаження валів мішалок, рухомих частин насосів тощо. Коливальні процеси становлять загрозу з двох сторін: деградації металу внаслідок втоми і структурних змін та прискорення хімічних процесів внаслідок підведення механічної енергії. У свою чергу, аналіз одержаних практичних і теоретичних даних показує, що механічні характеристики конструкційних матеріалів (міцність, пластичність, ударна в'язкість тощо) істотно залежать від фізико-хімічних характеристик навколишнього середовища в якому відбувається процес деформації матеріалів [5, 8, 9]. При цьому взаємодії корозійно-агресивних середовищ з деформованими конструкційними сталями притаманні наступні особливості.

По-перше, локалізованість процесів корозійно-механічного руйнування металів, які виникають в місцях концентрації напружень.

По-друге, відмінність фізико-хімічних характеристик середовища в локалізованих об'єктах (гострі надрізи, вершина тріщин тощо) порівняно з характеристиками цього ж середовища на гладкій поверхні.

Окрім того, в локалізованих зонах відбуваються особливі електромагнітні явища, які є наслідком протікання специфічних



електрохімічних взаємодій між деформованим металом і середовищем. Внаслідок циклічного навантаження виникає втомленість металу, а при дії середовища - корозійна втома. Цей процес можна розділити на три стадії:

- протікання в металі процесів зміцнення – розміцнення;
- утворення тріщин в невеликих приповерхневих об'ємах металу, яке супроводжується виникненням концентраторів напружень в цих зонах;
- розповсюдження тріщини, яка закінчується повним руйнуванням об'єкту.

Характер і швидкість розповсюдження тріщини істотно залежить від структури металу. Згідно сучасним уявленням, для більшості пластичних сталей безперечними положеннями теорії втоми є [4]:

- процеси, що відбуваються за циклічних навантажень, носять яскраво виражений місцевий характер;
- з двох видів напружень (нормальних і дотичних), вирішальне значення на розвиток втоми до утворення першої тріщини мають дотичні напруження, що викликають пластичні зсуви.

Окремий клас представляють задачі, пов'язані з особливостями роботи зварних з'єднань і згинів трубопроводів. Наприклад, при формуванні U – вигинів, при порушенні технології можлива поява наклепу, що приводить до появи залишкових напружень [10, 11].

Важливою характеристикою циклічного навантаження є частота циклу. Під час дії циклічних напружень умовно виділяють дві зони: низькоамплітудна і високоамплітудна. Низькоамплітудна область характерна подібністю до статичних навантажень. Високоамплітудна область характерна різким зростанням швидкості корозії. Хоча не завжди можна провести пряму кореляцію між зростанням швидкості корозії і зменшенням періоду зародження тріщини. Комплексна дія механічних навантажень і середовища веде до утворення корозійно-втомних тріщин і подальшого руйнування обладнання внаслідок їх розвитку. Загальною особливістю крупнотонажних

виробництв є, як правило, зміна температури, фізичного стану середовища тощо вздовж колони, апарата або іншого обладнання. Переважна більшість корозійно-механічних пошкоджень відбувається в рідких електролітах за одночасної дії статичних і циклічних навантажень. Навіть в тих випадках, коли за робочих умов технологічний процес проходить в осушеному газі, саме електроліт, що утворюється під час пропарки перед ремонтом, та конденсат, утворений під час зупинок, виявляються визначальними для подальших корозійних пошкоджень.

Звичайно для виготовлення обладнання і устаткування для хімічної і нафтопереробної промисловості рекомендуються сталі і сплави які в робочих середовищах не підлягають місцевій корозії, а загальна швидкість не більша ніж 0,1мм/рік. В окремо обумовлених випадках для недефіцитних матеріалів допускається швидкість до 1мм/рік. На жаль, досвід експлуатації довів, що в багатьох випадках має місце загальна корозія із значно більшими швидкостями і розвивається місцева корозія, або частіше за все комбінація різних видів місцевої корозії, що веде до утворення з часом аварійних ситуацій [12].

Грунтовні дослідження корозійної тривкості різних матеріалів в умовах синтезу карбаміду і вплив окремих чинників на корозію нержавіючих сталей були проведені О.І. Красильщиковим [13]. Дослідження показали, що серед випробуваних матеріалів найвищу корозійну тривкість мають тантал, плавлений діабаз і високохромистий чавун. Хорошу стійкість показали хромонікельмолібденові сталі, що містять 4-5% молібдену

Г.В. Шварц, М.В. Кристаль, а потім О.І. Кистяковській і інші показали, що при виробництві карбаміду вологий вуглекислий газ також викликає корозію заліза, яка пришвидшується у присутності сірководню [14]. Підвищення вмісту сірководню викликає інтенсивну корозію вуглецевих сталей. Так, на одному із заводів спостерігалось порушення в роботі клапанів компресорів, викликане дією продуктів корозії наступного складу: 26% заліза,

25% сульфідної сірки, 20% сульфатної сірки [15]. Досвід експлуатації установок аміаку у США, Японії, Західній Європі показав, що вуглецева сталь є достатньо корозійностійкою в умовах конденсації і зберігання зворотнього рідкого аміаку. Але в цьому випадку необхідно очищати початковий діоксид вуглецю від сульфідів. Значною проблемою корозії устаткування виробництва карбаміду, виготовленого з нержавіючих сталей, є міжкристалітна корозія (МКК). Міжкристалітна корозія нержавіючих сталей в карбаміді має ряд особливостей, які детально розглянуті в роботі [16].

В роботах [17, 18] науково обґрунтовано підхід до прогнозування розвитку міжкристалітної корозії і міжкристалітного корозійного розтріскування крупнотонажних апаратів нафтопереробних і хімічних виробництв в кислих сульфатних і нітратних середовищах під впливом технологічних факторів, що обумовлюють малі деформації і напруження розтягу на поверхні металу. Встановлена емпірична ступенева залежність прискорення МКК від напружень. Експериментально доведено, що за напружень близьких до границі текучості максимальне прискорення МКК для нержавіючих сталей збільшується в 8 – 12 раз. Застосування розроблених методик і рекомендацій щодо зниження рівня напружень і зсуву потенціалу корозії в напрямку, що забезпечує зменшення її швидкості, дозволило продовжити термін експлуатації абсорбційних колон слабкої нітратної кислоти, реакторів окиснення циклогексану, гідраторів синтетичного етилового спирту до 5 – 15 років.

А.М. Кузюковим показано [19, 20], що навіть незначні деформації (до 5%), розтягу і сенсibiliзуючі термоциклювання нержавіючих сталей збільшують швидкість міжкристалітної корозії в 5 разів. Він же першим звернув увагу на особливості розвитку пітингу і виразкової корозії в аустенітних сталях при виробництві карбаміду. На нафтопереробних і деяких хімічних підприємствах велику небезпеку створює наводнювання сталей. Вплив водню на процес деформування і руйнування сталі, особливості

процесів наводнювання детально досліджено в роботах [21, 22, 23, 24]. Специфіка повзучості окремих сталей після тривалої експлуатації в умовах нафтопереробки, а саме при гідрокрекінгу розглянута в роботі [25], а температурний вплив на деградацію в [26, 27].

Результати досліджень впливу водню на корозійне руйнування зварних трубопроводів, що транспортують нафту і підтоварну воду проаналізовані в роботі [28]. Встановлено, що в трубопроводах, які працюють під напруженням з часом розвивається сульфідне корозійне розтріскування. Дослідження показали, що концентрація водню в металі не може бути критерієм для оцінки швидкості процесів сульфідного корозійного розтріскування [29]. На думку авторів більш об'єктивним критерієм є інтенсивність наводнювання або лінійно зв'язана з нею ступінь окрихчення сталі. Крім лабораторних досліджень важливим аргументом на користь висунутої гіпотези є той факт, що в тих випадках, коли видобувається нафта з короткотривалим високим вмістом сірководню в продукті, відбуваються локальні корозійні руйнування (за характером відповідають сульфідному розтріскуванню). Наводнювання в першу чергу пов'язане з природою, формою і розташуванням неметалічних включень і наявністю сіркомісних рідких середовищ, наприклад, нафти і нафтопродуктів. Згідно з існуючою концепцією [7], атомарний водень, що з'явився внаслідок корозії після адсорбції на внутрішній поверхні стінки труби, дифундує до зовнішньої стінки. Процес дифузії відбувається за допомогою дислокацій до границь метал – включення і, накопичуючись в мікро несучільностях, молізується, утворюючи мікропустоти, які утворюють зонну пористість або протяжні колектори. При цьому коефіцієнти лінійного термічного розширення металевої матриці і включень з прилеглими колекторами істотно різняться. Орієнтація колекторів в сталях, що містять сульфід Fe і Mn направлена уперек водневого потоку. Природно, що в процесі експлуатації при перепадах температур процес проникнення водню розвивається і з часом утворюються тріщини або ціла система тріщин.

Характерною рисою даного процесу є перенесення водню через дислокації, що приводить до водневого розшарування [21].

Відзначено, що легування рідкоземельними елементами (переважно церієм, ітрієм і лантаном) практично усувало появу водневих колекторів, не дивлячись на наявність достатньо крупних сульфідів рідкоземельних елементів. Це пояснюється сфероїдним характером сульфідів і залученням сірки в сполуки, які не здатні взаємодіяти з атомарним воднем і утворювати пастки для нього. В роботі [30] зроблено висновок, що необхідно застосовувати комплексний критерій оцінювання тривкості сталі до водню, що враховував би температуру відпалу, коефіцієнт загартування, вміст водню. Деякі автори [31] вважають, що в якості критерію може використовуватись схильність сталей до утворення пухирів. Але одночасно є сталі, що не показали схильності до розтріскування, але мали на поверхні пухирі.

Деякі теоретичні напрацювання з використання критеріїв механіки руйнування для оцінки тріщиностійкості сталі в середовищах, що викликають наводнювання розглянуті в роботі [32]. Передбачається, що водень за нормальної температури знаходиться в тріщиноподібних дефектах в молекулярній формі. Вважається, що рівновага між воднем в тріщині і в кристалічній решітці настає при його тиску близько 1000 МПа. Розвиток вже існуючої тріщини можливий до утворення умов рівноваги і кінетику росту тріщини буде визначати сумісна дія зовнішніх напружень і тиск газу у середині тріщини. На практиці на розвиток тріщини впливає багато технологічних факторів, неврахованих в запропонованій методиці, що значно погіршує її привабливість з точки зору практичного використання. Таким чином, на зараз існують різні теорії наводнювання, що отримали відповідне експериментальне підтвердження для окремих технічних випадків, але враховуючи складність і неоднозначність цього питання, загальної теорії поки що не побудовано.

## 1.2. Сучасні уявлення про процес деградації металів і визначення залишкового ресурсу обладнання

Переважає кількість обладнання, що використовується в хімічній і нафтопереробній промисловості, пропрацювали 20, 30 і більше років. І мова навіть не йде про те, що запланований ресурс обладнання уже вичерпано. Річ в тім, що експлуатується метал поза терміном, на який розраховувались його характеристики. По-суті, експлуатується обладнання з металу з невідомими характеристиками і невідомою структурою. Враховуючи велику кількість такого обладнання, розвинену мережу нафто- і газопроводів в Україні, масова заміна його неможлива ні з економічних міркувань, ні з огляду великих обсягів такої роботи. Отже, питання виявлення характеристик сталей і зварних швів обладнання, що давно експлуатується, зміна їх структури і на підставі цього прогнозування залишкового ресурсу є задачею надзвичайно важливою і актуальною.

В науково-технічній літературі практично відсутні відомості про вплив експлуатаційних факторів на механічні і електрохімічні характеристики конструкційних матеріалів протягом тривалої експлуатації. А за десятки років експлуатації з металом можуть відбутися значні зміни. До таких змін можуть бути віднесені:

- зміни структури і характеристик сталей від тривалої дії підвищених температур, механічних навантажень і агресивного середовища;
- утворення тріщин від сумісної дії циклічних і статичних навантажень;
- окрихчення металу і зварних з'єднань внаслідок наводнювання при дії статичних і циклічних навантажень;
- корозійно-механічні пошкодження внаслідок дії агресивного середовища;

Крім того, що робіт, присвячених цій проблемі поки що небагато, окрема складність полягає в співставленні одержаних результатів. Залежно від

галузевої приналежності, наявного технічного оснащення і фахового досвіду різні дослідники приділяють увагу різним сторонам процесу деградації метала. І, навіть, коли аналізується якийсь один напрямок досліджень, наприклад, механічні характеристики, в ролі „відповідальних” за старіння і деградацію часто виступає різна сукупність таких характеристик. Це, безумовно, значно ускладнює порівняння результатів експериментів. Крім відсутності на поточний момент єдиної методики проведення досліджень, тут відіграє роль і брак належної кількості зразків, що відпрацювали тривалий термін, і неможливість в окремих випадках виготовлення зразків належного розміру і форми з відпрацьованої сталі, і наявність для порівняння сталей тієї ж марки, що експлуатована, виготовленої за тією ж самою технологією (бажано з тієї ж самої партії), але не експлуатованої. І, звичайно, необхідно враховувати індивідуальність кожного корозивного середовища, накладеним на нього температурним полем зі статичними і циклічними навантаженнями. Але небезпека експлуатації обладнання з невизначеними характеристиками сталей спонукають до ведення робіт в цьому напрямку.

Мабуть, найпростішим і логічним методом запобігання аваріям і подовженням ресурсу є комплексне обстеження обладнання на основі наукових підходів з використанням відповідного інструментарію і прогнозування на основі отриманих даних залишкового ресурсу [12]. Але задача обстеження всієї поверхні надзвичайно складна, а частіше за все і неможлива через недоступність окремих ділянок обладнання. В роботі [33] говориться, що навіть за умови 100% контролю поверхні не гарантовано виявлення всіх дефектів. Наголошується, що застосування найсучасніших методів дефектоскопії забезпечує надійність визначення навіть великих тріщин лише близько 80%, за високої імовірності не виявлення цих же тріщин під час другої перевірки.

В цьому випадку найбільш важливо визначити початок розвитку небезпечних місцевих видів корозії: міжкристалітної, пітінгової, корозійного

розтріскування, корозійної втоми. Сигналом початку такого руйнування може бути зміна потенціалу обладнання [34]. Проведені дослідження [35, 36, 37] показали, що залишкові деформації і технологічні фактори, які викликають деформацію мають суттєвий вплив на швидкість протікання локальних видів корозії. Отже при обстеженні обладнання і крупнотонажної апаратури особливу увагу слід звертати на зварні з'єднання, днища, кришки, ділянки опираючі тощо [38].

Обстеження обладнання в більшості випадків ведеться неруйнівними методами і тільки при аварійних випадках слід застосовувати руйнівні методи досліджень. В тих випадках, коли виявлені дефекти є неприпустимими для подальшої експлуатації за своїм характером (наприклад, тріщини), або за глибиною і конфігурацією (виразки), слід розробити рекомендації для проведення відповідного ремонту.

Для оцінювання ресурсу обладнання одним з головних показників є швидкість корозійних процесів [39]. Як правило її визначають шляхом поділу запасу товщини стінки обладнання на швидкість корозії. Розроблено також більш точні методи [40, 41] оцінювання довговічності обладнання при поверхневому руйнуванні стінок, що дозволяє прогнозувати ресурс обладнання з заданою достовірністю. Такий підхід дозволяє певною мірою прогнозувати ресурс лише за умови протікання рівномірної корозії. Методи контролю швидкості корозії за допомогою зразків-свідків, корозиметрів тощо дозволяють оцінити тільки середню швидкість поверхневої загальної корозії, але в реальних умовах завжди існують коливання параметрів технологічного процесу. Це може суттєво впливати на протікання корозії. Визначення ресурсу за середньою швидкістю інколи має оцінку близьку до медіанної, тобто має імовірність 50%. Для оцінювання надійності обладнання з більшою вірогідністю необхідні спеціальні методи, наприклад, викладені в роботах [41, 42]. Поняття рівномірна корозія доволі умовне, бо в реальних умовах



нерівномірність існує завжди, крім того, цей вид корозії зустрічається лише приблизно в 1/3 випадків від усіх зафіксованих [43].

Причиною нерівномірної корозії можуть бути як детерміновані процеси, так і стохастичні. Перші обумовлені тим, що на різні ділянки обладнання діють різні навантаження, а стохастичні – випадковістю сполучень фізико-хімічних характеристик металу, його напруженим станом на різних ділянках поверхні, наявністю механічних пошкод тощо. Процес зменшення ресурсу обладнання в умовах дії агресивного середовища триває безперервно, але інтенсивність його суттєво залежить від хімічного складу металу, термічної обробки, технології виготовлення обладнання, характеристик середовища, напруженого стану, амплітуди і частоти прикладених навантажень [44, 45]. Механіка руйнування і довговічність конструкцій обладнання, що працює в середовищі нафти і нафтопродуктів детально розглядається в капітальній роботі [46]. Надійність магістральних трубопроводів розглянута в праці [47].

З поняттям ресурсу і надійності тісно пов'язані такі поняття як відмова і граничний стан обладнання. Відмовою вважається порушення роботоздатного стану обладнання [48]. При проведенні аналізу всі відмови поділяють на три типи: механічні, технологічні і такі, що обумовлені помилками обслуговуючого персоналу. В роботі [49] викладені підходи до прогнозування надійності обладнання, які ґрунтуються на статистичному аналізі величин пошкоджень або змін експлуатаційних параметрів обладнання, що пов'язані з появою пошкоджень його елементів. Відмови третього виду в роботі не аналізуються. Запропонований підхід дозволяє значно скоротити необхідну тривалість спостережень для прогнозування залишкового ресурсу і оцінювання надійності обладнання.

Граничним вважається такий стан обладнання, при досягненні якого його подальша експлуатація є недопустимою або недоцільною виходячи з технічних причин, економічних міркувань або порушень правил безпеки

експлуатації обладнання і устаткування [50]. Коли після відмови обладнання не підлягає поновленню, воно переходить в граничний стан. Це має місце, наприклад, при загальній корозії поверхні обладнання. Коли вражена відносно незначна частина металу, наприклад, при виразковій корозії, обладнання може бути поновлено і надалі експлуатоване. Ознаки граничного стану обладнання, що встановлені в нормативно-технічній документації, називаються критеріями граничного стану. Технічний ресурс згідно з ГОСТ 27002-87 відповідає запасу можливого напрацювання обладнання від початку його експлуатації до переходу в граничний стан.

Можливість наукового прогнозування залишкового ресурсу забезпечується за наступних умов:

- відомі параметри, що визначають технічний стан обладнання;
- відомі критерії граничного стану;
- можливий періодичний або безперервний контроль параметрів технічного стану.

На жаль, в хімічній і нафтопереробній промисловості для переважної більшості найбільш відповідальних об'єктів, наприклад, устаткування гідроочистки, обладнання каталітичного риформінгу тощо на поточний момент не сформульовані критерії граничного стану. Отже в реальних умовах вимушені визначати умови граничного стану виходячи з досвіду експлуатації, наявних можливостей, традицій тощо.

В тому разі, коли поряд з дією агресивного середовища відбувається і циклічне навантаження для оцінювання ресурсу теоретично розроблені два підходи. Перший полягає в визначенні границі втоми металів шляхом побудови кривих втоми зразків металів і розрахунок на їх основі допустимих напружень чи деформацій в елементі конструкцій за заданих умов експлуатації [51, 52].

Другий ґрунтується на встановленні періодів зародження і росту макротріщини в деформованому матеріалі і розрахунку довговічності елементів конструкції в заданих умовах, виходячи з того, що довговічність

дорівнює сумі періодів зародження тріщини і її росту. Це дає змогу теоретично оцінити залишковий ресурс [53]. За такого підходу важливо правильно вибрати параметри, що визначають напружений стан як в тілі взагалі, так і в околі тріщини зокрема.

Прогнозування ресурсу, що базується на кінетичних діаграмах втомного руйнування і враховують характерні стадії росту тріщин теоретично ґрунтовно розглянуті в роботі [54]. Подальший розвиток методу визначення довговічності циклічно навантажених зразків з концентраторами напружень за допомогою уніфікованої моделі втомного руйнування наведено в роботі [55]. В роботі [56] викладені нові концепції оцінювання міцності і локального руйнування конструкційних матеріалів за одночасної дії рідких агресивних середовищ і статичних або динамічних навантажень. Загалом, в теоретичному плані це дозволило розробити нові підходи до оцінювання роботоздатності та довговічності для ряду конструкційних матеріалів. Але в більшості випадків, що стосуються основного обладнання і устаткування нафтопереробної і хімічної галузей, то експлуатація такого обладнання за наявності тріщин заборонена. Виходячи з цього, особлива увага мусить приділятися початковим етапам руйнування, які передують появі макротріщини. Хоча вважається загальноприйнятим, що механічні навантаження переважно ведуть до локалізації анодних процесів на поверхнях мікрODEформованих ділянок, а далі до розвитку корозійно-втомних мікротріщин [57, 58], але загальної методики прогнозування ресурсу і допустимих рівнів навантажень в умовах корозійної втоми поки що нема, хоча в цьому напрямку ведуться плідні роботи.

Особливо складні процеси відбуваються на поверхні нержавіючих сталей, де руйнування пасивної плівки внаслідок прикладених циклічних навантажень, одночасно супроводжується відновленням захисної поверхневої плівки. В зв'язку з широким поширенням нержавіючих сталей в хімічній і нафтопереробній промисловості останнім часом цим питанням приділяється значна увага і є значні теоретичні зрушення [59, 60, 61, 62].

При виникненні на поверхні обладнання розподілених дефектів у вигляді корозійно механічних пошкоджень оцінювання надійності часто зводиться до оцінювання ймовірності появи дефекту гранично допустимого розміру або певної частки дефектів на поверхні металу. Зважаючи на неможливість обстеження всієї поверхні, вимушені обмежуватись вибірковими вимірюваннями з наступною апроксимацією розподілу згідно з визначеними теоретичними законами. Найчастіше для оцінювання розподілу глибин корозійних пошкоджень застосовують закон Вейбулла, нормальний закон, логарифмічно-нормальний закон, або закон екстремальних значень [63]. Вибір адекватного закону є задачею дуже важливою, бо результати вимірювань, достовірність і точність яких невідомі, не лише не мають сенсу, але і дуже шкідливі, бо не відбивають реального стану речей. Інформацію про характер розподілу пошкоджень можна отримати різними методами. В останні роки застосовується широко поширений в машинобудуванні метод досліджень мікрогеометрії пошкоджень за допомогою профілографів-профілометрів з побудовою відповідних профілограм [64]. Проведений аналіз показав, що найбільш ймовірною моделлю мікрорельєфу є композиційна модель, яка містить періодичну компоненту і накладену на неї випадкову компоненту. В роботі [65] періодичну складову пов'язують з періодом, що відповідає середньому діаметру зерна, оскільки границі зерен представляють собою фазовий розподіл, який є енергетично нерівноцінний елементам всередині кристалів. Це обумовлює різну хімічну стійкість. Отже границі зерен розчиняються швидше, що і обумовлює в рельєфі поверхні появу періодичної компоненти.

Широко застосовувана ультразвукова дефектоскопія основного металу і зварних швів дає цінну інформацію про поточний стан об'єкта дослідження, наприклад, про неметалеві включення. Більшість таких дефектів фіксовані в часі і визначити ресурс по моменту їх фіксації, як правило, неможливо. Гідравлічні або пневматичні дослідження надають інформацію про наявність

необхідного запасу міцності, але за ними неможливо визначити терміни його вичерпання [66].

Останнім часом значну увагу питанням визначення ресурсу стали приділяти в атомній енергетиці [44, 67, 68]. Це пов'язано з вичерпуванням проектного терміну експлуатації обладнання АЕС і можливими глобальними негативними наслідками в разі виникнення аварії. Наприклад, в роботах [67] показано, що після 30 років експлуатації труб, виготовлених зі сталей марок 20 і 22К, які використовуються на АЕС, глобальних змін механічних характеристик не сталося. Але відмічається зниження ударної в'язкості і зміна відносного поперечного звуження в діапазоні високих температур, а саме різке зменшення цієї характеристики за температури 350 °С. Слід відмітити, що вплив корозійно-активного середовища в даному випадку не враховується через те, що внутрішня поверхня труб захищена нержавіючими сталями, а робочим середовищем є деаерована вода.

Внаслідок браку зразків з металу, що пропрацював тривалий термін, раніше для досліджень використовувались зразки з металу штучно зістареного.

Наприклад, в роботі [69] наведені результати досліджень впливу штучного деформаційного старіння на зміну структури і характеристик металу трубопроводів із сталі 17ГС і зони термічного впливу зварних з'єднань з цієї ж сталі. Автори процес деформаційного старіння імітували у відповідності з ГОСТ 7268-82, для чого з труби були вирізані зразки розміром 12x12x250 мм, які підлягали розтягу на машині EU-40 (ступінь деформації 5; 10; 15%), а потім відпуску за температури 250 °С. Дослідження штучно зістареного металу показали, що у сталі 17ГС відбулась суттєва зміна всіх механічних характеристик. А саме, границя міцності зістареного матеріалу зросла на 11% ... 18%, границя текучості зросла на 44% ... 62%. При цьому відбулось зменшення відносного видовження з 21% ÷ 31% у вихідного матеріалу до 8,8% ÷ 15% у штучно зістареного. Відносне звуження при цьому

залишається практично незмінним. Останнє свідчить про окрихчення сталі. Цей висновок підтверджується дослідженнями ударної в'язкості.

Суттєво змінились і характеристики втоми, наприклад, границя втоми зменшилась з 270 МПа до 240 МПа, а число циклів до руйнування знизилось з 283200 до 160700. Дослідження зварних з'єднань цього ж металу довели, що зварні з'єднання змінюють свої механічні характеристики більш інтенсивно, ніж основний метал.

Отримані результати безумовно цікаві з огляду загальних тенденцій старіння сталі, але як всяке моделювання воно не враховує багато процесів притаманних деградації в реальних умовах: циклічність механічних і термічних навантажень, наводнювання металу, дія агресивного середовища тощо. Більш наближені до реальних умов, хоча б з огляду тривалості експерименту наведені в роботі [70].

Для досліджень було вибрано безшовну трубу із сталі 09Г2С діаметром 133 мм і товщиною стінки 5 мм, котра підлягала нормалізації. З труби було вирізано патрубки довжиною 800 мм, які на спеціальній установці навантажували внутрішнім тиском, величина якого складала 0,75 границі текучості, що приблизно відповідає реальним умовам роботи газо- і нафтопроводів. Через певні відрізки часу окремі патрубки розвантажувались і з них виготовлялись зразки для структурних досліджень і механічних випробувань. Дослідження тривали протягом 9,6 років. Вплив агресивного середовища, циклічних навантажень, температурні коливання не враховувались.

Було встановлено, що протягом 9,6 років не відбулось яких-небудь суттєвих змін в структурі фериту, а також морфології і дисперсності карбідної фази. Не виявлено появи на дислокаціях будь-яких виділень. Незмінними залишились ділянки пластинчастого перліту, розміри цементитних пластин. Разом з тим встановлено, що процеси, які обумовлюють деформаційне старіння найбільш динамічно протікають в перші п'ять років. Найбільш

суттєво за цей час зменшується внутрішнє тертя (величина  $\text{tg}\alpha$ ), що свідчить про зниження рухливості дислокацій. Такий ефект в низьколегованих сталях пояснюють розвитком ранніх стадій деформаційного старіння, коли відбувається закріплення дислокацій домішковими атомами (C+N) і утворенням атмосфер Котрелла.

Випробовування на удар виявили, що коли за кімнатної температури витримка під тиском не мала негативного впливу на ударну в'язкість, то за зниженої температури (-40 °С, -60 °С, -80 °С) руйнування мало транскристалітний крихкий характер, яке проходило у вигляді квазисколу. Коли оцінювати температуру в'язкокрихкого переходу як температуру, що відповідає наявності в зламі 50%-ї в'язкої складової, то після 5-ти річного навантаження температура збільшилась на  $20 \div 30$  °С. Причому подальше збільшення часу витримки під навантаженням цієї характеристики не змінювало. Наприклад, після 5-ти річного навантаження КС при 40 °С зменшився на 40%, а доля в'язкої складової в зломі зменшилася більше ніж в 2 рази.

В складі обладнання, що використовується в хімічній і нафтопереробній промисловості в тому числі є і обладнання аналогічне тому, що використовується в теплоенергетиці або схоже за умовами роботи: трубні пучки в котлах, паропроводи тощо. Для оцінювання залишкового ресурсу в цьому випадку можуть бути застосовані методи, що використовуються для прогнозування залишкового ресурсу енергетичного обладнання [71].

В окремих випадках використовуються методи, орієнтовані на конкретну сталь або обладнання. Наприклад, метод оцінювання залишкового ресурсу котлових труб із сталі 12X18H12T який базується на визначенні вмісту заліза і хрому в трубних осадах [72]. З метою збільшення точності, як для перлітних, так і для аустенітних сталей одночасно рекомендується застосовувати метод, що ґрунтується на визначенні вмісту хрому на зовнішній поверхні труби. Значною перевагою останнього є те, що можливість

вимірювання вмісту хрому в окалині не вимагає руйнування труб [71]. Для досягнення більшої достовірності визначення ресурсу труб пороперегрівальників в роботах [72, 73] автори рекомендують: вимірювати товщини зовнішньої оксидної плівки; аналізувати окалину із зовнішньої поверхні труби і визначати в ній вміст хрому; визначати механічні характеристики металу труби; проводити металографічні дослідження мікроструктури; вимірювати зміни діаметра труб.

Дослідження стану основного матеріалу і зварних стиків проведені групою дослідників на чолі з Ф.А. Хромченком [74] для хромомолібденованадієвих сталей, які використовувались в складі обладнання паропроводів, підтвердили адекватність оцінювання залишкового ресурсу шляхом визначення рівня еквівалентних напружень. Також цим авторським колективом були запропоновані для оцінювання залишкового ресурсу спеціальні шкали, які дозволяють за структурним фактором шляхом формалізації мікропошкоджень і змін мікроструктури оцінювати ступінь деградації сталі. Запропоновані шкали оцінюють вичерпання ресурсу не в абсолютному вимірюванні, а в процентному до максимально допустимого терміну. Ресурс поділяється при цьому підході на три періоди, кожному з яких відповідають певні мікроструктурні зміни і мікропошкодження металу. Окремим методом оцінювання технічного стану, який дозволяє фіксувати зміни стану металу обладнання, що працює за підвищених температур і тисках в середовищі, що містить водень є польова металографія. Згідно з результатами металографічних досліджень, які були проведені на діючому обладнанні, доведено поступову зміну структури кремніймаргнцевих сталей корпусів реакторів у процесі тривалої експлуатації. Такі зміни, в першу чергу, проявилися у збільшенні розміру феритних зерен і розмитості їх границь, сфероїдизації і перерозподілом перлітної складової, частковому або повному видаленню вуглецю з металу внаслідок водневої корозії. Встановлено також,



що в процесі тривалої експлуатації в зоні термічного впливу, як правило, виділяється графіт.

Хоча металографічні дослідження дозволяють фіксувати зміни структури металу з часом, але на поточний момент відсутні критерії, які функціонально зв'язують між собою мікроструктуру і міцність для сталей цього типу. Це дозволило б визначити граничний стан металу за структурними параметрами [75, 76].

В літературі [77] аналізується застосований в деяких випадках критерій деградації сталі, що ґрунтується на крихкості, який називається індексом. Він визначається як відношення границі міцності металу, що не містить водень з надрізом мінус найменше критичне напруження металу, що містить водень, до границі міцності металу, що не містить водень, але має надріз. Вважається, що метали з більш високим індексом мають більшу схильність до розтріскування. На жаль, такий підхід не дає відповіді про величину залишкового ресурсу.

Численні дослідження дозволили висунути гіпотезу [78] про критичну величину дефекту як критерій тріщиностійкості при наводнюванні. В наведених роботах схильність до водневого окрихчення і розтріскування оцінювали за геометричним співвідношенням розмірних параметрів тріщини і зразка. В межах моделі фіктивної тріщини розроблена стосовно до втомного руйнування методика оцінювання довговічності елементів посудин тиску і трубопроводів при корозії під напруженням [79]. Розглядаючи фіктивні лінійні тріщини розв'язані рівняння швидкості росту тріщини і розвитку тріщини в гладкому зразку від деякої початкової довжини до кінцевої. Слід зауважити, що реально тріщини мають напівеліптичну форму, а також при розвитку подібних тріщин необхідно враховувати градієнт напружень біля поверхні.

Все більша частина спеціалістів, які займаються проектуванням і виготовленням промислового обладнання надають значної уваги врахуванню

ранніх стадій життєвого циклу обладнання на його подальший стан в період експлуатації. Це явище отримало назву технологічної спадщини [80, 81, 82]. Особливо ця задача актуальна для звареного обладнання оболонкового типу, яке широко застосовується в нафтопереробці і хімічній галузі. В роботі [83] розглянуті різні стадії експлуатації звареного нафтопереробного обладнання пов'язані єдиною ймовірнісною моделлю вичерпання ресурсу. Цей підхід сформований на базі моделей Л.М. Качанова, Ю.Н. Работнова, В.В. Новожилова. Запропонований метод оцінювання ресурсу обладнання ґрунтується на наступних положеннях:

- пошкодження є макрооб'єкт, що порушує суцільність матеріалу;
- накопичення пошкоджень може трактуватися як збільшення числа і розмірів несучильності ;
- накопичення пошкоджень визначається параметрами напружено-деформованого стану матеріалу.

За основу методу взято модель не перевищення. Згідно з цією моделлю під граничним станом обладнання розуміють такий його стан, при якому діюче навантаження  $R$  починає дорівнювати несучій здатності  $S$ . Умова не перевищення має тоді наступний вигляд:  $R < S$ .

Збурюючи фактори випадкові за своєю природою, ведуть до того, що і навантаження  $R$ , і несуча здатність  $S$ , також вважаються випадковими величинами.

Під навантаженням розуміють головні напруження, еквівалентні напруження, інтенсивність напружень. Під несучою здатністю – границя текучості або тимчасовий опір. Збурюючими факторами вважаються флуктуації механічних характеристик матеріалів. Зміну ресурсу обладнання на всіх стадіях його життєвого циклу оцінюють за зміною статистичного коефіцієнта запасу роботоздатності, який визначається за формулою:

$$n = M_s/M_r,$$

де  $M_s$  – математичні очікування несучої здатності;

$M_r$  – математичні очікування навантаження.

Даний підхід для оцінювання запасу роботоздатності звареного обладнання на стадіях проектування і виготовлення дозволяє уточнити потенційні можливості конструкції опиратися руйнуванню.

Досвід експлуатації трубних сталей 17ГС, 14ХГС, 19Г, 14ГН, 10Г2С в нафтопереробній промисловості і при експлуатації нафтогонів [84, 85] довів, що особливістю експлуатаційних пошкоджень у вигляді розривів є відсутність пластичних деформацій в зоні руйнування і їх наявність лише в зоні доламу. Враховуючи, що в процесі експлуатації за статистикою обладнання і трубопроводи можуть мати в середньому 300...350 і більше циклів повторних навантажень на рік, за запланований термін експлуатації (20 – 25 років) сумарне число циклів навантажень згідно даним роботи [86] може скласти в середньому 7000...90000 циклів. Таким чином, робиться висновок, що обладнання експлуатується за малоцикловим навантаженням протягом тривалого терміну, що веде до деформаційного старіння сталей у поєднанні з накопиченням незворотніх мікропластичних пошкоджень і наводнюванням. Відмічається, що за характером розповсюдження втомні тріщини в зістарених сталях які відпрацювали в середовищі, що містить нафту і нафтопродукти, більш розголуджені, їх критичний розмір значно менший (біля 1 мм). Тоді як у незістарених сталей критичні розміри тріщин втоми складають 2...2,5 мм. Для визначення залишкового ресурсу встановлюється коефіцієнт старіння з врахуванням режиму роботи, а потім обчислюється ресурс:

$$N=N_0/kc, \quad \text{або} \quad T_{\text{зал}} = (N_0 - n)/\dot{n}c$$

де  $N_0$  – число циклів до руйнування металу у вихідному стані;

$k$  – коефіцієнт, який враховує умови навантаження;

$c$  – коефіцієнт старіння металу труб;

$n$  – число циклів до моменту визначення  $T_{\text{зал}}$ ;

$n$  – число циклів за один рік експлуатації.

До недоліків цієї методики належить складність адекватного визначення коефіцієнта старіння металу, бо процеси старіння відбуваються за досить складним законом, коли структурні перетворення і деградація механічних характеристик відбуваються ступінчасто.

Як видно зі сказаного, оцінювання ресурсу має приблизний, імовірний характер. Але використання традиційних статистичних методів, які звичайні при оцінюванні надійності обладнання масового виробництва, для переважної більшості видів хімічного і нафтопереробного обладнання малоефективні або взагалі недопустимі, бо для цього необхідна однорідна статистична інформація про випадки виходу з ладу. Отримати таку інформацію для обладнання, що випускається невеликими серіями або взагалі в одному екземплярі неможливо. Навіть в тих випадках, коли обладнання випускається невеликими серіями (наприклад, насоси), технологічні середовища і параметри технологічних процесів часто суттєво відрізняються, що приводить до зміни швидкості корозії і інших видів руйнування устаткування і обладнання.

Отже вимушені оцінювання ресурсу здійснювати для кожного конкретного екземпляра індивідуально за результатами періодичного обстеження. В першу чергу вище сказане відноситься для таких видів обладнання: колони, реактори, апарати з пристроями що перемішують, посудини що працюють під тиском, резервуари тощо.

Для досить простих конструкцій, наприклад, трубопроводів в світовій практиці добре зарекомендувала себе методика оцінювання ресурсу, відома як “Критерій B31G” із стандарту ANSI/ASME B31 G-1984 [87]. Вона орієнтована саме на практичне використання нафтовидобувними компаніями.

Виходячи з того, що основним видом руйнування транспортних трубопроводів в нафтопереробці є корозійне пошкодження, було запропоновано виділити найбільш типові корозійні пошкодження стінок

сталевій труби. Передбачається, що внаслідок водневого розшарування і виходу водню на поверхню труби, можливість оцінювання залишкової несучої здатності стає адекватною визначенню залишкової несучої здатності стінки труби, яка пошкоджена виразковою корозією або механічним поверхневим дефектом типу задиру. Місця дефектів необхідно попередньо визначити методами неруйнівного контролю, наприклад, ультразвуком.

Для оцінювання ступеня небезпеки таких дефектів використовуються такі параметри як товщина стінки труби, глибина і довжина корозійного пошкодження, характер розшарування сталі (визначено 6 можливих типів). Потім в координатах “глибина дефекту (h) – довжина дефекту (L)” будується графік, який умовно називають “ремонт потрібен – ремонт не потрібен”. На графіку між побудованими “кривою відмови” і “кривою небезпеки” розташовуються три зони: зона руйнування; зона, яка потребує експертного оцінювання; безпечна зона. В разі попадання дефекту в безпечну зону, зрозуміло, що подальша експлуатація можлива, але з періодичним контролем. Коли ж дефект попадає в зону руйнування, експлуатація мусить бути негайно припинена. В разі попадання в зону, що вимагає експертного оцінювання, то залежно від додаткових умов, наприклад, місця положення точки, яка відповідає дефекту на графіку, швидкості корозії, індивідуальних вимог приймається рішення про можливий подальший період експлуатації і період контролю за розвитком корозійного дефекту.

В методиці, відомій як методика “Брітш Газ” орієнтований залишок ресурсу визначається за допомогою графіку, побудованого в координатах  $\frac{\sigma}{\sigma_{Tmin}}$  (де  $\sigma$  – діюче кільцеве напруження,  $\sigma_{Tmin}$  – мінімальне напруження текучості) і відносної залишкової товщини стінки труби під дефектом [79].

В методиці Рітженса (фірма “Газюні”) [89] графік будується в координатах “відношення глибини дефекту до товщини стінки і відношення довжини дефекту до товщини стінки труби”. Визначаються певні зони: А, С,

D, E, F. Залежно від того, в яку зону попадає точка, адекватна визначеному дефекту, робиться висновок про подальшу експлуатацію і залишковий ресурс. Загальним недоліком запропонованих методик є необхідність проведення попередніх електрометричних і внутрішньотрубних обстежень магнітними методами або за допомогою ультразвукових снарядів – дефектоскопів. До того ж всі дефекти повинні бути зведені до певного типу, що дещо загроблює розрахункову модель.

Серед сучасних підходів слід відзначити метод прогнозування надійності обладнання і визначення залишкового ресурсу, що ґрунтується на статистичному аналізі величин пошкоджень або змін експлуатаційних параметрів обладнання [32].

Переважає кількість механічних і технологічних відмов проявляється поступово у вигляді змін одного або декількох параметрів, тому їх називають параметричними. Контролюватись можуть як безпосередньо величини що характеризують пошкодження, так і вихідні параметри обладнання (к.к.д., колір продукції, ступінь очистки). Можуть контролюватися і другорядні характеристики: шум, вібрація, величина втрат певної речовини. через ущільнення тощо. Вимірюючи задані параметри, можна в міру наближення їх значень до критичних прогнозувати мить можливої відмови.

## РОЗДІЛ 2

### МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

#### 2.1. Об'єкти досліджень

Дослідження проводили на сталях різних класів: низьколегована (12X1МФ), середньолеговані (15X5М, JIS G3458), нержавіюча: аустенітного (12X18Н10Т) класу. Їх хімічний склад та механічні властивості наведені в табл. 2.1.

Таблиця 2.1

#### Хімічний склад та механічні властивості сталей

Сталі	Вміст елементів, %						$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа
	C	SI	MN	CR	NI	Інші комп.		
12X1МФ	0,15	0,37	0,7	1,2	0,3	P-0,03	480	260
15X5М	0,15	0,5	0,5	6	0,6	Mo-0,6	470	235
12X18Н10Т	0,12	0,8	2,0	19	11	Ti-0,8	530	236
JIS G3458	0,12	0,29	0,44	0,96	0,3	Mo-0,49	440	275

Вибір сталей обумовлений необхідністю дослідити сталі різних класів в стані поставки і після тривалої експлуатації.

#### 2.2. Характеристика корозивних середовищ

Дослідження на втому вели на повітрі. Корозійно-втомні випробування проводили в 3%-му водному розчині NaCl за температури  $293 \pm 0,5$  °K і в модельному розчині оборотної води, котрий містив 300 мг/л  $SO_4^{2-}$ , 400 мг/л  $Cl^-$  і мав рН 6,9. Після інтенсивного перемішування розчинів їхню кислотність перевіряли на рН-метрі рН-673 М.

Робочий розчин готували з водогінної води, щоб забезпечити умови близькі до промислових.

Для вивчення процесів корозії нержавіючої сталі 12Х18Н10Т використовувався 1% розчин  $H_2SO_4$  за температури 60 °С. Це викликано тим, що обладнання нафтопереробної промисловості переробляє нафтопродукти, які у великій кількості містять сірку [37, 90]. Внаслідок переробки нафти утворюється  $SO_2$ , який частково окислюється до  $SO_3$  і поглинається паром води. Це веде до утворення на стінках обладнання конденсату, що містить розчин сульфатної кислоти. За прискорених досліджень на міжкристалітну корозію використовується киплячий розчин 0,5% сульфатної кислоти.

### 2.3. Методика досліджень сталей на розтяг

Механічні дослідження на розтяг велись на стандартних зразках діаметром 5мм на машині Р-5 згідно з ГОСТ 1497-84, ударну в'язкість визначали на маятниковому копрі МК-30А згідно з ГОСТ 9454-59 і ГОСТ 9456-59. Дослідження за підвищених температур проводились згідно з ГОСТ 9651-84.

### 2.4 Металографічні дослідження сталей

Металографічні дослідження макроструктури металу фіксували мікроскопом МБС при малих збільшеннях (до 10 раз), а мікроструктуру вивчали на металографічному мікроскопі МИМ-8М при збільшенні більше 100 разів.

### 2.5 Випробування сталей на ударну в'язкість

Дослідження на ударну в'язкість зварних з'єднань труб після тривалої експлуатації проводили на нестандартних зразках перерізом 5×10 мм через значні зміщення труб при зварюванні. Вирізку зразків з поковок вели на фрезерному верстаті з застосуванням охолоджуючої речовини. Завершувальну обробку проводили на круглошліфувальному верстаті моделі 312М алмазними кругами з застосуванням охолоджуючої речовини.

Зразки для досліджень сталей на ударну в'язкість та корозійну тривкість показані на рис. 2.1.



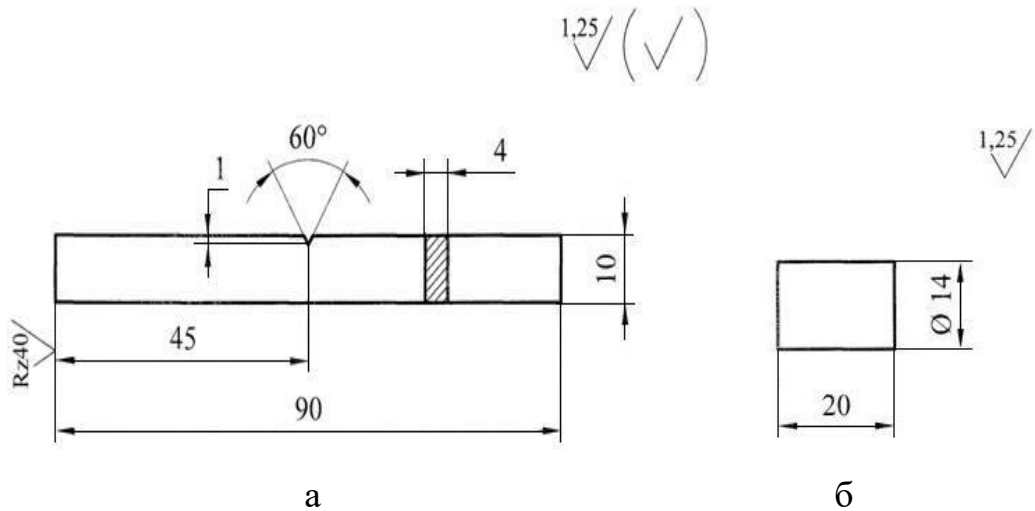


Рис. 2.1. Зразки для досліджень:

а - плоский зразок для визначення ударної в'язкості;

б - для корозійних досліджень.

Кінцеву обробку плоских зразків на ударну в'язкість виконували на плоскошліфувальному верстаті типу 3171. Точність виготовлення зразків відповідала вказаним допускам.

## 2.6. Інші дослідження

Дослідження зразків діаметром робочої частини  $d = 5$  мм на циклічну довговічність проводили на машинах ІМА-5 при деформації чистим згином з обертанням з частотою навантаження 50 Гц. Досліджували зразки з биттям не вищим за 0,01 мм. Циліндричні гладкі зразки мали довжину робочої частини 25 мм і відповідали ГОСТ 23026-78 (рис. 2.2). Для виділення робочої частини на галтелі зразків наносили ізоляційне водостійке покриття (ТУ 6-15-1129-78).

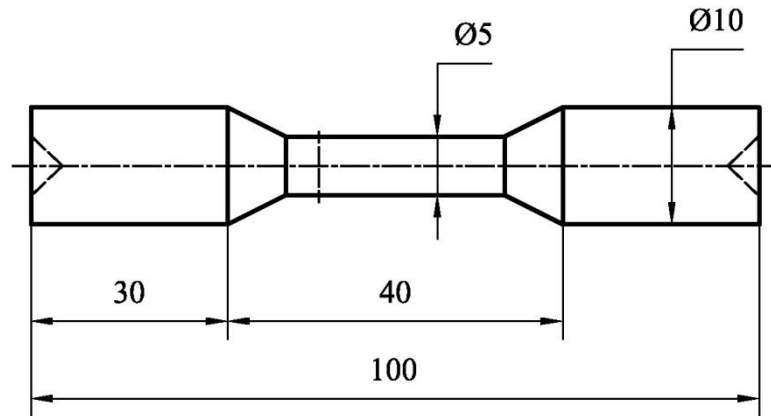


Рис. 2.2. Зразок для досліджень на втому і корозійну втому при чистому згині з обертанням

Зразки виготовляли із прутків діаметром 20 мм. Після токарної обробки припуск на шліфування складав 0,35 мм. Шліфування проводили електрокорундовими кругами марки ЭБ25СМ1К за режимом: лінійна швидкість каменю 30 м/с, швидкість обертання зразка 3 м/с, глибина шліфування при останньому проході 0,005 мм/об. Далі обробляли робочу частину зразків шліфшкіркою М40.

Заміри твердості основного металу і зварного шва проводили на поперечному перерізі твердомірами ТШ-2М згідно з ГОСТ 9012-59 і ТК-2М згідно з ГОСТ 9013-59.

Вимір геометричних характеристик проводили штангенциркулями, що відповідали ГОСТ 166-89, мікрометри відповідають вимогам ГОСТ 6507-90.

Травлення шліфів із нержавіючих сталей проводили електrolітично 10% водним розчином  $\text{CrO}_3$ . Для макродосліджень використовувалась “царська горілка”. Травлення зразків зі сталі 17ГС і 09Г2С проводили 10%-м водним розчином  $\text{HNO}_3$  і 4%-м розчином  $\text{HNO}_3$  в етиловому спирті.

## 2.7. Математичне забезпечення експерименту

При обробці результатів експериментів методи математичної статистики містили наступні розрахунки та обчислення [92, 94]:

- відтворюваність або точність вимірювань;
- незміщеність оцінки генеральної середньої,  $\bar{x}$ ;
- середнє квадратичне відхилення,  $S$ ;
- незміщену оцінку квадратичного відхилення,  $\check{S}$ ;
- за відкиданням малоімовірних даних за  $U$  – критерієм;
- за регресивним аналізом;

Незміщеною оцінкою для генеральної середньої нормального розподілу є вибіркова середня:

$$\bar{x} = 1/n \sum x$$

Середнє квадратичне відхилення є оцінкою для генерального середнього квадратичного відхилення:

$$S = \sqrt{S^2}, S^2 = 1/(n-1) \sum (x_i - \bar{x})^2$$

Незміщена оцінка квадратичного відхилення:

$$\check{S} = M(v)S,$$

де  $M(v)$  – коефіцієнт, що залежить від кількості отриманих результатів.

Відкидання малоімовірних даних  $x_i$  проводили, якщо  $U \geq h$ . При цьому  $U$  визначали за формулою:

$$U = (x_i - \bar{x}) / S$$

Значення коефіцієнта  $h$  залежить від обсягу вибірки і прийнятої імовірності.

## РОЗДІЛ 3

### ДОСЛІДЖЕННЯ ОЩАДНОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПО ТРИВАЛІЙ ЕКСПЛУАТАЦІЇ В УМОВАХ ДІЇ АГРЕСИВНОГО СЕРЕДОВИЩА

#### 3.1. Дослідження сталі труб котельної установки ТЕЦ

Метою дослідження було проведення аналізу впливу терміну експлуатації на ступінь зміни характеристик міцності і пластичності для певної сталі, а також виявлення функціональної залежності названих змін в часі. Предметом досліджень була вибрана сталь 12Х1МФ [104], з якої були виготовленні труби котельної установки ТЕЦ-2 Рубіжанського ВО «Барвник», які відпрацювали за середньої робочої температури 624°C і 656°C близько 90680 годин (10 років). Паливо – природний газ. Тиск пари усередині труб змінювався в інтервалі 14,692÷16,212 МПа. Досліджувались тільки прямолінійні ділянки пароперегрівальних труб, ділянки що містять гини працюють в суттєво відмінних умовах. Аналізувались як тенденції змін механічних характеристик, так і їх чутливість для оцінки ступеня деградації.

Сталь 12Х1МФ ГОСТ 20072 - 74 є конструкційною низьколегованою термостійкою сталлю перлітного класу, яка використовується для виготовлення труб пароперегрівачів, трубопроводів і колекторних установок високого тиску, поковок для парових котлів і паропроводів, деталей циліндрів газових турбін тощо. Хімічний склад сталі 12Х1МФ приведений у таблиці 1.

Таблиця 3.1 Хімічний склад у % сталі 12Х1МФ.

C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	V	Cu
0.08- 0.15	0.17- 0.37	0.4- 0.7	до 0.3	до 0.025	до 0.03	0.9- 1.2	0.25- 0.35	0.15- 0.3	до 0.2

Для зразків з вихідної і деградованої сталі визначалися характеристики міцності і пластичності. З характеристик міцності визначалися умовна

границя текучості ( $\sigma_{0,2}$ ) і тимчасовий опір ( $\sigma_B$ ), а з характеристик пластичності – відносне видовження ( $\delta$ ) і відносне звуження ( $\psi$ ).

Труби котельної установки в залежності від місця розташування експлуатуються за різних температур. Практично важко визначити температуру, за якої експлуатувалась конкретна труба або її певна ділянка. Тому дослідженням були піддані труби які експлуатувались в температурному полі з середньою температурою  $656^\circ\text{C}$  (рис.3.1,3.2) і в температурному полі з середньою температурою  $624^\circ\text{C}$  (рис. 3.3, 3.4). Температура випробувань складала  $20^\circ\text{C}$  і  $560^\circ\text{C}$ . В ході експериментів розглядались зразки виготовленні з труб, що відпрацювали 29632, 52438 і 90680 годин відповідно.

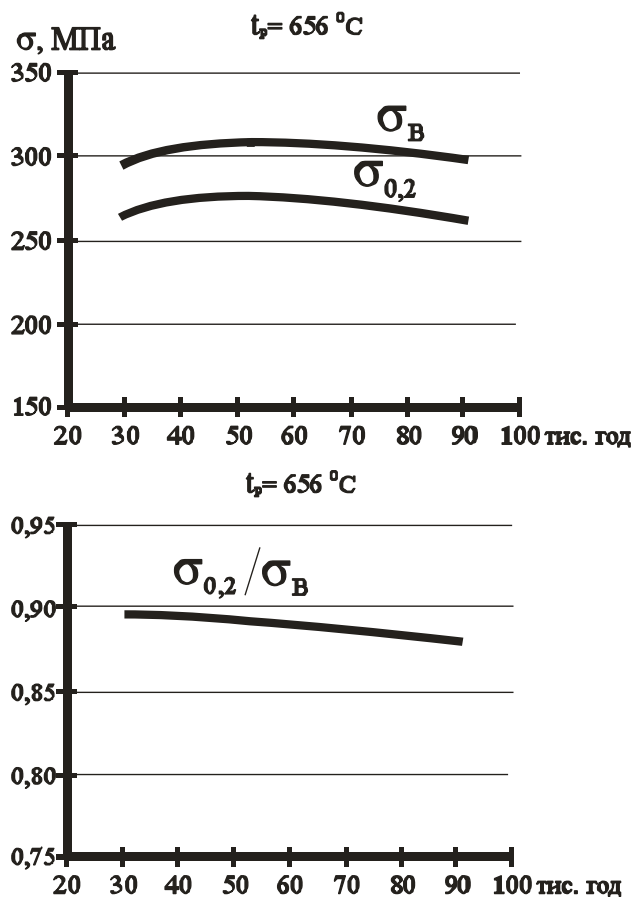


Рис. 3.1 Характеристики міцності за температури досліджень  $560^\circ\text{C}$  для сталі 12X1МФ, що експлуатувалась при температурі  $656^\circ\text{C}$ .

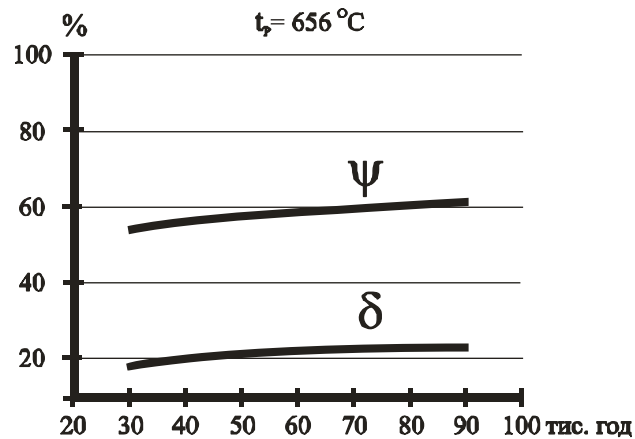


Рис. 3.2 Характеристики пластичності за температури досліджень 560°C для сталі 12X1МФ, що експлуатувалась при температурі 656°C.

З аналізу графіків наведених на рис. 3.1 можна зробити висновок, що за робочої температури 656°C відмічається тенденція підвищення механічних характеристик на першому етапі експлуатації і певне розміцнення на кінцевій стадії експлуатації, але після 90680 годин експлуатації величина границі міцності все одно більше ніж на початку роботи. Зміна величин  $\delta$  і  $\psi$  (рис. 3.2) відзначаються стійкою і практично лінійною тенденцією до збільшення. Відношення  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  (рис.3.1) з збільшенням часу експлуатації характеризується лінійним зменшенням.

Отримані данні підтверджують висновок, що метал труб паропроводів, виготовлених з низьколегованих сталей, на початкових етапах експлуатації зміцнюються. Структурні зміни, що супроводжують деградаційні процеси внаслідок дії високих температур, обумовлюють процеси розміцнення за більш тривалих термінів експлуатації, що спостерігалось для цих сталей на інших підприємствах за схожих умов роботи [72].

Аналіз результатів дослідження сталі, що працювала в температурному полі з середньою робочою температурою 624°C доводить, що відмічені раніше тенденції змін механічних характеристик в цілому зберігаються (рис.3.3).

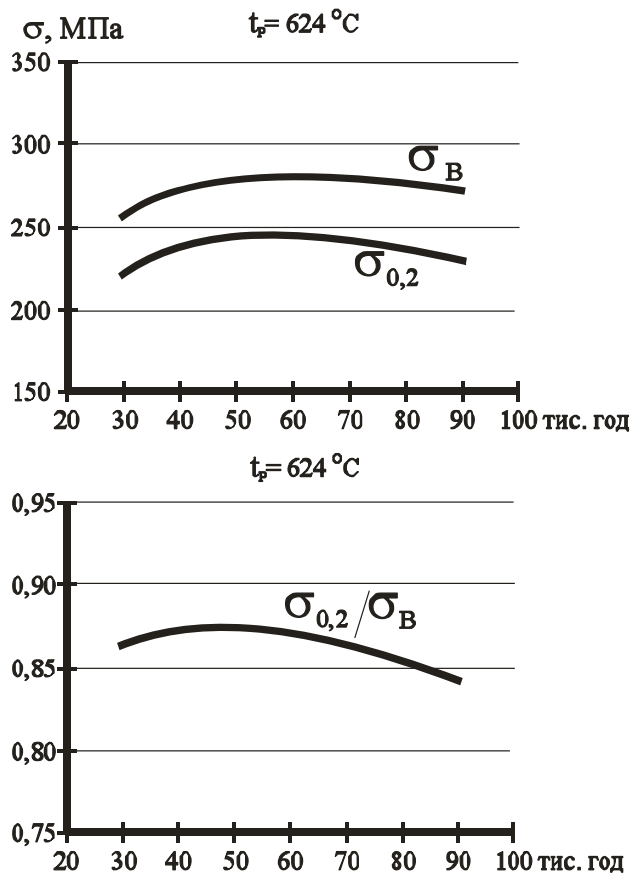


Рис. 3.3 Характеристики міцності за температури досліджень 560°C для сталі 12X1МФ, що експлуатувалась при температурі 624°C.

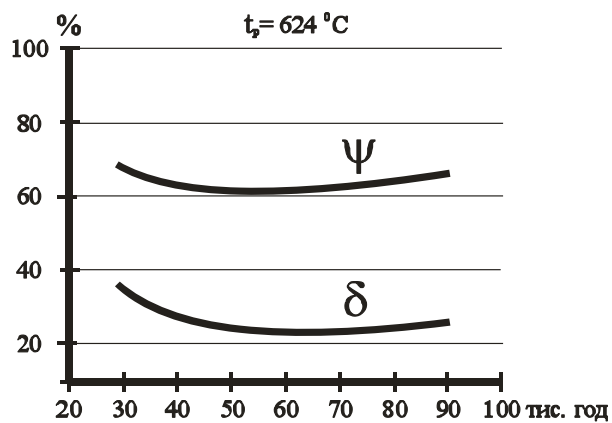


Рис. 3.4 Характеристики пластичності за температури досліджень 560°C для сталі 12X1МФ, що експлуатувалась при температурі 624°C.

Спільними є збільшення характеристик міцності на першому етапі експлуатації до 52438 годин роботи, певне розміщення на кінцевій стадії експлуатації. А от характер зміни характеристик пластичності (рис.3.4) свідчить про утворення наклепу на першому етапі експлуатації.

Методом кореляційного аналізу були визначені аналітичні функції характеристик міцності і пластичності від терміну експлуатації. Отримали залежності значення яких залежать від квадрата незалежної змінної  $t$  і задаються, відповідно, квадратичним многочленом.

Для температури  $656^{\circ}\text{C}$  отримали наступні функції:

1.  $\sigma_B = 254,2907 + 1,7969t - 0,0147t^2$
2.  $\sigma_{0,2} = 230,605 + 1,5329t - 0,0131t^2$
3.  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,8963 + 0,000226t - 0,0000034t^2$
4.  $\delta = 18,52 + 0,09235t - 0,000289t^2$
5.  $\Psi = 63,7741 + 0,3861t - 0,0114t^2$ ,

де  $t$  – час, тис. год.

Для температури  $624^{\circ}\text{C}$  отримали наступні функції:

1.  $\sigma_B = 190,1398 + 2,8577t - 0,0224t^2$
2.  $\sigma_{0,2} = 132,4214 + 3,9017t - 0,0322t^2$
3.  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,7911 + 0,0032t - 0,0000308t^2$
4.  $\delta = 18,52 + 0,09235t - 0,000289t^2$
5.  $\Psi = 48,5522 + 0,4908t - 0,00694t^2$

Порівняння змін механічних характеристик сталі труб виготовлених зі сталі 12Х1МФ довів, що температура експлуатації суттєво впливає на зміну механічних характеристик. Доведено, що збільшення температури експлуатації веде до стрімкого підвищення характеристик міцності. Причому характер функціональної залежності характеристик міцності від часу практично не залежить від температури експлуатації.

Аналіз наведених функціональних залежностей характеристик міцності і характеристик пластичності дозволяє зробити висновок, що характеристики  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$  і комплексний показник  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  для сталі даного обладнання більш



чутливі і об'єктивні як показники деградації сталі. Характеристики  $\delta$  і  $\psi$  за різних експлуатаційних температур проявили на першому етапі експлуатації протилежні тенденції до змін в часі. І така різниця помітна навіть при відносно невеликій різниці температур експлуатації. Чутливість  $\sigma_{0,2}$  і  $\sigma_B$  виявилась практично однаковою.

### 3.2. Дослідження сталі труб теплообмінного обладнання ЗАТ “Линик“

Основною причиною руйнування змійовиків печей, виготовлених із сталей типу 12X18H10T є міжкристалітне розтріскування [95]. Це відбувається через сенсibilізацію сталі за температури 450–850 °С, за яких сталь може знаходитися в печі. При зупинках на зовнішній поверхні змійовиків може відбуватися конденсація сульфатної кислоти (при спалюванні сірковмістних продуктів), що і викликає МКР зварних з'єднань. Частина змійовиків виготовляються з середньолегованих сталей типу 15X5M. Зварювання таких сталей вимагає подальшої термообробки. При цьому крихкі гартівні структури залишаються після зварювання в зонах шву і термічного впливу. Поява мікротріщин обумовлена в даному випадку або неякісною термообробкою, або тривалою експлуатацією змійовиків після зварювання їх по другому варіанту веде до утворення холодних зварювальних тріщин внаслідок дії залишкових напружень і концентраторів напружень у вигляді крихких гартівних структур.

Сєверодонецьким НДІХІМаш запропоновано зварювання таких сталей аустенітними електродами без подальшої термообробки, що дуже важливо для крупногабаритного обладнання. При сірководневій електрохімічній корозії під час зупинок атомарний водень проникає у метал змійовиків, молізує в тріщинах, що сприяє їхньому розвитку [96, 97].

Прискорюють розвиток тріщин і термічні напруження, особливо при зупинках в зимовий час, і при перегрівих змійовиків через наявність на їх внутрішній поверхні продуктів коксування і погіршення умов теплообміну.

Сталі пічних установок, підлягають дії високих температур, робочого середовища і знакозмінним навантаженням, деградують з утворенням структурних аномалей і подальшим розтріскуванням.

Так на ЗАТ “Линик“ труби змійовика печі П – 102 були замінені після аварійного нагріву на нові з тієї ж сталі 12Х18Н10Т діаметром 219×10мм. Для досліджень були вибрані ділянки труб №90 і №94 довжиною 790 мм і 935 мм відповідно, які знаходились в нижній половині радіаційної частини змійовика печі після 13 років експлуатації[99].

В печі відбувається нагрів вуглецевим газом сировини (гідроочищений вакуумний дисцилят).

Продуктовий змійовик експлуатується за наступних технічних характеристик:

робочий тиск в радіаційній частині	-	0,3МПа;
розрахунковий тиск	-	1,8МПа;
температура сировини на виході з радіаційної частини	-	390 – 410 °С;
температура газів на виході з радіаційної камери	-	≤800 °С

Досліджували механічні характеристики основного металу і зварних з'єднань, металографію основного металу і зварних з'єднань, визначали характер і глибину корозії. Механічні випробування на розтяг велись за кімнатної і робочої температури (450 °С) на стандартних зразках діаметром 5мм. Дослідження на ударну в'язкість зварних з'єднань труб проводили на нестандартних зразках розміром 5×10мм через значні зміщення труб при зварюванні.

Певна трудність порівняння результатів ускладнена відсутністю вимог стандарту до певних механічних характеристик сталі 12Х18Н10Т у вигляді труб. Тому для порівняння вибрані характеристики сталі виготовленої у вигляді металевих листів.

Слід також зауважити, що технологія виготовлення труб змінюється з часом, що може впливати на механічні характеристики і, таким чином, спотворювати результати співставлення характеристик. Тому при аналізі слід враховувати можливий вплив цього фактору.

Хімічний аналіз підтвердив, що основний метал труб відповідає сталі 12Х18Н10Т, а зварювальний шов за хімічним складом близький до основного металу. Досліджувались механічні характеристики труб (табл. 3.2).

Таблиця 3.2

№ труби і температура випробувань	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_b$	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КС, МДж/м <sup>2</sup>
1	2	3	4	5	6	7
Труба №90, кімнатна	577,8	316,9	0,55	49,6	70,7	1,617
	589,6	312,9	0,53	58,0	68,7	1,627
	604,3	385,5	0,64	46,4	69,2	1,578
Труба №90, +450 °С	450,5	189,3	0,43	33,2	57,3	1,599
	464,0	189,3	0,41	33,3	55,8	1,638
	452,2	187,4	0,41	33,4	58,6	1,462
	449,3	196,2	0,43	34,0	58,4	1,619
	447,3	187,3	0,42	32,0	62,7	1,579
Труба №94, кімнатна	583,7	326,7	0,56	46,0	63,9	1,539
	578,8	292,3	0,50	50,4	70,8	1,392

	574,9	246,2	0,43	51,2	68,8	1,284
Труба №94, +450 °С	462,1	213,9	0,46	34,2	58,1	1,059
	447,3	184,4	0,41	33,2	58,7	1,432
	455,2	208,9	0,46	28,2	58,7	1,393
	457,1	208,9	0,46	32,0	55,2	1,530
	445,4	189,3	0,42	35,0	57,3	1,5,01
Продовження таблиці 3.2						
Сталь 12X18Н10Т, ГОСТ 9940	≥529	≥216	-	≥40	-	-
Сталь 12X18Н10Т +450 °С, ГОСТ 14279	≥428	≥176	-	33,5	68	3,53

Аналіз результатів досліджень механічних характеристик дозволяє зробити наступні висновки:

- основний метал труб після 13 років експлуатації має задовільні характеристики міцності і пластичності за кімнатної температури, відношення величин  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  знаходиться в інтервалі значень 0,5 – 0,64, хоча і зафіксовані випадки зменшення цього відношення до величини 0,43. Досить великий діапазон значень характеристики  $\delta$  свідчить про значні деградаційні процеси в структурі сталі;

- за температури 450 °С відзначається зниження цих характеристик в межах допустимих для сталі 12X18Н10Т, хоча значення пластичності відповідають нижній границі, а в окремих зразках зменшення складає 10 – 16% відносно нижньої границі;

- міцність зварних швів є задовільною як за кімнатної температури, так і за температури 450 °С, хоча руйнування окремих зразків відбулось по

шву, де були виявлені дефекти утворені при зварюванні або під час експлуатації за підвищених температур;

- значення ударної в'язкості за кімнатної і робочої температур для основного металу знаходиться в інтервалі  $10,59 \cdot 10^5 - 16,38 \cdot 10^5$  Дж/м<sup>2</sup>, а для зварних швів в діапазоні  $9,68 \cdot 10^5 - 22,90 \cdot 10^5$  Дж/м<sup>2</sup>, тоді як у вихідному стані сталь 12X18H10T має ударну в'язкість більше  $28,6 \cdot 10^5$  Дж/м<sup>2</sup>. Місця зламу мають крупнозернисту будову як в основному металі, так і в наплавленому зварних з'єднань, тоді як в вихідному стані ця сталь після ударних навантажень має в'язкий, волокнистий злам;

- заміри твердості металу зварних з'єднань показали, що вона знаходиться в інтервалі норми як для основного металу, так і для зварного шву і зони термічного впливу. Але для труб, що були в експлуатації, розбіг значень може сягати величин 20–25 НВ, тоді як у труб, які не були в експлуатації ця різниця знаходиться в інтервалі 2 – 3 НВ;

- механічні випробування на загин показали, що кут загину для основного металу і зварних з'єднань труб № 90 і № 94 дорівнює  $120^{\circ}$ , а такого ж зварного з'єднання “стара труба + нова труба“ дорівнює  $180^{\circ}$  і задовольняє вимогам нормативних документів. Механічні випробування на загин зварного з'єднання “стара труба + стара труба“ вважаються незадовільними, оскільки при куті загину  $\leq 90^{\circ}$  з'явилися надриви в наплавленому металі. Металографічні дослідження проводили на зразках, вирізаних зі зварних з'єднань всіх варіантів представлених труб, які містили в собі зварний шов, зону термічного впливу і основний метал. Травлення зразків проводилось розчином “царська горілка“ для макродосліджень і електролітично 10% - водним розчином хромового ангідриду для мікродосліджень.

Дослідженнями мікроструктури основного металу труб було встановлено, що його структура аустенітна з номером зерна 6-7. Спостерігається виділення  $\alpha$ -фази у вигляді дрібнодисперсної ферито-

карбідної суміші, переважно розташованої по границях зерен в напрямку прокату листа. Відбулось випадіння карбідів хрому як по границям, так і в тілі зерен, а також випадіння дрібнодисперсних, типу  $\gamma'$ -фази, утворень. В зернах аустеніту спостерігається двійникування і лінії ковзання. В основному металі труб відмічаються окремі пори і стрічкові їх скупчення.

Мікроструктура зварних швів аустенітно-карбідна з включеннями  $\alpha$ -фази характерними для аустенітних сталей. В зварних швах  $\alpha$ -фаза розташована у вигляді прожилок по границях зерен, деякі з них мають лінії ковзання. Зона термічного впливу має більш крупне аустенітне зерно з витягнутими вздовж прокату включеннями високотемпературного фериту. Окремі пори мають місце як у шві, так і в зоні термічного впливу.

Грунтуючись на проведених металографічних дослідженнях можна зробити висновок, що метал труб має типову для аустенітних сталей структуру. За час експлуатації в середовищі, що містить водень за підвищеної температури відбулось випадіння проміжної  $\gamma'$ -фази, яка передує утворенню крихкої  $\sigma$ -фази. В окремих місцях утворились пори і їх скупчення, що привело до розрихлення матеріалу. Це обумовлено насиченням сталі воднем, що в свою чергу обумовило і погіршення механічних характеристик.

Аналіз корозійного пошкодження показав, що зовні спостерігається незначна нерівномірна корозія глибиною до 0,06 мм. Внутрішня поверхня на окремих ділянках зварних з'єднань підлягала нерівномірній корозії типу пітінгу глибиною до 0,3 мм. Такий самий характер корозії відмічається в зоні термічного впливу. В основному металі труб на внутрішній поверхні під щільним шаром відкладень відбулась пітінгова корозія з глибиною пошкоджень до 0,1мм.

Корозію труб зі сталі 12X18H10T в даному випадку можна пояснити наявністю в сировині сірковмісних сполук. Цей процес посилюється, коли на стінках труб з'являються відкладення коксу і порушується нормальний теплообмін [71,99,100]. Наявність сірководню в потоках сировини, що

транспортується по трубах в присутності водної фази в нержавіючих сталях викликає локальні руйнування (пітінг, МКК і навіть корозійне розтріскування), особливо в періоди зупинок.

Таким чином, за 13 років експлуатації за підвищених температур з періодичними зупинками в умовах дії агресивного середовища, що містить сірководень, відбулась суттєва деградація сталі труб. Це проявило себе в змінах у структурі сталі і погіршені механічних характеристик.

Для визначення границі корозійної втоми з сенсibilізованої і загартованої сталі 12X18H10T були виготовлені стандартні циліндричні зразки з концентраторами напружень у вигляді кругової виточки [101]. Досліди проводили на установці консольного згину з частотою навантаження 10 Гц. Першу партію з 35 зразків досліджували на повітрі, другу – в середовищі 1% сульфатної кислоти. Для дослідів в середовищі використовувались зразки спочатку нагріті в печі до температури 1200 °С, а потім сенсibilізовані за температури 650 °С протягом 6 годин.

Також досліджували вплив амплітуди коливань на характер розвитку міжкристалітної корозії. Амплітуда коливань змінювалась від 3 до 12 мм. Встановлено, що за напружень близьких до  $\sigma_t$  руйнування в середовищі настає вдвічі швидше ніж на повітрі. З зменшенням амплітуди навантажень різниця зменшується, але має не менше ніж 50% від часу іспитів на повітрі. Результати випробувань на корозійну втому при консольному навантаженні сталі 12X18H10T (для несенсibilізованих і сенсibilізованих зразків) представлено на (рис. 3.5). Дана сталь в стані поставки, як правило, має загартований стан.

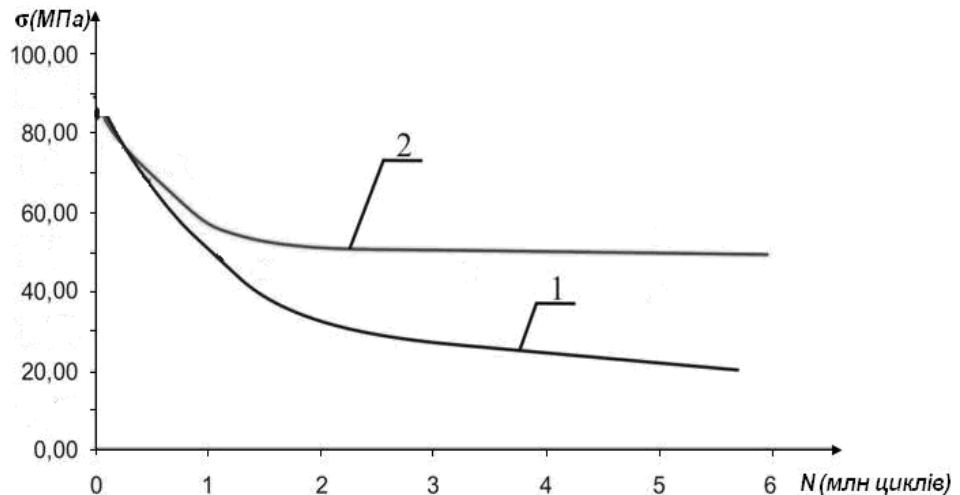


Рис. 3.5 Криві корозійної втоми сенсбілізованої (1) и загартованої (2) сталі 12X18H10T.

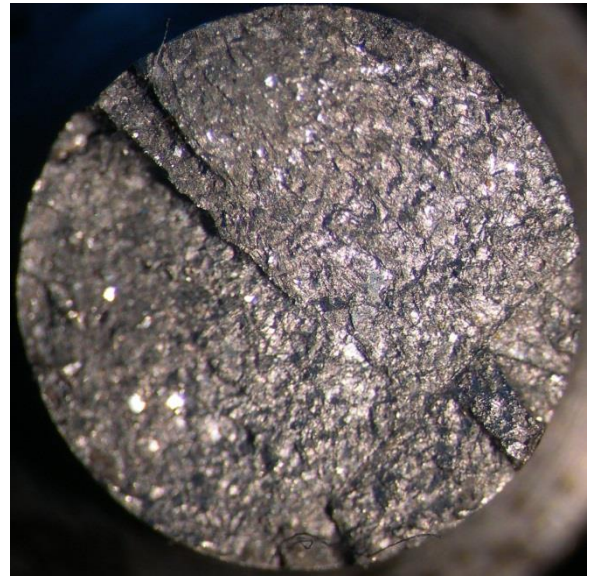
Встановлено, що дія середовища різко скорочує число циклів до руйнування порівняно з випробуваннями на повітрі. Також можна зробити висновок, що за великих амплітуд коливань сенсбілізовані зразки руйнуються повільніше ніж загартовані. Це пояснюється тим, що за таких напружень в цьому разі мусить спочатку зруйнуватися ланцюг карбідів і таким чином відбувається своєрідне сповільнення руйнування зразків.

В результаті проведених фрактографічних досліджень встановлено [102], що ділянка зародження тріщини у зразку, що навантажувався на повітрі, як правило одна. Від неї розповсюджуються складчаста зона втомного зламу і видно блискучу зону доламу. Дія середовища сприяє утворенню декількох зон зародження тріщин, потім тріщини розповсюджуються в різних площинах, далі видно шаруваті зони доламу (рис. 3.6). Вібрація з часом може викликати переродження міжкристалітної корозії в міжкристалітне розтріскування. Вона може пришвидшувати руйнування не лише зразків пошкоджених міжкристалітною корозією, але і зразків, що підлягали міжкристалітному травленню.





а



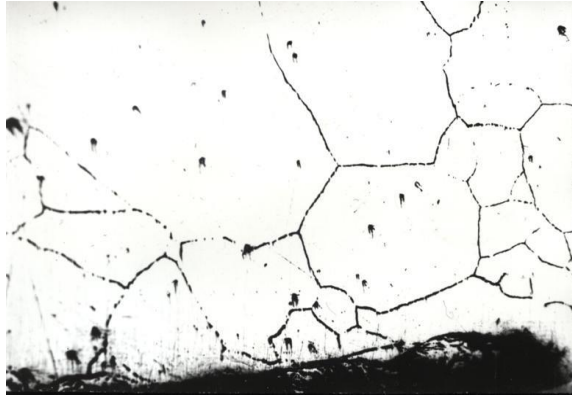
б

Рис. 3.6. Фрактографія зразків зі сталі 12X18H10T:

а – повітря; б – середовище.

Звичайно міжкристалітне травлення допустиме при експлуатації апаратів в хімічній промисловості. Згідно з ГОСТ 6032-89 допускається міжкристалітне травлення загартованих сталей в стандартному розчині метода АМУ глибиною до 40 мкм. Традиційно вважається, що обладнання сприймає статичні навантаження. Але в разі дії вібраційних навантажень, особливо з одночасною дією розтягуючи напружень навіть ці 40 мкм можуть бути концентраторами напружень, а вібрація сприяє пришвидшенню руйнівних процесів.

Металографічні дослідження показали, що глибина міжкристалітної корозії в зразках, що циклічно навантажувались дорівнює 0,1 – 0,25 мм. Установлено, що чим більше амплітуда тим більше швидкість міжкристалітної корозії. Характер міжкристалітної корозії зразків при мінімальній і максимальній амплітуді навантажень показано на (рис. 3.7). Видно, що за великих амплітуд міжкристалітна корозія має більш виражений характер, з чіткими границями між кристалами.



а



б

Рис. 3.7 Характер МКК сталі 12Х18Н10Т:

а – мінімальна амплітуда (3 мм);

б – максимальна амплітуда (12 мм),  $\times 100$ .

Дослідження змін механічних характеристик сталі 15Х5М по тривалій експлуатації

Крім аустенітних сталей для виробництва змійовиків використовуються середньо- і низьколеговані сталі.

Одна з причин виходу з ладу труб ( $\text{Ø}219 \times 8 \text{ мм}$ ,  $\text{Ø}152 \times 8 \text{ мм}$ ,  $\text{Ø}152 \times 12 \text{ мм}$ ) із сталі 15Х5М, яка застосовується для виготовлення змійовиків печей в радіаційній частині, є науглецювання внутрішньої поверхні під час експлуатації і паровижогу коксу, при якому протягом декількох годин температура може досягати  $780\text{-}880\text{ }^\circ\text{C}$ . В подальшій роботі в трубах по їх внутрішній поверхні відбувається розтріскування цього шару з глибиною науглецювання понад  $1,5\text{-}2,3\text{ мм}$ . За виглядом поверхні таких труб можна припустити, що відбувається по суті процес цементації сталі. При цьому підвищуються міцнісні властивості, знижується пластичність сталі на  $40\text{-}50\%$  і збільшується перехід Мо і Сг з матриці в карбіди. Зовнішня поверхня труб при цьому підлягає газовій і іншим видам корозії.

Корисно зробити порівняльний аналіз стану труб змійовиків виготовлених зі сталі 12Х18Н10Т і хромистої середньолегованої сталі 15Х5М [103]. На ЗАО “Линик” в печі П-102 під час капітального ремонту змійовики заводської поставки, виготовлені зі сталі 15Х5М були замінені на труби зі сталі 12Х18Н10Т. Зрозуміло, що умови роботи теплообмінників не змінилися і були описані раніше. Досліджувались труби виготовлені зі сталі 15Х5М діаметром 219×8мм і 152×8мм після 14832, 55440 і 71280 (умовно позначимо їх труба А, Б, В відповідно) годин експлуатації. Зрозуміло, що порівняльний аналіз може мати суто якісний характер, зважаючи на досить відмінні умови роботи різних труб зі сталі 15Х5М. Дані механічних характеристик металу труб за кімнатної температури після різних термінів експлуатації і труб, що в експлуатації не були, приведені в таблицях 3.3, 3.4, 3.5.

Таблиця 3.3

## Механічні характеристики експлуатованої трубної зі сталі 15Х5М

№ тру-би	Стан матеріалу	Глибина науглецьован. шару	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_b$	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Твердість НВ		Кут загину	КС, МДж/м <sup>2</sup>	Примітки
								Науглецьований шар	Зовнішня поверхня			
71А	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
2А	експлуатована	0,7	475	250	0,53	29,2	58,0					
			531	-	-	19,5	57,0	207	156	180 <sup>0</sup>		
			484	259	0,54	22,4	63,8					
13А	експлуатована	1,26	474	282	0,59	31,0	53,2			180 <sup>0</sup>	2,20	Сплющен. не витрим.
			471	290	0,62	36,0	60,6				2,10	
			473	265	0,56	35,2	57,8				2,45	
12А	експлуатована	1,68	472	269	0,57	30,2	59,6				2,46	
			473	258	0,55	30,4	58,3	207	156	180 <sup>0</sup>	2,70	
			478	252	0,53	27,6	61,3					
10А	експлуатована	1,8	465	233	0,50	29,8	46,6					
			474	251	0,53	21,1	45,9					
			457	218	0,47	27,8	45,7					
4А	експлуатована	1,9	495	295	0,6	14,7	20,1	255	175			
			479	252	0,53	14,9	25,5					
			537	318	0,55	14,0	34,6					
14А	експлуатована	2,07	411	210	0,51	18,2	47,8					тріщини
			416	-	-	-	-					
			437	311	0,63	13,1	31,1	207	139			

Продовження таблиці 3.3

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	
17,	Труби, що не були в експлуатації	-	512	377	0,71	31,3	76,1				2,76		
18			521	370	0,71	29,1	76,8				2,86		
				526	373	0,71	27,5	75,7	-	170	180 <sup>0</sup>	2,88	
				525	397	0,76	31,4	69,8					
				519	370	0,71	33,9	68,9					
				531	365	0,69	30,9	68,9					

Таблиця 3.4

**Механічні характеристики експлуатованої трубної сталі 15X5М**

№ труби	Стан матеріалу	Середня глибина науглецьованого шару	$\sigma_b$ , Мпа	$\sigma_{0,2}$ , Мпа	$\sigma_{0,2}/\sigma_b$	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Твердість НВ		Кут загину	КС, МДж/м <sup>2</sup>
								Науглецьований шар	зовнішня поверхня		
4Б,	експлуатована	нема	627	501	0,79	27,8	57,8	нема			1,85
5Б		-	924	883	0,95	13,2	40,9	-	170	180 <sup>0</sup>	2,64
		-	727	607	0,83	17,0	42,1	-			2,98
		-	835	831	0,99	-	44,7	-			
		-	917	849	0,93	15,4	55,9	-			
		-	792	709	0,90	16,6	38,2	-			

Таблиця 3.5

## Механічні характеристики експлуатованої трубної сталі 15Х5М

№ труби	Стан матеріал.	Середня глибина науглецьованого шару	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_b$	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Твердість НВ		Кут загину	КС, МДж/м <sup>2</sup>	Примітки
								Науглецьований шар	Зовнішня поверхня			
14 В	експлуатована	0,5	752	718	0,95	9,8	27,1				7,35	Випробуван. на сплющення не витримали
15 В			707	578	0,82	14,3	42,7	285	229	30 <sup>0</sup>	7,10	
34 В			771	747	0,97	-	-				6,50	
59 В			727	690	0,95	16,4	33,8					
			615	556	0,90	13,8	30,9					

Механічні характеристики експлуатованих труб за температури досліджень 400 °С приведені в таблиці 3.6.

Таблиця 3.6

**Механічні характеристики трубної сталі 15Х5М  
за температури 400 °С**

№ труби	Термін експлуатації, год	Стан матеріалу	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_b$	$\delta$ , %	$\psi$ , %
2	14832	експлуатований	394	259	0,66	19,1	57,8
			378	244	0,65	18,2	61,8
			379	163	0,47	23,5	64,4
10	-	-	378	192	0,51	18,7	50,9
			400	184	0,46	19,5	50,3
			374	194	0,52	20,2	40,2
			363	158	0,44	20,3	50,6
4	-	-	417	277	0,66	14,9	33,5
			426	283	0,66	11,3	23,9
			414	263	0,64	13,1	29,6
14	-	експлуатований з тріщинами	337	284	0,84	8,0	16,5
			342	274	0,80	-	-
			317	221	0,70	7,6	25,2
			343	208	0,61	-	-

Після механічних випробувань за температури 20 °С зразки після 14832 годин експлуатації з глибиною науглецьованого шару до 1,8 мм мають характеристики міцності і пластичності, що відповідають діючим вимогам. Хоча можна зауважити певне зниження величин  $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0,2}$ , а особливо  $\delta$  і  $\psi$ . Про значні дегредаційні процеси свідчить великий діапазон значень величин  $\delta$  і  $\psi$  та велике зменшення відношення  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ . Твердість науглецьованого шару дорівнює 207 НВ, зовнішньої поверхні 156 НВ. Але зростання науглецьованого шару до 1,9 мм і більше веде до різкого падіння характеристик пластичності:  $\delta$  до 13,1% - 14,9%, діапазон значень  $\psi$  значно

більший і лежить в інтервалі 20,1% - 34,6%. Значного зменшення  $\sigma_b$  і  $\sigma_{0,2}$  при цьому не відмічається.

Зразки з труб Б після 55440 годин експлуатації мають високі показники міцності, що характерно для загартованого стану. Разом з тим, відзначається зменшення величини  $\psi$ , а особливо свідчить про деградаційні процеси зменшення величини відносного видовження  $\delta$  до значень 13,2% – 17,0%. Такий характерний показник деградації сталі як відношення  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  порівняно до вихідної сталі збільшився і знаходиться в інтервалі 0,79 – 0,99. Ударна в'язкість знаходиться в межах норми.

Після експлуатації протягом 71280 годин труби В мають високі показники міцності. Але відношення  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  як і для труб з часом експлуатації 55440 годин, суттєво збільшилось і лежить в інтервалі 0,82 – 0,97. Відбувається подальше падіння значень величин  $\delta$  і  $\psi$ . Особливо різке падіння величини відносного видовження, значення  $\delta$  лежать в діапазоні 9,8% – 16,4%. Відмічається також суттєве зменшення величини ударної в'язкості КС до величин  $6,50 \cdot 10^5 - 7,35 \cdot 10^5$  Дж/м<sup>2</sup>. Кут загину складає лише 30°, виробування на сплющування зразки не витримали. Твердість науглецьованого шару дорівнює 285 НВ, а центральної частини металу – 229 НВ. Загалом це свідчить, що після експлуатації протягом 71280 годин відбулось окрихчення сталі труб і продовжилось зниження механічних характеристик.

Дослідження механічних характеристик сталі вирізаної з труби №2 після 14832годин експлуатації за температури 400 °С свідчать про значне зменшення характеристик міцності, показники пластичності з зростанням температури практично не змінились. Це обумовлено структурними змінами металу після тривалої експлуатації за високої температури.

Металографічні дослідження сталі труб виявили науглецьований шар на всіх трубах, крім тих, що відпрацювали 5540 годин. Труби мають різні типи мікроструктури, що можна пов'язати з неоднаковим температурним полем під



час експлуатації. Саме тому науглецьований шар в трубах має відмінності за глибиною і характером структури.

В поверхневій зоні, де насичення вуглецем більше ніж 0,8% – 0,9% сформувалась структура перліт + цементит. Тут утворилась так звана заевтектоїдна зона. Потім йде структура перліт + сорбіт. Мікроструктура метала в середньому перерізі труб – бейнітна. В поверхневій зоні з вмістом вуглецю близько 0,8% сформувалась структура перліту, що є характерним для евтектоїдної зони, після якої розташована структура перліт + ферит. В металі труб, де насичення поверхневого шару менше 0,7% сформувалась структура перліт + ферит. Це так звана доевтектоїдна зона. Мікроструктура метала в середньому перерізі труби крупнозерниста, бейнітна.

В металі труб після 71280 годин експлуатації в поверхневому шарі сформувалась структура перліту, після якої розташовується суміш перліт + тросто - мартенсит. Мікроструктура метала в середньому перерізі труб тросто – мартенсит. На зовнішній поверхні труби А відмічається нерівномірна газова корозія глибиною 0,2 – 0,5 мм. Шар продуктів корозії на внутрішній поверхні складає 0,15 – 0,2 мм. На зовнішній і внутрішній поверхнях труб Б відмічається нерівномірна корозія глибиною 0,04 – 0,2 мм і 0,07 – 0,5 мм відповідно.

З зовнішньої поверхні труб В відмічається незначна корозія по границям зерен глибиною 0,02 – 0,05 мм, з внутрішньої сторони розташовується шар продуктів корозії глибиною 0,18 – 0,35 мм з сіткою тріщин, через які і відбулось насичення металу труби вуглецем на глибину 0,5 мм.

Отже, для сталі 15X5М можна зробити висновок, що механічні характеристики міцності і пластичності є чутливими показниками ступеня її деградації. Необхідно відмітити, що після тривалої експлуатації в умовах високих температур, внаслідок структурних змін, значно знизилась показники пластичності, що пояснюється науглецюванням металу. В цілому зросли міцнісні характеристики. Діапазон змін характеристик суттєво залежить від температурного поля в якому знаходилась труба при експлуатації.

### 3.3 Дослідження сталі труб системи пароутворення блоку парового риформінгу крупнотоннажного цеху синтетичного аміаку 1-Б ПРАТ «Севєродонецьке об'єднання Азот»

Об'єктом досліджень була вибрана сталь марки JIS G3458 STPA22, з якої були виготовлені труби системи пароутворення крупнотоннажного цеху синтетичного аміаку 1-Б ПРАТ «Севєродонецьке об'єднання Азот».

Система пароутворення входить в блок парового риформінгу і призначена для отримання пари під тиском не більше 109 кгс/см<sup>2</sup> (надлишкового) з температурою 480-482 °С, необхідного для парової конденсаційної турбіни з регулюючим відбором пари, яка є приводом трикорпусного відцентрового компресора азотоводневої суміші. Схема паропроводу включає лінію трубопроводів діаметром Ø508×44,4 мм від пароперегрівача до турбіни з відведенням пари по трубопроводу діаметром Ø318×28,6 мм на редукуючу охолоджувальну установку (РОУ), де пар перетворюється на більш низький тиск і надходить в окремі апарати на технологічні процеси. Трубопровід пущений в експлуатацію у 1975 році. До моменту дослідження трубопровід знаходився в експлуатації 162904 години згідно з технічною документацією цеху 1-Б.

Матеріал трубопроводу - сталь JIS G3458 STPA22, аналог сталь 15ХМ (ГОСТ 4543).

Робочий тиск, кгс/см <sup>2</sup>	105,5
Робоча температура, °С	485
Робоче середовище	перегріта пара

Категорія і група трубопроводу згідно з «Правила будови і безпечної експлуатації трубопроводів пару та гарячої води» - І, 3.

При аналізі технічної документації встановлено наступне:

- Трубопровід експлуатується протягом 30 років;
- За період експлуатації робіт по заміні і ремонту основних конструктивних елементів трубопроводу не проводили;
- Результати періодичних технічних оглядів свідчать про задовільний стан трубопроводу;
- Технічне діагностування трубопроводу не проводилося;
- У 1998 році проведено дослідження стану зварних з'єднань і основного металу на вирізці.

Візуальний контроль проводили по зовнішній поверхні трубопроводу після зняття ізоляції. В результаті проведеного контролю, згідно «Положення про технічне діагностування енергетичного обладнання підприємств Міністерства промислової політики України», недопустимих дефектів не виявлено.

При вимірюванні товщини стінок елементів трубопроводу ультразвуковим товщиноміром DM-4 з похибкою  $\pm 0,1$  мм встановлено, що недопустимого утонення стінок не виявлено.

Товщина стінок конструктивних елементів трубопроводу знаходиться в допустимих межах.

За результатами контролю методом кольорової дефектоскопії встановлено наступне:

На поверхні фасонних елементів дефектів не виявлено;

У деяких зварних швах виявлені пори і ланцюжки пор.

Виявлені дефекти в зварних швах були вишліфувані. Вишліфовка проводилася з пошаровим контролем методом кольорової дефектоскопії. Ремонтні ділянки були заварені ручним електродуговим зварюванням згідно інструкції лабораторії зварювання. Після заварки всі ремонтні ділянки зварних швів були проконтрольовані методом кольорової дефектоскопії. В

результаті контролю методом кольорової дефектоскопії поверхневих дефектів на ремонтних ділянках не виявлено.

Ультразвуковий контроль проведено на зварних швах і конструктивних елементах. Внутрішніх дефектів у зварних швах і згинах методом ультразвукового контролю не виявлено.

Металографічні дослідження металу безпосередньо на трубопроводі проведені методами полістирольних відбитків (реплік) на зварних з'єднаннях № 71 і № 91 і сколів на зварних з'єднаннях № 85 та № 91. При макроаналізі макротріщин, надривів, непроварів та інших дефектів не виявлено. Дослідження мікроструктури проводилося на мікроскопі «Неофот-21» при збільшенні X100, X500 і X1000. Мікроструктура основного металу труб ферито-перлітна. Перліт зернистий. Сфероїдизація перліту відповідає 2-3 балу. Мікропошкодження металу труб і зварних з'єднань не виявлено.

Вимірювання твердості проводили згідно ДСТУ 4046-2001 з допомогою твердомірів резонансно-імпедансної дії МІС-10 з похибкою вимірювання +/- 5%.

Твердість металу всіх елементів трубопроводу пари (труб, зварних з'єднань, гинів) знаходиться в допустимих межах, що відповідає вимогам ТУ 14-3-460-75 (сталь 15ХМ). Твердість зварних швів відповідає вимогам РТМ-1С-89. Дослідження металу вирізки, що включає три зварних шва і метал двох ділянок труб (катушок), проводилось у відповідності з вимогами ГКД 34.17.401-95 та РД 10-262-98.

Результати вимірювання твердості основного металу труби, в зонах термічного впливу та зварних швів узагальнені в таблиці № 3.9.

Таблиця 3.7

**Результати вимірювання твердості металу труби Ø508×44,4 мм**

№ зварної ділянки	Найменування	Число твердості по Бринеллю, НВ	
		Мінімальне	Максимальне
1-1	Основний метал	126	137
	Зона термічного впливу	149	170
	Зварний шов	170	255
1-2	Основний метал	131	137
	Зона термічного впливу	149	229
	Зварний шов	207	285
1-3	Основний метал	126	137
	Зона термічного впливу	143	207
	Зварний шов	197	255
2-3/1	Основний метал	131	143
	Зона термічного впливу	149	187
	Зварний шов	187	207
2-3/2	Основний метал	131	143
	Зона термічного впливу	143	149
	Зварний шов	207	217
2-3/3	Основний метал	131	143
	Зона термічного впливу	143	163
	Зварний шов	197	207
3-1	Основний метал	126	143
	Зона термічного впливу	149	187
	Зварний шов	207	217
3-2	Основний метал	126	143
	Зона термічного впливу	143	156
	Зварний шов	187	207
3-3	Основний метал	126	149
	Зона термічного впливу	137	197
	Зварний шов	179	207

Хімічний склад металу вирізки (металу труби Ø508×44,4 мм і металу зварних швів) наведено в таблиці № 3.10.

Таблиця 3.8

*Хімічний склад металу вирізки труби Ø508×44,4 мм*

№ п/п	Найменування	Вміст легуючих елементів, %								
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V	Ni
1	Вихідний стан (Сертифікат заводу виробника)	0,12	0,44	0,29	0,06	0,011	0,96	0,49	-	-
2	Вихідний стан (Дані лабораторії металів)	0,10	0,51	0,27	0,008	0,020	0,93	0,41	-	0,08
3	Основний метал (вирізка після 38880 годин експлуатації)	0,11	0,49	0,27	0,013	0,020	1,10	0,44	-	0,13
4	Основний метал (вирізка №1)	0,15	0,45	0,25	0,013	0,026	0,93	0,46	-	0,15
5	Основний метал (вирізка №2)	0,15	0,47	0,28	0,013	0,029	0,93	0,51	-	0,09
6	Основний метал (вирізка №3)	0,16	0,51	0,27	0,013	0,026	1,05	0,50	-	0,07
7	Зварний шов (вирізка №1)	0,11	0,54	0,29	0,012	0,023	1,19	0,52	-	0,06
8	Зварний шов (вирізка №2)	0,11	0,82	0,37	0,015	0,020	1,07	0,51	-	0,07
9	Зварний шов (вирізка №3)	0,13	0,90	0,30	0,012	0,018	0,85	0,54	0,21	0,04

За результатами хімічного аналізу матеріал трубопроводу сталь марки L15 G3458 STPA22, аналог 15ХМ (ГОСТ 4543-71). Після тривалої експлуатації хімічний склад труб відповідав вимогам до цієї сталі.

Результати карбідного аналізу наведені в таблиці № 3.11.

Таблиця 3.9

**Карбідний аналіз металу вирізки труби Ø508×44,4 мм**

№ п/п	Час експлуатації	Cr	Mo	Mn
1	Вихідний стан (Сертифікат заводу виробника)	11,3	8,3	6,5
2	38880 годин експлуатації	16,4	21,6	14,9
3	162904 години експлуатації (вирізка №1)	29,41	31,66	20,8
4	162904 години експлуатації (вирізка №2)	24,54	31,60	17,73

За результатами карбідного аналізу, з урахуванням результатів після 38880 годин експлуатації, з твердого розчину в карбіді перейшло 4,6%-7,9% хрому і молібдену. Металографічні дослідження металу вирізки проведені на шести мікрошліфах, вирізаних з двох катушок основного металу і на 9 макро- і мікрошліфів, вирізаних із трьох зварних з'єднань. Після експлуатації протягом 162904 годин виявлена сфероїдизація і часткова коагуляція сфероїдів цементиту в матриці і по границях зерен. Сфероїдизація перліту відповідає 2 - 3 балу за шкалою Е ОСТ 34 - 70 - 690 - 96. Мікропошкодження металу не виявлено.

Результати досліджень узгоджуються з дослідженнями інших авторів, проведеними на сталі 15ХМ при температурі 500 °С, де вказано, що пори і мікропошкодження з'являються при експлуатації протягом 200000 годин.

Для зразків з вихідної і деградованої сталі визначалися характеристики міцності. З характеристик міцності визначалися границя текучості (умовна границя текучості  $\sigma_{0,2}$ ) і границя міцності (тимчасовий опір  $\sigma_b$ ), на основі отриманих результатів розраховувався комплексний показник  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ .

Вирізку заготовок з експлуатованої сталі проводили шляхом застосування газового різання, передбачаючи припуски на зону із зміненими властивостями при нагріві. При виготовленні зразків приймалися запобіжні

заходи (охолодження, відповідні режими обробки), що виключають можливість зміни властивостей металу при нагріві або наклепі, які виникають в результаті механічної обробки.

Результати досліджень та їх обговорення:

Сталь JIS G3458 STPA22 є конструкційною, оццаннолегованою, жароміцною сталлю, яка використовується для виготовлення пароперегрівачів, паропроводів, колекторів, фланців, довгостроково працюючих при температурах до 500 °С. За хімічним складом досліджувана сталь близька до вітчизняної сталі марки 15ХМ (ГОСТ 4543-71).

Дослідженням була піддана труба Ø508×44,4 мм яка експлуатувалась за робочої температури 485 °С. Температура випробувань складала 20°С і 500°С. В ході експериментів розглядалися зразки виготовленні з труби, що відпрацювали 38880, 70000, 108460 і 162904 годин відповідно.

Характеристики на момент початку експлуатації вибирались на основі сертифікату заводу виробника. Зразки виготовлялись з орієнтацією волокон паралельно поздовжній осі труби і визначалась умовна границя текучості  $\sigma_{0,2}$ , тимчасовий опір  $\sigma_b$  (рис. 3.8) а також комплексний показник  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  (рис. 3.9). Використання комплексного показника  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  дозволяє певною мірою усунути недолік порівняння характеристик, що пов'язаний з відсутністю зразків виготовлених зі сталі з тієї ж партії поставки, але не бувшої в експлуатації. Крім того, для пластичних сталей цей показник може виявитись більш чутливим щодо виявлення змін механічних характеристик.

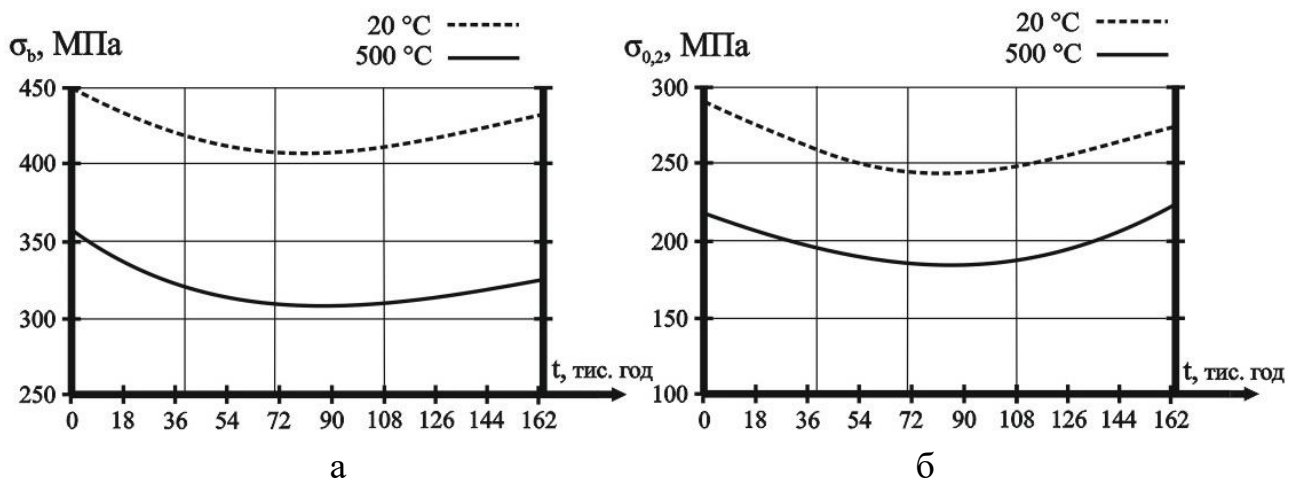




Рис. 3.8 Характеристика зміни:

а - тимчасового опору  $\sigma_b$ ;

б - умовної границі текучості  $\sigma_{0,2}$ .

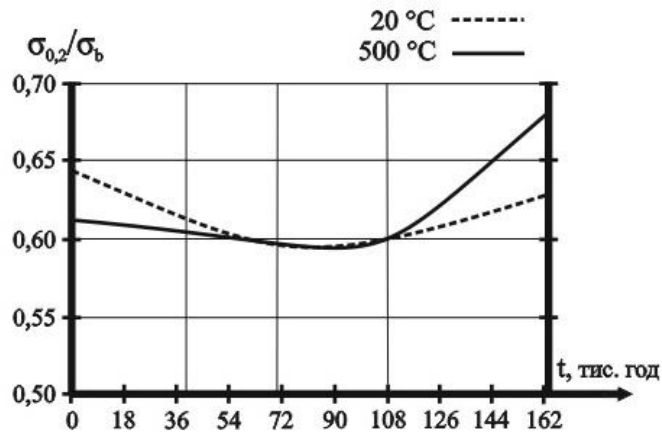


Рис. 3.9 Характеристика зміни комплексного показника  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$

Установлено, що згідно з характером зміни в часі тимчасового опору  $\sigma_b$  при температурі випробувань 20 °C і 500 °C, на першому етапі експлуатації матеріал досліджуваної труби підлягав розміцненню, а другий етап навпаки характеризувався певним зміцненням сталі.

Аналіз характеру зміни в часі умовної границі текучості  $\sigma_{0,2}$  доводить, що відмічені раніше тенденції в цілому зберігаються. Спільними є зменшення характеристики на першому етапі експлуатації до 70000 годин роботи, певне зміцнення на кінцевій стадії експлуатації, але після 162904 годин експлуатації при температурі випробувань 500 °C величина умовної границі текучості  $\sigma_{0,2}$  все одно на 2% більше в порівнянні зі значенням цієї ж величини на момент початку експлуатації.

В результаті обробки експериментальних даних установлено, що зміна в часі тимчасового опору  $\sigma_b$  описується рівнянням:

$$\sigma_b = k - mt + nt^2,$$

де  $k$ ,  $m$ ,  $n$  – сталі величини;

$t$  – час, тис. год.

Значення величин  $k$ ,  $m$ ,  $n$  наведено в таблиці 3.10.

Таблиця 3.10

*Значення величин  $k$ ,  $m$ ,  $n$  для рівняння тимчасового опору  $\sigma_b$*

Температура випробування, °С	$k$	$m$	$n$
20	447,2296	-1,079321	0,0067845
500	357,4146	-1,340120	0,0083567

Умовна границя текучості  $\sigma_{0,2}$  змінюється в часі за наступною функціональною залежністю:

$$\sigma_{0,2} = a - bt + ct^2,$$

де  $a$ ,  $b$ ,  $c$  – сталі величини;

$t$  – час, тис. год.

Значення величин  $a$ ,  $b$ ,  $c$  наведено в таблиці 3.11.

Таблиця 3.11

*Значення величин  $a$ ,  $b$ ,  $c$  для рівняння умовної границі текучості  $\sigma_{0,2}$*

Температура випробування, °С	$a$	$b$	$c$
20	294,0885	-1,181072	0,0066999
500	220,6385	-0,664534	0,0051753

Комплексний показник  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  змінюється в часі за наступною функціональною залежністю:

$$\sigma_{0,2}/\sigma_b = d - gt + ht^2,$$

де  $d$ ,  $g$ ,  $h$  – сталі величини;

$t$  – час, тис. год.

Значення величин  $f$ ,  $j$ ,  $p$  наведено в таблиці 3.12.

Таблиця 3.13

*Значення величин  $f, j, p$  для рівняння комплексного показника  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$*

Температура випробування, °С	<b>d</b>	<b>g</b>	<b>h</b>
20	0,645683	-0,0009883	0,0000065
500	0,617411	-0,0004891	0,0000043

В результаті проведеного технічного діагностування встановлено наступне:

- матеріал конструктивних елементів трубопроводу сталь марки JIS G3458 STPA22 (аналог сталь 15ХМ);

- за результатами візуального і вимірювального контролю на зовнішній поверхні трубопроводу недопустимих дефектів не виявлено;

- товщина стінок основних конструктивних елементів знаходиться в допустимих межах;

- виявлені дефекти в зварних швах усунені з подальшим контролем ремонтних ділянок;

- твердість металу труб і гинів відповідає вимогам нормативно-технічної документації;

- методом ультразвукового контролю в зварних швах і згинах внутрішніх дефектів не виявлено;

- за результатами металографічного дослідження металу в зварних швах і основному металі мікропошкодження не виявлено.

- при металографічному дослідженні виявлена сфероїдація і часткова коагуляція сфероїдів цементиту в матриці і по границях зерен, мікропошкодження не виявлено;

### 3.4 Аналіз характеру змін механічних характеристик сталей по тривалій експлуатації.

Аналізуючи отримані дані з досліджень зміни характеристик низьколегованих сталей, які пропрацювали значний термін в агресивних середовищах, характерних для виробництв хімічної і нафтопереробної галузей, можна відмітити спільні тенденції, притаманні деградації названих сталей [105].

При проведенні такого аналізу пропонується розглядати зміну механічних характеристик, з врахуванням результатів механічних статичних випробувань, досліджень на втому, корозійну втому, удар, металографічні дослідження структури сталі, вимірювання наводнювання.

Практично всі проведені випробування показують у сталей після тривалої експлуатації збільшення величин  $\sigma_b$  і  $\sigma_{0,2}$ , що свідчить про зміцнення сталей з часом. Проблема порівняння з базовим значенням (тобто відсутністю даних про ці показники у сталей на момент початку експлуатації) може бути частково усунута введенням комплексного показника  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ . Так, коли для групи вуглецевих і низьколегованих сталей, що не були в експлуатації, рекомендовано  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  в інтервалі 0,65 – 0,70, то у сталей, що були тривалий час в експлуатації, верхня границя може зміщуватись до 0,50 – 0,51, або навпаки зростає до величин 0,9 – 0,99, що говорить про більш стрімке зростання значень  $\sigma_{0,2}$  порівняно з  $\sigma_b$ . Але тенденція до зміни показника  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$  з часом експлуатації є стійкою. Особливо чутливим він є у хромистої середньолегованої сталі 15X5M. Коли у сталі, що не була в експлуатації, він знаходиться в інтервалі 0,69 - 0,71, то після 71280 годин експлуатації він зріс до 0,79 - 0,99. Коли порівнювати абсолютні зміни значень  $\sigma_{0,2}$  і  $\sigma_b$ , то слід зазначити, що в переважній більшості досліджених випадків абсолютна величина  $\sigma_{0,2}$  змінюється більше. Отже, за наявності для порівняння металу з тієї ж партії поставки, оцінка

ступеня деградації за допомогою  $\sigma_{0,2}$  більш доцільна. В інших випадках краще використовувати комплексний показник.

Інформативним серед механічних характеристик, що характеризують деградацію сталі, є відносне видовження і коефіцієнт ударної в'язкості. Як при проведенні власних досліджень так і у всіх відомих дослідженнях, присвячених питанням деградації вуглецевих і низьколегованих сталей відмічається зменшення величини відносного видовження від 19% до 50%. Різниця суттєво залежить від середовища, в якому експлуатувались сталі і, мабуть, від терміну експлуатації. Хоча в роботі [70] вказується, що при статичному навантаженні без дії агресивного середовища і без термічних навантажень після 5 років роботи під статичним навантаженням подальші деструктивні процеси в сталі не відбуваються.

Завдяки зміцненню сталі з часом, а в деяких випадках і розшаруванню матеріалу, відносне звуження є менш інформативним показником деградації внаслідок відсутності регламентації його для більшості сталей у вигляді виробів (наприклад, труб), а отже складності порівняння. Можливо, що на цей показник більшою мірою, ніж на відносне видовження, впливають такі фактори, як неметалеві включення, утворені карбіди і інші включення, каверни тощо [106].

Всі вищеназвані механічні характеристики значною мірою пов'язані з величиною наводнювання сталі. В хімічній і нафтопереробній промисловості наводнювання відбувається внаслідок наявності середовищ, що містять в своєму складі зв'язаний водень, і хімічних реакцій, в результаті яких утворюється вільний водень, який і дифундує поступово в глиб металу.

Джерелом водню можуть бути складові продукту транспортування трубопроводом (нафта, газ тощо), а також вільний водень як результат катодних реакцій при застосуванні катодного захисту при неоптимально вибраних значеннях потенціалу катодного захисту. В окремих випадках ці процеси можуть протікати одночасно: з середини окрихчення сталі воднем

внаслідок його виділення в результаті хімічних реакцій, а ззовні в результаті протікання катодних реакцій. Проведені нами дослідження показали можливість протікання наводнювання після тривалої експлуатації навіть в легованих хромом сталях за температури до 350 °С, а також при низьких тисках, коли наводнювання відбулось внаслідок електрохімічної корозії, а водень в сталі знаходиться під високим тиском. В другому випадку водневій корозії притаманний змішаний механізм: перша стадія, що пов'язана з наводнюванням металу, протікає за електрохімічним механізмом, а друга, пов'язана зі зневуглецюванням сталі - за хімічним механізмом [107, 108].

Окрихчення ж обладнання воднем, як правило, обумовлено лише дифузією водню внаслідок протікання хімічних реакцій [91].

Приведені дані досліджень ступеня наводнювання трубопроводів показують, що порівняно з трубопроводами, які не були в експлуатації, вміст водню може збільшуватись до 6 разів. Обстеження металу сховищ вуглеводневих скраплених газів показало, що розподіл водню по металу має нелінійний характер, окремі частини обладнання мають суттєво різний вміст водню залежно від місця розташування.

Вимірювання твердості металу обладнання і трубопроводів, а також зварних швів, мабуть, не може у всіх випадках свідчити про ступінь деградації металу. Справа в тім, що вимірювання твердості обумовлено досить невеликими деформаціями, а в зв'язку з окрихченням сталі в більшості випадків, чутливість цього показника для вуглецевих і низьколегованих сталей з часом буде падати. Наприклад, проведення замірів твердості металу трубопроводів природного газу після 15 років експлуатації і більше не виявили суттєвих змін цього показника. Хоча, взагалі, як показник зміцнення експлуатованої сталі, твердість в окремих випадках може виступати певним еквівалентом деградації сталі.

Слід також відзначити, що на відміну від штучного деформаційного старіння, у всіх досліджених випадках прикладів перестарювання

(зменшення міцності і збільшення пластичності) практично не зафіксовано. Виключенням є випадок при експлуатації труб зі сталі 12Х1МФ котельної установки ТЕЦ-2 Рубіжанського ВО «Барвник». Вивчення змін, що відбуваються зі структурою вуглецевих і низьколегованих сталей в процесі експлуатації в агресивних середовищах за наявності статичних і циклічних навантажень, дозволило зробити наступні висновки.

Загальною тенденцією, особливо за підвищених температур, є подрібнення зерна металу. Часто місця стрічкового накопичення неметалевих включень є джерелами розшарування металу, частіше вздовж напрямку прокату. Після деформаційного старіння у перліті утворюються дислокації в феритних проміжках між цементитними пластинами. Крім того, практично у всіх випадках відмічається підвищена стрічковість структури. В окремих випадках розшарування заповнені неметалевими включеннями сірого кольору, інколи утворюються „колектори” і навіть ланцюжки „колекторів”. Неметалеві включення представлені оксидами, сульфідами, силікатами. В місцях розшарувань кількість сульфідів характеризується 3-4 балами.

В окремих випадках, поряд з подрібненням зерна відмічається структурна неоднорідність, яку можна класифікувати як сорбітну і бейнітну структури. Можна відмітити наявність окремих феритних полів і чисто феритні стрічки.

Суттєвий вплив на зміну структури сталі має середовище і умови експлуатації, особливо температура [103, 109]. Тому, напевно, про такий показник деградації сталей як зміна структури можна говорити в межах адекватних умов експлуатації. Слід підкреслити, що завдяки великому розкиду даних при аналізі структурних перетворень, можливо лише прогнозувати тенденції в розвитку процесу деградації сталей. Використання точних методів прогнозування, наприклад за складом карбідних фаз або розмірами карбідів можливо тільки в окремих випадках.

Слід відмітити, що динаміка змін згаданих вище механічних величин і «відносна шкала» змін механічних характеристик різна. Коли для напружень характерним є збільшення їх абсолютних значень з часом, то для відносного видовження, відносного звуження і коефіцієнта ударної в'язкості притаманне зменшення абсолютних значень. Схожі висновки наводяться в роботах для інших умов експлуатації [105, 110, 111].

Для обладнання, виготовленого зі сталей аустенітного класу, характерні, як правило, жорсткі умови експлуатації. Це стосується температурного режиму, механічних навантажень і агресивності середовища. В наведених прикладах робоча температура, за якої експлуатувались сталі, знаходиться в інтервалі від  $-190\text{ }^{\circ}\text{C}$  при виробництві скраплених азоту і кисню, до  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  – у регенераторів виробництва каталітичного крекінгу. Тиск робочого середовища також змінюється в широких інтервалах, а циклічні навантаження обумовлені як особливістю технологічного процесу (карбоматні насоси тощо), так і плановими і позаплановими зупинками або градієнтами тиску і температури під час роботи. Але, незважаючи на це, можна виділити деякі спільні ознаки, що характеризують деградацію сталей цього класу.

Так, на відміну від вуглецевих і низьколегованих сталей, структурні зміни у аустенітних сталей мають більш виразний характер. Практично завжди після тривалої експлуатації за підвищених температур відмічається утворення високохромистих  $\sigma$ -фази і  $\gamma'$ -фази в аустенітній матриці. Це супроводжується крихким міжзеренним руйнуванням. Утворення  $\sigma$ -фази відбувається по місцям залягання  $\alpha$ -фази. Одночасно відмічається подрібнення зерен. Майже завжди ці процеси супроводжуються протіканням міжкристалітної корозії, інтенсивність якої обумовлена технологічними факторами.

Структурні зміни в зварних швах і зоні термічного впливу мають більш виражений характер порівняно з основним металом, але в основному



спостерігаються ті ж самі тенденції, що і в основному металі. Завдяки тому, що в зварних з'єднаннях  $\alpha$ -фаза може складати до 8% - 10%, то і  $\sigma$ -фази в зварних з'єднаннях значно більше ніж в основному металі. В зоні термічного впливу по границях зерен утворюються ферито-карбідні структури з порами, які виступають концентраторами напружень і з них починається руйнування металу. В переважній більшості випадків дефекти у зварних швах поступово розвиваються, а новоутворені структурні аномалії прискорюють цей процес. В окремих випадках в зонах зварного шва і термічного впливу відмічається значна ножова корозія.

Дослідження на удар сталі довели, що руйнування деградованої сталі вимагає вдвічі меншої роботи ніж у вихідної сталі [98]. Це обумовлено сукупністю утворених дефектів і структурних перетворень сталі. Можливо, що такий показник як мікротвердість для аустенітних сталей є більш інформативним, ніж у низьколегованих сталей і може більш адекватно відображати процес деградації сталі.

Проведені дослідження на втому і корозійну втому на установці консольного згину довели, що руйнування при напруженнях близьких до  $\sigma_t$  в середовищі настає вдвічі швидше, ніж на повітрі. При нижчих напруженнях різниця менше, але не менше ніж 50% від часу іспитів на повітрі.

Для сталей аустенітного класу процеси деградації характеризуються схожими явищами. Головна відмінність полягає в характері структурних перетворень, що обумовлено відмінним від низьколегованих сталей складом.

Особливо відмічається збільшення  $\sigma$ -фази в зварних з'єднаннях. В зернах аустеніту спостерігається двійникування і лінії ковзання. В тих випадках коли в процесі експлуатації траплялись перегріву, наприклад, внаслідок зашлакування труб, то структурні зміни поглиблювались. В свою чергу, це впливало на погіршення механічних характеристик.

Що стосується зміни механічних характеристик, то інтенсивність цих змін суттєво залежить від умов експлуатації і терміну роботи. А от зміна

ударної в'язкості, як і у низьколегованих сталей є найбільш показовою. Навіть, порівнюючи з мінімальним значенням КС у сталі 12Х18Н10Т, що складає  $28,6 \cdot 10^5$  Дж/м<sup>2</sup>, можна відмітити падіння цієї характеристики для основного металу до  $14,9 \cdot 10^5$  Дж/м<sup>2</sup>, а у зварному шві до  $13,2 \cdot 10^5$  Дж/м<sup>2</sup>.

В окремих випадках вона може зменшуватись більше ніж в 2 рази. Характерним є і більший, порівняно з низьколегованими і вуглецевими сталями, розкид механічних характеристик деградованих сталей. Напевно, це пояснюється різним температурним полем, що було у того або іншого зразка під час експлуатації. Наприклад, труби змійовиків печі мають суттєво різну зовнішню температуру залежно від відстані до форсунки. Те ж саме характерно і для реакторів і регенераторів, де різні зони мають різницю в температурі в десятки і більше градусів. У більшості випадків такий градієнт температур обумовлює додаткові механічні напруження які посилюють деградаційні процеси.

Те ж стосується і зварних швів аустенітних сталей де відношення  $\sigma_{0,2}$  до  $\sigma_b$  в окремих випадках дорівнює 1.

Не дивлячись на виявлені спільні тенденції змін механічних характеристик різних сталей, залежно від середовища експлуатації і призначення обладнання використання окремих механічних характеристик для оцінки ступені деградації може мати своє специфічне значення і вагомість. Наприклад, для оцінки ступеня старіння і деградації профільного прокату, що працює в умовах динамічних навантажень, більш важливою є оцінка зміни ударної в'язкості. Вплив окремих механічних характеристик на витривалість на повітрі та в корозивному середовищі і надійність внаслідок зміцнення проаналізована в роботах [112, 113]. Мабуть, в окремих випадках певне зміцнення сталі може мати і позитивний результат, наприклад у вигляді загального зміцнення конструкції.

Таким чином, підсумовуючи наведені факти, можна зробити висновок, що якийсь один показник або механічна характеристика не можуть

однозначно характеризувати ступінь деградації сталі. В той же час комплексне дослідження і аналіз дозволяють оцінити ступінь старіння і деградації сталі і з певною вірогідністю прогнозувати залишковий ресурс.

Відмічена зміна механічних характеристик є важливим практичним результатом досліджень процесів деградації сталей в агресивному середовищі з одночасним статичним і (або) циклічним навантаженням обладнання і апаратури.

Скориставшись методичними підходами викладеними в роботі [72], визначення залишкового ресурсу металу що працює за статичних навантажень і за підвищених температур (теплообмінники, пічні труби тощо) з врахуванням змін механічних характеристик пропонується вести за формулою:

$$T_{\text{зал}} = tK_{\text{мех}},$$

де  $t$  – час напрацювання на момент контролю, год;

$K_{\text{мех}}$  – коефіцієнт запасу часу залежно від змін механічних характеристик.

Враховуючи специфіку зміни механічних характеристик з часом, пропонується на початковому етапі експлуатації наступну функціональну залежність  $K_{\text{мех}}$  від змін механічних величин:

$$K_{\text{мех}} = f(\sigma_{0,2}, \sigma_{0,2}/\sigma_b, \delta, \psi).$$

На другому етапі після окрихчення сталі пропонується для оцінювання коефіцієнту запасу часу обмежитись тільки напруженнями:

$$K_{\text{мех}} = f(\sigma_{0,2}, \sigma_{0,2}/\sigma_b).$$

Вибір певної величини або комплекта таких величин, а також конкретний вид функціональної залежності пропонується вибирати виходячи з специфіки робочих умов, габаритів обладнання тощо.

Наприклад, для неосновного обладнання вибір  $K_{\text{мех}}$  може ґрунтуватись тільки на допустимому значенні  $\sigma_{0,2}$ . В більш складних випадках слід враховувати умови експлуатації, габарити обладнання, специфіку навантаження тощо.

Використання ударної в'язкості як самостійної характеристики, яка здатна адекватно оцінювати ступінь деградації сталі проблематична, внаслідок викладених вище причин. Але як допоміжна характеристика вона може використовуватись на всіх етапах експлуатації.

Для трубних сталей нафтогонів визначення залишкового ресурсу ведеться за формулою [84]:

$$T_{\text{зал}} = (N_0 - n) / \dot{n} C_g$$

де  $N_0$  – число циклів до руйнування металу в вихідному стані;

$n$  – число циклів навантаження на момент визначення  $T_{\text{зал}}$ ;

$\dot{n}$  – число циклів за один рік експлуатації;

$C_g$  – коефіцієнт старіння металу.

Останній коефіцієнт враховує умови і час експлуатації. Слід зазначити, що умови експлуатації труб помірковані і незначно змінюються на різних ділянках нафтогону (крім ділянок прилеглих до насосів та компресорів), труба заповнена робочим середовищем з сталими параметрами, а навантаження протягом тривалого часу коливається в незначних інтервалах.

Експлуатація обладнання в хімічній і нафтопереробній промисловості відрізняються не лише суттєво більшими механічними навантаженнями і більш агресивним середовищем, але і частими зупинками. Останні можуть бути обумовленими відсутністю сировини, ремонтними і профілактичними роботами тощо. Саме під час зупинок, а не за умов роботи в запланованому режимі часто відбуваються корозійні пошкодження обладнання, що визначають можливість його подальшої експлуатації. З врахування цього пропонується для оцінювання залишкового ресурсу основного обладнання,

що працює за циклічним механічним навантаженням використовувати наступну формулу:

$$T_{\text{зал}} = (N_0 - n) / n C_g K_6 K_3$$

де  $K_6$  – коефіцієнт безпеки, що враховує питому величину впливу певного обладнання на технологічний процес;

$K_3$  – коефіцієнт, що враховує кількість незапланованих зупинок за час експлуатації до моменту визначення залишкового ресурсу.

Для визначення коефіцієнта старіння металу пропонується з врахуванням деградаційних процесів використовувати наступну функціональну залежність:

$$C_g = f(\sigma_{0,2}, \sigma_{0,2}/\sigma_b, \delta, KC)$$

Запропонований підхід дозволяє робити загальну оцінку залишкового ресурсу обладнання. Але дослідження довели, що характерною відмінністю пошкоджень обладнання в хімічній і нафтопереробній промисловості найчастіше є локальні пошкодження металу. Це обумовлює крім загальної оцінки залишкового ресурсу, врахування і контролю ресурсу саме “проблемних місць” обладнання. Досвід експлуатації довів, що незаплановані зупинки (іноді до 10 разів і більше за рік) суттєво впливають на динаміку розвитку локальних пошкоджень і їх площу. Іноді саме через незаплановані зупинки ресурс може зменшуватись в десятки раз. Це додатково обумовлює необхідність розробки методів, які дозволяють визначати залишковий ресурс не статистичними методами, а шляхом постійного моніторингу корозійно-механічних пошкоджень певної частини обладнання.

Відмічаючи подібність процесів, що протікають в процесі деградації низьколегованих і аустенітних сталей для їх пояснення можна скористатись моделлю дислокацій [114, 115]. Як відмічалось, практично всі зафіксовані

випадки старіння і деградації характерні зміцненням сталей незалежно від режиму експлуатації, навіть за умови тільки тривалого статичного навантаження на повітрі. Це можна пояснити наступними причинами. Під час просування дислокації вона утворює лінії ковзання і взаємодіє з дефектами, що обумовлює зміцнення металу. Причому ступінь зміцнення суттєво залежить від типу дефекту.

Як відомо, в загальному випадку можливо виникнення при просуванні дислокації бар'єрів, обумовлених дефектами декількох видів. Розглянемо найбільш характерні.

Згідно з теорією Петча – Холла опір пересуванню дислокації тим більший, чим менший розмір зерна. Границя текучості згідно з рівнянням Петча - Холла визначається:

$$\sigma_T = \sigma_0 + Kd^{-1/2},$$

де  $\sigma_0$  – напруження для підтримки ковзання в діючих площинах ковзання всередині зерен, між котрими відбувається естафетна передача ковзання;

$Kd^{-1/2}$  – напруження для естафетної передачі ковзання між зернами розміром  $d$ .

Границя зерен є бар'єром на шляху просування дислокації. Дрібнення зерна веде до зменшення розміру зерна  $d$ , тобто збільшення опору деформації, отже зміцнення металу. Причому це відбувається навіть за умови ідеальної будови кристала. В наведених вище дослідженнях доведено, що процес старіння і деградації супроводжується двійникуванням і подрібненням зерна, отже збільшенням кількості бар'єрів цього типу. Причому на відміну від ідеальної структури, орієнтація зерен в металі, як правило, довільна. Це обумовлює зміну напрямку розповсюдження дислокації.

В свою чергу зміна напрямку просування дислокації веде до розщеплення дислокації і обумовлює появу бар'єра Ломер-Котрелла [116, 117]. На подолання цього бар'єра теж необхідна додаткова енергія, що також веде за собою зміцнення сталі. Наступний бар'єр обумовлений взаємодією дислокації що рухається з дислокаціями «лісу» всередині кристалу, що обумовлює утворення в структурі кристалу східців, які гальмують рух дислокації і вимагають прикладання додаткової енергії.

В процесі експлуатації у всіх сталях відмічається утворення на границях кристалів різних неметалевих включень. Поява останніх з точки зору теорії розповсюдження дислокацій може класифікуватись як дефект кристалітної структури. Крім цього, всередині кристалів за рахунок дії механічних, теплових і інших навантажень також утворюються дефекти. В процесі руху дислокації вона взаємодіє з дефектом. Залежно від когерентності чи некогерентності зв'язку дефекту і кристала можливо або перерізання дефекту дислокацією, або його огинання. Але в обох випадках це вимагає витрат додаткової енергії. Судячи з того, що зафіксовані випадки зміцнення і зменшення пластичності не перевершують декілька десятків процентів, можна зробити висновок, про переважну некогерентність зв'язку дефекту і кристала.

На користь запропонованої моделі свідчить і те, що величини відносного видовження і відносного звуження в процесі експлуатації мають більш складний характер взаємодії з деформацією ніж напруження. Їх значення залежать як від розподілу дислокацій, так і від структури сталі. Отже за зміною величин відносного видовження і відносного звуження складніше оцінити ступінь деградації сталі, що і підтверджено практикою.

З часом на границях зерен, блоків відбувається накопичування дислокацій, що веде до створення місцевих концентраторів напружень, які з часом можуть бути джерелами мікротріщин. Також відбувається скупчення дислокацій біля дефекту у вигляді некогерентної частинки, саме в цих місцях

з часом утворюються залежно від величини напружень і середовища, джерела розвитку корозійного розтріскування або міжкристалітної корозії. В багатьох випадках зафіксовані фазові структурні перетворення в аустенітних сталях. Типовим випадком є розклад перліту на складові частини. Утворені частинки цементиту можуть розглядатися як субкристалітні дефекти, поява яких веде до тих же наслідків, що і раніше.

Крім того, взаємодія дислокацій з домішковими атомами веде до накопичування домішок поблизу ліній дислокацій і утворенню біля них хмар Котрелла. Дифузія і концентрація домішок внаслідок руху дислокацій, таким чином, сприяють посиленню процесів старіння і деградації сталі. На думку деяких авторів домінуюча роль в цьому процесі визначається ефективною концентрацією C+N. Остання, як відомо, суттєво залежить від температури за якої відбувається старіння. Отриманні данні природного старіння сталей в промислових умовах за високих температур певною мірою підтверджують цей висновок. В результаті перерахованих типів взаємодії дислокації з дефектами кристалітної структури відбувається зміцнення металу.

Запропонована дислокаційна модель не лише адекватно пояснює механізм зміцнення сталей і сплавів в процесі експлуатації в агресивному середовищі, але і обґрунтовує причини сповільнення деградаційних процесів з часом, що відмічалось в приведених випробуваннях, а також деякими авторами при дослідженнях реальних конструкцій [70]. Згідно з запропонованою моделлю швидкість зміцнення залежить від густини дислокацій на одиниці площі. Відомо, що умовно виділяється три ділянки зростання міцності. Кожна з них характерна певною швидкістю зростання міцності і її функціональною залежністю від густини дислокацій на одиниці поверхні. Першій ділянці, з кількістю дислокацій  $10^6 - 10^9$  одиниць на квадратному сантиметрі, притаманне лінійне зростання міцності, друга характерна різким нелінійним зростанням міцності, а третя відрізняється різким гальмуванням зміцнення в міру наближення на третій стадії до



критичного значення густини дислокацій -  $10^{12}$  одиниць дислокацій/см<sup>2</sup>, після чого конструкція руйнується.

Реальні елементи конструкцій мають не ідеальну будову, але тенденції змін зберігається і в цьому випадку. Отже, запропонований підхід дозволяє пояснити механізм і причини спочатку зміцнення, а потім деградації сталей в процесі експлуатації в корозивно агресивних середовищах.

Найінтенсивніше знижуються характеристики опору крихкому руйнуванню, при цьому матеріал стає особливо чутливим до дії корозивно-наводнювальних середовищ через підвищену чутливість експлуатованих сталей до водневого розтріскування. Загалом деградація сталей інтенсивніша у нижній частині труби і ближче до її внутрішньої поверхні, що демонструє негативний вплив транспортованого середовища і підтверджує негативну роль абсорбованого металом водню [118].

Головним чинником деградації сталей магістральних трубопроводів є їх деформаційне старіння, яке підвищує міцність і знижує пластичність та ударну в'язкість (стадія I на рис. 3.10). Проте, якщо тривалість експлуатації наближається приблизно до 20...30 років, у металі розвивається об'ємна пошкоджувальність, яка зумовлює низку особливостей у механічній поведінці матеріалу (стадія II).

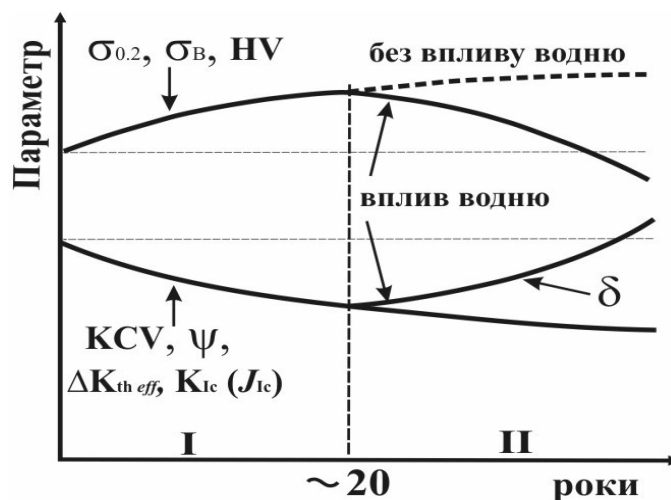


Рисунок 3.10. Схематичне представлення змін у властивостях, які характеризують експлуатаційну деградацію сталей

Тривала експлуатація на стадії II нівелює зміцнення матеріалу диформаційним старінням, тому можна спостерігати навіть одночасне зниження, з одного боку, міцності та твердості, а з іншого – опору крихкому руйнуванню. Зазвичай спостерігаються протилежні тенденції, спричинені, наприклад, термічною обробкою, легуванням, деформацією тощо. Інша особливість полягає у різному характері зміни характеристик пластичності експлуатованих сталей: зниження  $\psi$  і підвищення  $\delta$ .

Внаслідок тривалої експлуатації знижуються міцність, твердість (HRB) і відносне звуження  $\psi$  трубних сталей, на діаграмах розтягування з'являється поличка текучості, при цьому збільшується коефіцієнт деформаційного зміцнення  $n$ .

Внаслідок експлуатації труб зменшуються також характеристики опору сталі крихкому руйнуванню – ударна в'язкість  $KCV$  та тріщиностійкість (критичне значення  $J$ -інтеграла  $J_{0,2}$ , за 0,2 м приросту тріщини). Опір крихкому руйнуванню металу запасної труби чітко корелює з його твердістю: твердішому матеріалу від зовнішньої поверхні властива менша ударна в'язкість. Експлуатований метал має іншу залежність:  $KCV$  та  $J_{0,2}$  матеріалу від зовнішньої поверхні труби вищі, ніж від внутрішньої, що вказує на сильнішу деградацію металу в останньому випадку. Це також підтверджує визначальну роль водню в деградації, оскільки його концентрація більша в металі біля внутрішньої стінки труби, де він виділяється внаслідок корозійної взаємодії сталі зі складниками транспортованого природного газу.

Зазначимо, що виявлену високу чутливість тривало експлуатованого металу до водневого розтріскування, незважаючи на низьку міцність матеріалу, слід брати до уваги і при використанні електрохімічного захисту трубопроводів. Адже відомо, що такий вид захисту слід використовувати з обережністю стосовно високоміцних сталей, бо у випадку наводнювання металу катодною поляризацією можливе водневе розтріскування труби.

Подібна ситуація складається і після експлуатаційної деградації низькоміцної сталі.

Виявлені аномалії у механічній поведінці тривало експлуатованих сталей можна пояснити тим, що деградація металу проявляється не тільки у деформаційному старінні, але й в інтенсивному розвитку пошкоджуваності (дефектності) на мікро- і субмікрорівнях. Тоді відносно видовження експлуатованого металу відбиває не тільки його пластичну деформацію, але й розкриття великої кількості мікротріщин, зароджених у процесі експлуатації.

Висунута гіпотеза про мікропошкоджуваність експлуатованої сталі як основний чинник деградації труб після їх тривалої експлуатації узгоджується з результатами досліджень поведінки водню у металі, отриманими за методом оцінювання водневої проникності та температурними залежностями екстракції водню з металу у різному стані. Концентрацію водню у металі та коефіцієнт його дифузії зазвичай визначають, прогнозуючи його вплив на зниження ним конструктивної міцності, оскільки він може накопичуватися у зоні передруйнування. Проте останнім часом використовують відомі методи досліджень поведінки водню у металах, щоб оцінити можливу їх пошкодженість, враховуючи, що водень знаходиться у металі, в основному, в дефектах, які розглядають як водневі пастки.

Визначаючи кількість водню у металі його вакуумною екстракцією, температуру підвищували ступінчасто з певною часовою витримкою на кожному ступені. Тоді за порівняно низької температури метал залишає “низькоенергоємний” водень, тобто водень, що знаходиться в низькоенергоємних, з огляду на його взаємодію з дефектами, пастках. До таких належать, наприклад, дислокації. Водночас “високоенергоємний” водень знаходиться у “глибших” пастках (порах і нано- чи мікротріщинах), тому він може покинути метал лише за вищих температур. На цьому побудовано аналіз дефектності металу.

Важливу роль відіграє транспортований по трубопроводам продукт у деградації властивостей сталей в об'ємі стінки труби, оскільки середовище всередині труби слугує джерелом наводнювання металу, що схематично представлено на рис. 3.11.

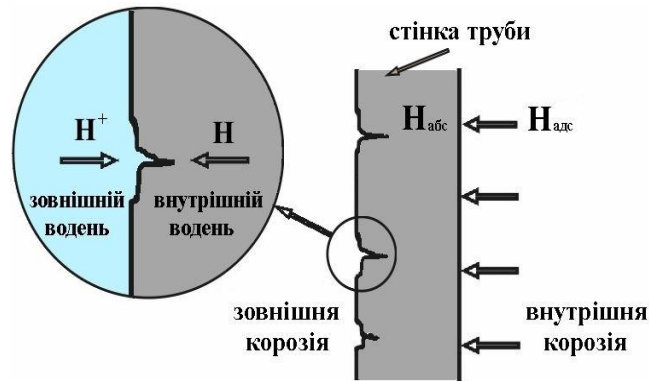


Рисунок 3.11 Схематичне представлення транспорту водню крізь стінку труби

Незважаючи на те, що більшість випадків експлуатаційних руйнувань зумовлена ростом тріщин від внутрішньої поверхні труби, стан тривало експлуатованого металу, з огляду на його можливу деградацію, визначається сумісним впливом напружень і водню, абсорбованого металом від внутрішньої поверхні. У вихідному стані метал не чутливий до корозійно-механічного руйнування та водневого розтріскування, тому його наводнювання не впливає на цілісність конструкції. Тривала експлуатація змінює стан металу в напрямі його схильності до руйнування за сумісної дії напружень і агресивного середовища, в тому числі й на зовнішній поверхні труби. З цього боку трубопроводу в результаті прояву ґрунтової корозії створюються сприятливі умови для зародження тріщини, подальший розвиток якої вглиб труби залежить саме від чутливості металу до корозійно-механічного руйнування. Таким чином, руйнування трубопроводу з боку зовнішньої поверхні ще не означає неважливості процесів, які проходять на

внутрішній поверхні. Тому необхідна підвищена увага до усунення причин наводнювання металу з боку внутрішньої поверхні труби.

Головним чинником деградації тривало експлуатованих труб магістральних газопроводів припускається мікропошкодженість, яка підтверджена фрактографічно, інтенсифікацією пасткування водню, зростанням долі глибоких водневих пасток, підвищенням відносного видовження і зниженням твердості. Запропоновано дві стадії експлуатаційної деградації сталей: деформаційне старіння і розвиток дефектності. Незважаючи на те, що більшість експлуатаційних руйнувань ініціюється з боку зовнішньої поверхні магістральних газопроводів, необхідно особливу увагу приділяти мінімізації наводнювальної здатності транспортованого продукту, оскільки експлуатаційна деградація властивостей сталей та інтенсивність розсіяної пошкодженості в об'ємі стінки труби зумовлені сумісним впливом напружень і водню, абсорбованого металом з боку внутрішньої поверхні.

### **3.5. Техніка безпеки при роботі в лабораторії**

Вимоги безпеки під час виконання експериментів.

У лабораторіях ЗАБОРОНЯЄТЬСЯ:

- включати і вимикати випробувальне устаткування без дозволу викладача або інженера кафедри;
- торкатися до струмопровідних частин установок, електроприводів, електропроводів і кабелів;
- торкатися до рухомих частин випробувальних машин і лабораторних установок;
- відгвинчувати, загвинчувати вентилі, рукоятки, маховики, сигнальні лампи, електрозапобіжники лабораторного устаткування;
- збірка і розбирання установок, що знаходяться під

електронапругою;

- залишати працюючі (включені) установки без нагляду;
- знаходитися в лабораторіях у верхньому одязі, складати верхній одяг на лабораторному устаткуванні;
- захищувати проходи між лабораторними установками особистими речами (портфелями, сумками);
- знімати захищаючі кожухи деталей або електричних пускорегулюючих пристроїв, що обертаються.
- у приміщеннях лабораторій забороняється приймати їжу.

#### 1. Вимоги безпеки перед початком роботи

- перед початком роботи необхідно надіти спецодяг;
- перевірити з'єднання електроустаткування з контуром захисного заземлення /занулення/, його справність, полягання інструменту, автоматичних вимикачів, розеток, вилок, освітлення, а також наявність первинних засобів пожежогасіння;

- при експлуатації електроустаткування необхідно суворо керуватися правилами, висловленими в техпаспорті;

- при виявленні несправностей електроустаткування, приладів, стендів, захисного заземлення негайно повідомити про це зав. кафедрою або зав. лабораторією.

#### 2. Вимоги безпеки під час виконання роботи

- студентам дозволяється працювати тільки на справному електроустаткуванні;

- відключення від мережі проводити, тільки узявшись за роз'єм, вилку або фішку щоб уникнути короткого замикання і можливого при цьому нещасного випадку /опіку/;

- забороняється виймати штепсельні роз'єми, вилки, фішки, узявшись за дріт;

- забороняється працювати на електроустаткуванні у вологому одязі, вологими руками;
- забороняється залишати без нагляду, ремонтувати і переносити включене в мережу електроустаткування;
- забороняється підключати декілька споживачів електричної енергії до однієї штепсельної розетки щоб уникнути перевантаження електричної мережі і виникнення загоряння;
- забороняється заміна запобіжників, що перегоріли, "жучками".

Необхідно застосовувати тільки запобіжники заводського виготовлення, що калібруються;

- забороняється захищувати підступи до електричних пристроїв, шафам, автоматичним вимикачам, розеткам, а також відкривати їх;
- при раптовому припиненні подачі електроенергії всі вимикачі і важелі повинні бути негайно вимкнені;
- не допускається залишати неізольованими оголені дроти, перенавантажувати електромережу, користуватися розбитими вилками,

розетками, вимикачами;

- роботи по ремонту апаратури і проведення експериментів на відкритих схемах з небезпечною для життя напругою виконувати тільки удвох;
- робоче місце тримати в сухому і чистому стані;
- при виявленні несправностей електроустаткування, вимірювальних приладів, стендів, за відсутності їх заземлення, а також при появі іскріння або характерного запаху перегрітої ізоляції, негайно знеструмити їх і повідомити про це керівника робіт або обслуговуючий персонал;
- приступати до роботи дозволяється тільки після усунення

помічених несправностей електроустаткування, вимірювальних приладів і стендів.

### 3. Вимоги безпеки після закінчення роботи

- після закінчення роботи вимкнути електроприлади, відключити від мережі лабораторні стенди;
- вимкнути всі автоматичні вимикачі, відключити подовжувачі мережі 220 V, що використовуються;
- один раз в квартал проводити очищення від пилу і бруду за допомогою пилососа або щітки вузлів персональних комп'ютерів;
- забороняється проводити очищення від пилу і бруду включене в мережу електроустаткування;
- після закінчення роботи зняти спецодяг і помістити його в спеціально відведене місце;
- при відході з приміщення необхідно вимкнути всі споживачі електроенергії;
- привести в порядок робоче місце;
- здати ключі від лабораторії на вахту.
- Про знайдені під час роботи і після закінчення роботи несправності і негаразди електроустаткування повідомити керівника занять або обслуговуючий персонал.

### 4. Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях

При роботі з електроустаткуванням на кафедрі ОХП можливі наступні аварійні ситуації:

- ураження електричним струмом;
- займання горючих матеріалів.

Працівники і студенти зобов'язані знати розташування засобів пожежогасіння і уміти ними користуватися. При пожежі:

- негайно знеструмити все електроустаткування загальним автоматичним вимикачем;



- негайно евакуювати в безпечне місце людей; повідомити про пожежу по тел.101; 4-34-17 в пожежну команду;
- розпочати гасіння пожежі первинними засобами пожежогасіння;
- негайно повідомити про те, що відбулося безпосереднього керівника;
- гасити електроустаткування вуглекислотними вогнегасниками /ВВу/, порошковими /ВП/ або сухим піском; гасити електроустаткування і дроти водою забороняється.

У разі ураження електрострумом слід негайно знеструмити електроустаткування і викликати швидку допомогу по тел. 103. Працівники і студенти зобов'язані знати заходи надання першої допомоги потерпілому при поразці електрострумом і уміти надати її при необхідності. Негайно повідомити про нещасний випадок безпосереднього керівника робіт, зав. кафедрою або зав. лабораторіями.

### 3.6. Висновки

1. Доведено, що найбільш чутливими до деградації є такі механічні характеристики як  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_b$ , а також  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ ,  $\delta$ , КС. Величина  $\psi$  виявилася не достатньо інформативною, не лише внаслідок значної різниці значень за величиною для сталей, що відпрацювали однаковий час за одних умов експлуатації, але і неадекватністю змін в часі, що унеможлиблює її використання для оцінювання ступеня деградації сталі. За відсутності для порівняння механічних характеристик сталі у вихідному стані доцільно використовувати величину  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ .

2. Установлено характер зміни характеристик міцності і пластичності сталі 12Х1МФ протягом тривалої експлуатації за підвищених температур. Доведено, що температура експлуатації суттєво впливає на зміну механічних характеристик. Збільшення температури експлуатації веде до стрімкого підвищення характеристик міцності. Причому функціональна залежність характеристик міцності від часу практично не залежить від температури експлуатації.

3. Встановлено, що дія середовища різко скорочує число циклів до руйнування порівняно з випробуваннями на повітрі. Також можна зробити висновок, що за великих амплітуд коливань сенсibilізовані зразки руйнуються повільніше ніж загартовані. Це пояснюється тим, що за таких напружень в цьому разі мусить спочатку зруйнуватися ланцюг карбідів і таким чином відбувається своєрідне сповільнення руйнування зразків.

4. Деградація аустенітних сталей порівняно з низьколегованими більш виразно проявляється у зменшенні ударної в'язкості. В окремих випадках вона може зменшуватись більше ніж в 2 рази. Це пояснюється істотнішими структурними змінами, що відбуваються протягом експлуатації і більш жорсткими умовами роботи цих сталей.

5. Встановлено зміни в структурі сталі, що відбуваються в процесі деградації, які полягають в подрібненні зерна та випаданні карбідів на

границях зерен, а для нержавіючих сталей за умови дії високих температур і механічних навантажень - ще й в утворенні високохромистих  $\sigma$ - та  $\gamma'$ -фаз в аустенітній матриці.

6. Характеристики пластичності за різних експлуатаційних температур на першому етапі експлуатації проявили протилежні тенденції до змін в часі. Це говорить про те, що характеристики пластичності в цьому випадку неоднозначно відтворюють процеси деградації сталі в часі і мають меншу чутливість в порівнянні з характеристиками міцності. До того ж, відносне видовження ( $\delta$ ) і відносне звуження ( $\psi$ ) в випадку трубних сталей регламентуються тільки мінімальним значенням відповідної величини, що ускладнює аналіз з оцінювання ступеня деградації після тривалої експлуатації.

7. Встановлено, що границя корозійної втоми  $\sigma_{0,1}$  у сенсibilізованої аустенітної сталі 12X18H10T для зразків з концентраторами напружень в  $\sim 2,5$  менше ніж у загартованої.

8. Запропоновано для пояснення причин деградації, що після тривалої експлуатації проявляє себе в зміцненні сталі і погіршенні характеристик пластичності, застосовувати модель дислокацій.

## ВИСНОВКИ

Робота присвячена вирішенню науково-технічної проблеми корозійно-механічного пошкодження і корозійного моніторингу обладнання хімічної та нафтопереробної промисловості, а також прогнозуванню його залишкового ресурсу і безпечної експлуатації. В результаті виконання даної роботи отримано такі основні результати:

1. Аналіз змін механічних характеристик експлуатованих за різних умов сталей довів їх залежність від часу експлуатації і режимів роботи, особливо від величин механічних навантажень, температури та природи середовища. Для низьколегованих, середньолегованих і нержавіючих аустенітних сталей в процесі експлуатації спостерігається збільшення величин характеристик міцності і зменшення пластичності.

2. Встановлено, що основним видом пошкодження обладнання нафтопереробного заводу ЗАТ «Линик» найчастіше є локальна корозія (виразкова та пітінгова корозія, корозійне розтріскування та розшарування основного металу).

3. Виявлено структурні зміни в сталях внаслідок тривалої експлуатації в умовах хімічних і нафтопереробних підприємств, які полягають в подрібненні зерен та випаданні по їх границях карбідів. В аустенітних сталях до того ж утворюються високохромисті крихкі  $\sigma$ -фази і  $\gamma'$ -фази, що сприяє корозійно-механічному руйнуванню. В зварних з'єднаннях ці фази утворюються інтенсивніше.

4. Показано, що найбільш чутливими до деградації металу, що експлуатувався в умовах високих температур та тисків в агресивних середовищах є такі механічні характеристики як  $\delta$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_b$ , а також  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ , КС. Абсолютна величина зміни КС велика і може використовуватись для оцінювання деградації низьколегованих та нержавіючих сталей, однак часто деградовані сталі мають великий розкид її значень, що знижує об'єктивність оцінювання стану металу. Внаслідок значної різниці величин  $\psi$ , навіть у

зразків з однієї партії, вона виявилась не достатньо інформативною. Переважно величина  $\sigma_{0,2}$  змінюється інтенсивніше (10...40%), ніж  $\sigma_b$  (1,5...20%) і, за наявності бази порівняння, може свідчити про деградацію сталей, а за її відсутності краще використовувати комплексний показник  $\sigma_{0,2}/\sigma_b$ . Інформативність  $\delta$  обмежується нормуванням для більшості трубних сталей лише мінімально допустимих його значень.

5. Головним чинником деградації тривало експлуатованих труб магістральних газопроводів припускається мікропошкодженість, яка підтверджена фрактографічно, інтенсифікацією пасткування водню, зростанням долі глибоких водневих пасток, підвищенням відносного видовження і зниженням твердості. Незважаючи на те, що більшість експлуатаційних руйнувань ініціюється з боку зовнішньої поверхні магістральних газопроводів, необхідно особливу увагу приділяти мінімізації наводнювальної здатності транспортованого продукту, оскільки експлуатаційна деградація властивостей сталей та інтенсивність розсіяної пошкодженості в об'ємі стінки труби зумовлені сумісним впливом напружень і водню, абсорбованого металом з боку внутрішньої поверхні.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Колотыркин Я.М. Металл и коррозия / Я.М. Колотыркин. – М.: Металлургия, 1985. – 88 с.
2. Карпенко Г.В. Прочность стали в коррозионной среде / Г.В. Карпенко. – М.: Машгиз, 1963. – 185 с.
3. Томашов Н.Д. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы / Н.Д. Томашов, Г.П. Чернова. – М.: Металлургия, 1993. – 416 с.
4. Семенова Н.В. Коррозия и защита от коррозии / Семенова Н.В., Флорианович Г.М., Хорошилов А.В. – М.: Физматлит, 2002. – 336 с.
5. Карпенко Г.В. Влияние среды на прочность и долговечность металлов / Г.В. Карпенко. – К.: Наук. думка, 1976. – 125 с.
6. Семенова И.В. Коррозия и защита от коррозии / Семенова И.В., Флорианович Г.М., Хорошилов А.В. – М.: Физматлит, 2002. – 336 с.
7. Василенко Н.Н. Коррозионное растрескивание сталей / Н.Н. Василенко, Р.К. Мелехов. - К.: Наук. думка, 1977. - 265 с.
8. Иванова В.С. Разрушение металлов / В.С. Иванова. – М.: Металлургия, 1979. – 165 с.
9. Каминский А.А. Механика разрушения вязко-упругих тел / А.А. Каминский. – К.: Наук. думка, 1980. – 157 с.
10. Стеклов О.И. Прочность сварных конструкций в агрессивных средах / О.И. Стеклов. – М.: Машиностроение, 1976. – 200 с.
11. Бородавкин П.П. Подземные магистральные трубопроводы. Проектирование и строительство / П.П. Бородавкин. – М.: Недра, 1982. – 382 с.
12. Обследование и защита от коррозии химического оборудования / [Кузюков А.Н., Борисенко В.А., Березовский Л.Б., Лищина Б.Н.]. – К.: Техніка, 1982. – 104 с.

13. Красильщиков А.И. Коррозия и борьба с ней / А.И. Красильщиков. М.: Металлургия, 1949. – 267 с.
14. Шварц Г.Л. Коррозия химической аппаратуры / Г.Л. Шварц, М.М. Кристаль. – М.: Машгиз, 1958. – 308 с.
15. Кучерявый В.И. Синтез и применение карбамида / В.И. Кучерявый, В.В. Лебедев. – М.: Химия, 1970. – 448 с.
16. Харлампиев И.Г. Межкристаллитная коррозия трубопроводов высокого давления при производстве мочевины / И.Г. Харлампиев, А.Н. Кузюков // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1966. № 3. – С. 45-47.
17. Кузюков А.Н. Влияние технологических факторов на межкристаллитное коррозионное разрушение некоторых металлов и пути продления срока службы химического оборудования: автореф. дис. на получ. науч. степени докт. техн. наук: спец. 05.17.14 «Хим. сопротив. матер. и защита от корроз.» / А.Н. Кузюков. – М., 1991. – 47 с.
18. Коррозионная стойкость оборудования химических производств. Нефтеперерабатывающая промышленность: [справ. изд. / науч. ред. Арчаков Ю.И., Сухотин А.М.] - Л.: Химия, 1990. – 400 с.
19. Кузюков А.Н. Влияние напряжений, создаваемым сварным швом, на межкристаллитную коррозию сталей 08X18H10T и 03X18H11 / А.Н. Кузюков // Защита металлов. – 1978. - № 4. – С. 430-433.
20. Кузюков А.Н. Влияние напряжений на межкристаллитную коррозию аустенитных сталей в производстве слабой азотной кислоты / Кузюков А.Н., Зайцева Л.В., Ханзадеев И.В. // Защита металлов. – 1978. - №3. – С. 413-416.
21. Андрейків О.Є. Механіка руйнування та довговічність металічних матеріалів у водневмісних середовищах / О.Є. Андрейків, О.В. Гембара. – К.: Наук. думка, 2007. – 345 с.

22. Мак-Интайр П. Взаимодействие водорода со сталью в процессе циклического нагружения / П. Мак-Интайр. – К.: Наук. думка, 1982. – С. 121-146.
23. Белоглазов С.М. Наводороживание стали при электрохимических процессах / С.М. Белоглазов. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1975. – 410 с.
24. Гельд П.В. Водород и несовершенства структуры металла / Гельд П.В., Рябов Р.А., Кодес Е.С. – М.: Металлургия, 1979. – 221 с.
25. Бабій Л.О. Повзучість у водні експлуатованої сталі 2,25 Cr – Mo (гідрокрекінг) / Л.О. Бабій, О.З. Студент [та ін.] // Фіз-хім. механіка матеріалів. – 2007. - №5. – С. 91-96.
26. Heloisa Cunha Furtado, Juin Le May. High temperature degradation in power plants and refineries // Proc. Int. Symp. “High Temperature Corrosion in Energy Related Systems”, Angra dos Reis, 2002.
27. Коваль В.П. Влияние сероводорода и низких температур на склонность к коррозионно-механическому разрушению углеродистых сталей / В.П. Коваль, В.А. Зазуляк, Р.И. Ковальчук // Защита металлов. - 1979. - №1. – С. 87-89.
28. Макаренко В.Д. Исследование влияния водорода на коррозионное разрушение сварных трубопроводов / В.Д. Макаренко, А.Н. Халик // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2005. - № 8. – С. 43-49.
29. Куделин Ю.И. Влияние парциального давления сероводорода и температуры на коррозию стали 20 / Ю.И. Куделин, Н.Е. Легезин, Н.М. Павлова [и др.] // Коррозия и защита. - 1977. - №12. – С. 3-5.
30. Zmudzinski C., Bretin L., Toitot M. Hydrogen Metals. Proc. 2nd Int. Congr.Paris, 1977,V.1– Oxford, 1978, 6A2.
31. Akhurst K., Hydrogen Metals. Proc. 2nd Int. Congr. Paris, 1977, V.3. - Oxford, 1978, 3B1/1 – 8.



32. Рубенчик Ю.И. Повышение надежности сварной нефтехимической аппаратуры в средах, вызывающих наводороживание / Ю.И. Рубенчик, Е.А. Афанасенко, Н.Л. Легкоступ. - М.: ЦИНТИХИМНЕФТЕМАШ, 1980. – 62 с. (Обзор. информ. Сер. ХМ – 9).
33. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях.: Анализ, предсказание, предотвращение / Дж. Коллинз. – М.: Мир, 1984. - 201 с.
34. Новицкий В.С. Контроль коррозионного состояния технологического оборудования по потенциалу коррозии / В.С.Новицкий, В.С. Кузуб // Физ.- хим. механика материалов. – 1985. - № 1. – С. 76-82.
35. Кузюков А.Н. Влияние напряженного состояния стали 10Х17Н13М3Т на скорость межкристаллитной коррозии / А.Н. Кузюков, Л.А.Киселева // Физ.- хим. механика материалов. – 1979. - № 6. – С. 107-109.
36. Кузюков А.Н. Влияние напряжений и деформаций на межкристаллитную коррозию аустенитных сталей в азотной кислоте / А.Н. Кузюков // Фіз.- хім. механіка матеріалів. – 1994. - № 1. – С.45-53.
37. Погодин В.П. Межкристаллитная коррозия и коррозионное растрескивание нержавеющей сталей в водных средах / Погодин В.П., Богоявленский В.Л., Сентюров В.Г. – М.: Энергоиздат, 1984. – 168 с.
38. Похмурський В.І. Корозійно-механічне руйнування зварних конструкцій / [Похмурський В.І., Р.К. Мелехов Р.К., Круцан Г.М., Здановський В.Г.]. – К.: Наук. думка, 1995. – 262 с.
39. ГОСТ 9. 908 – 85. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. - М.: Изд-во стандартов, 1986.
40. Маннапов Р.Г. Оценка надежности химического и нефтяного оборудования при поверхностном разрушении /Р.Г. Маннапов - М.: ЦИНТИ химнефтемаш, 1988. – 47 с. (Обзор. информ. Сер. ХМ – 1).

41. РД 26 – 10 – 87. Методические указания. Оценка надежности химического и нефтяного оборудования при поверхностном разрушении: РД 26 – 10 – 87. – М.: НИИхиммаш, 1987. – 49 с.
42. Маннапов Р.Г. Методы оценки надежности оборудования, подвергающегося сплошной коррозии / Р.Г. Маннапов // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1989. - № 5. – С. 25-28.
43. Маннапов Р.Г. Методы оценки надежности оборудования, подвергающегося коррозии / Р.Г. Маннапов. – М.: НИИхиммаш, 1990. – 50 с. (Обзор. информ. Сер. ХМ – 90).
44. Похмурский В.И. Коррозионная усталость материалов / В.И. Похмурский – М: Металлургия, 1985. - 208 с.
45. Романив О.Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов / О.Н. Романив, Г.Н. Никифорчин. – М.: Металлургия, 1986. – 293 с.
46. Механіка руйнування і міцність матеріалів / Під заг. ред. В.В. Панасюка. Т.10: Міцність та довговічність нафтогазового обладнання / Під ред. В.І Похмурського, Є.І. Крижанівського. – Львів – Івано-Франківськ: Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, 2006. – 1193 с.
47. Иванцов О.М. Надежность магистральных трубопроводов / О.М. Иванцов, В.И. Харитонов. – М.: Недра, 1987. – 166 с.
48. Болотин В.В. Прогнозирование ресурса машин и конструкций / В.В. Болотин. – М.: Машиностроение, 1984. – 312 с.
49. Маннапов Р.Г. Прогнозирование надежности оборудования путем статистического анализа эксплуатационных параметров / Р.Г. Маннапов // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1990. - № 5. – С.1-3.

50. Черкесов Г.Н. Методы и модели оценки живучести сложных систем / Г.Н. Черкесов. – М.: Знание, 1987. – 116 с.
51. Писаренко Г.С. Прочность материалов и элементов конструкций в экстремальных условиях / Г.С. Писаренко – К.: Наук. думка, 1980. – Т. 1. – 535 с.
52. Трощенко В.Т. Усталость и неупругость металлов / В.Т. Трощенко – К.: Наук. думка, 1971. – 179 с.
53. Панасюк В.В. Механика квазихрупкого разрушения материалов / В.В. Панасюк. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
54. Андрейкив А.Е. Усталостное разрушение и долговечность конструкций / А.Е. Андрейкив, А.И. Дарчук. – К.: Наук. думка, 1992. – 183 с.
55. Остащ О.П. К теории зарождения и роста усталостных трещин / А.Е. Остащ, В.В. Панасюк // Физ. – хим. механика материалов. – 1988. - № 1. – С. 13-21.
56. Остащ О.П. Определение периода зарождения усталостной микротрещины у концентраторов напряжений / О.П. Остащ // Физ. – хим. механика материалов. – 1990. - № 4. – С. 55-60.
57. Дмитрах І.М., Панасюк В.В. Вплив корозійних середовищ на локальне руйнування металів біля концентраторів напружень / І.М. Дмитрах, В.В. Панасюк. – Львів: НАН України, Фізико – механічний інститут ім. Г.В. Карпенка, 1999. – 341 с.
58. Дуцяк И.З. Оценка вклада анодного растворения в скорость роста коррозионно-усталостных трещин / И.З. Дуцяк // Физ.-хим. механика материалов. - 1986. - №3. – С. 45-50.
59. Хома М.С. Развитие локальных коррозийных процессов при циклическому деформировании нержавеющей стали / М.С. Хома // Вісник ДУ “Львівська політехніка”. Хімія, технологія речовин та їх застосування. – 1997. - № 333. – С. 59-61.

60. Похмурський В. Характер локалізації корозійних пошкоджень при циклічних навантаженнях та їх вплив на витривалість корозійнотривких сталей / В. Похмурський, М. Хома // Фіз.- хім. механіка матеріалів. Спец. випуск №1. – 2000. – С. 9-15.
61. Похмурський В.І. Корозійна втома металів і сплавів / В.І. Похмурський, М.С. Хома. – Львів: Сполом, 2008. – 301 с.
62. Хома М.С. Теоретичні основи початкової стадії корозійно-втомного руйнування корозійнотривких сталей і сплавів та розробка методів прогнозування їх границі витривалості: дис. ... доктора техн. наук: 05.17.14. / Хома Мирослав Степанович. – Львів, 2003. – 292 с.
63. Маннапов Р.Г. Статистические закономерности коррозионного разрушения поверхности металлов / Р.Г. Маннапов // Надежность и контроль качества. – 1988. - № 9. – С. 48-52.
64. Strutt I.E., Nicholls and Barbier B. The prediction of corrosion by statistical analysis of corrosion profiles. // Corrossion science. – 1985. – V. 25, № 5. – P. 305-316.
65. О модели микрорельефа поверхности корродирующего металла / [Руденко Н.П., Чудновский Е.М., Малышева Т.В., Ткаченко Е.Г.]. // Микрогеометрия и эксплуатационные свойства машин. Сб. научных трудов. – Рига, 1983. – С. 33-39.
66. Кабанов Б.С. Предельное состояние реакторов гидтоочистки и каталитического риформинга / Б.С. Кабанов, А.М. Добротворский // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2001. - № 9. – С. 41-44.
67. Тимофеев Б.Т. Оценка изменения свойств сварных соединений трубопроводов из углеродистых сталей за проектный срок службы / Б.Т. Тимофеев, А.С. Шалыгин // Вопросы материаловедения. – 2004. - № 3. – С. 54-61.

68. Горынин Н.В. Старение материалов оборудования атомных электростанций после проектного ресурса / Н.В. Горынин, Б.Т. Тимофеев // Фіз.- хім. механіка матеріалів. – 2006. - № 2. – С. 13-27.

69. Ефименко Л.А. Оценка деформационного старения металла зоны термического влияния сварных соединений низколегированных сталей / Л.А. Ефименко, В.А. Илюхин, А.А. Ячинский [и др.] // Химическое и нефтяное машиностроение. – 2005. - №10. – С. 45-47.

70. 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. - №4. – С. 42-46.

71. Мелехов Р.К. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання / Р.К. Мелехов, В.І. Похмурський. – К.: Наук. думка, 2003. – 381 с.

72. Бугай Н.В. Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования / Бугай Н.В., Березина Т.Г., Трунин Н.И. – М.: Энергоиздат, 1994. – 214 с.

73. Антикайн П.А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов / Антикайн П.А. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 368 с.

74. Хромченко Ф.А. Оценка остаточного ресурса сварных соединений паропроводов для условий ползучести / Ф.А. Хромченко, В.А. Лаппа // Сварочное производство. – 1996. - № 5. – С. 14-17.

75. Гриднев В.В. Распад цементита при пластической деформации стали / В.В. Гриднев, В.Г. Гаврилюк // Металлофизика. – 1982. - №3. – С. 72-75.

76. Ямалеев К.М. Структурный механизм старения трубных сталей при эксплуатации нефтепроводов / К.М. Ямалеев, А.В. Пауль // Нефтяное хозяйство. – 1988. - №11. – С. 61-62.

77. Dolby R.E., Cane M. Assessment of degradation of mechanical properties of steels and weldments for pressure vessels and piping // Metal Constr. And Brit. Weld. J., 1971, 3, № 9, P. 351 – 354.

78. Miyoshi E., Tanaka T. A hydrogen induced cracking of steels under wet hydrogen sulphide environment, etc. Trans // ASME, 1976, B98, № 4, P. 1221 – 1230.

79. Хажинский Г.М. Оценка долговечности элементов сосудов давления и трубопроводов при коррозии под напряжением / Г.М. Хажинский // Химическое и нефтегазовое машиностроение. – 2003. - № 11. – С. 41-43.

80. Александров А.А. Прогнозирование механических характеристик металла оборудования и трубопроводов при эксплуатации / А.А. Александров. – Уфа: БЭСТС, 2004. – 42 с.

81. Зайнуллин Р.С. Расчет ресурса оборудования и трубопроводов с учетом механохимической коррозии и неоднородности / Р.С. Зайнуллин. – Набережные Челны: Изд-во Камского гос. политехн. ин – та, 2003. - 282 с.

82. Ионов В.Н. Динамика разрушения деформируемого тела / В.Н. Ионов, В.В. Селиванов. – М.: Машиностроение, 1987. – 272 с.

83. Захаров Н.М. Поврежденность крупногабаритных конструкций / Н.М. Захаров, Г.И. Евдокимов. – Уфа: Изд-во Фонда содействия развитию научных исследований, 1999. – 84 с.

84. Ямалеев К.М. Старение металла труб в процессе эксплуатации нефтепродуктов / Ямалеев К.М. – М.: ВНИИОЭНГ, 1990. – 62 с.

85. Гумеров А.Г. Характер разрушения металла труб нефтепроводов при малоцикловом нагружении / А.Г. Гумеров, К.М. Ямалеев // Нефтяное хозяйство. – 1985. - №6. – С. 46-48.

86. Гусенков А.П. Прочность при изотермическом и неизотермическом малоцикловом нагружении / А.П. Гусенков. – М.: Наука, 1979. – 178 с.
87. ANSI / ASME B31G – 1991. Manual for Determining the Remaining Strength of Corroded Pipelines. – ASME. New – York.
88. Кинченко С.Б. Метод оценки степени опасности локальных дефектов на поверхности трубопроводов / С.Б. Кинченко // Безопасность труда в промышленности. – 2001. - № 6. – С. 9-11.
89. Rietjens I.P. Safely weld and repair inservice pipe lines // Pipe Line Industry. 1986. December. – P. 26-29.
90. Кузюков А.Н. Теория и практика коррозии и защиты металлов и оборудования химических и нефтехимических производств / А.Н. Кузюков. – Луганск: Изд-во ВНУ им. В. Даля, 2004. – 184 с.
91. Медведева М.Л. Коррозия и защита оборудования при переработке нефти и газа / М.Л. Медведева. - М.: Нефть и газ, 2005. – 311 с.
92. Деденко Л.Г. Математическая обработка и оформление результатов экспериментов / Л.Г. Деденко, И.В. Керженцев. – М.: Изд-во МГУ, 1977. – 112 с.
93. Пат. 50572 Україна, МПК G 01 N 27/26, G 01 N 3/32. Спосіб визначення стадії корозійно-втомного руйнування / Похмурський В.І., Хома М.С., Заслужець А.В.; заявник і патентовласник Фізико-механічний інститут НАН України. - № u200203237заяв. 11.03./02; опубл. 15.10.02, Бюл. №10.
94. Адлер Ю.П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий / Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. – М.: Наука, 1976. – 279 с.
95. Архипов О.Г. Оцінка змін властивостей сталей 12X18H10T і 15X5M після тривалої експлуатації / О.Г. Архипов, В.А. Борисенко, Н.І. Галабурда // Вісник СНУ ім. В. Даля. – 2009. - № 2, ч.2. – С. 89-95.

96. Арчаков Ю.И. Водородная коррозия стали / Ю.И. Арчаков. - М.: Металлургия, 1985. – 192 с.
97. Защита от коррозии нефтепромысловых сооружений в газовой и нефтеперерабатывающей промышленности / [Л.С. Саакян, А.П. Ефремов, И.Л. Соболева и др.]. – М.: Недра, 1985. – 206 с.
98. Механічна втома металів: праці колокви., 25-28 верес. 2006р., Тернопіль. / відп. Ред. В.Т. Троценко. – Тернопіль: НАН України, М-во освіти і науки України, Наук. Рада з проб. «Мех.-ки деформов. тіла» при відділ. Механіки НАН України [та ін.], 2006. – С. 479-483.
99. Архипов О.Г. Дослідження процесу деградації сталі 12Х18Н10Т / О.Г. Архипов, О.В. Зінченко, С.О. Гусєв // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2009. - №1(15). – С. 32-35.
100. Защита от коррозии конструкций и оборудования металлургических цехов / [В.П. Фишман, И.А. Фрисман, В.А. Сержантов и др.]. – К.: Техника, 1983. - 216 с.
101. Механічна втома металів: праці колокви., 25-28 верес. 2006р., Тернопіль. / відп. Ред. В.Т. Троценко. – Тернопіль: НАН України, М-во освіти і науки України, Наук. Рада з проб. «Мех.-ки деформов. тіла» при відділ. Механіки НАН України [та ін.], 2006. – С. 431-435.
102. Влияние вибрации на межкристаллитную коррозию стали 12Х18Н10Т / А. Кузюков, А. Архипов, Д. Куликов [и др.] // Фіз. – хім. механіка матеріалів. – 2006. - Спец. вип. № 5. – С. 192 - 194.
103. Дослідження змін механічних характеристик сталей 15Х5М і 12Х18Н10Т після тривалої експлуатації / О.Г. Архипов, Р.Г. Заїка, О.В. Любимова-Зінченко [та ін.] // Вісник СНУ ім. В. Даля. – 2010. - №6. – С. 161-166.
104. Дослідження змін механічних характеристик сталі 12Х1МФ після тривалої експлуатації / О.Г. Архипов, В.А. Борисенко, Г.В. Ліпко



[та ін.] // Фіз. – хім. механіка матеріалів. – 2010. - Спец. вип. № 8. – С. 708 - 711.

105. Архипов О. Оцінка ступеня деградації сталей комплексом механічних характеристик / О. Архипов // Фіз. – хім. механіка матеріалів. – 2008. - Спец. вип. № 7. – С. 744 - 749.

106. Кислицкий А.Б. Неметаллические включения и усталость стали / А.Б. Кислицкий. – К.: Техника, 1976. – 126 с.

107. Кузюков А. Н. Практика водородной коррозии оборудования химических и нефтехимических предприятий / А.Н. Кузюков, В.А. Борисенко, А.Г. Архипов // Оборудование химической промышленности. – 2007. - №3. – С. 55-58.

108. Маричев В.А. О расположении зоны разрушения при водородном охрупчивании / В.А. Маричев // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 5. – С. 24-29.

109. Стахів Т. Структурна деградація теплостійких сталей та її вплив на показники тріщиностійкості / [Т. Стахів, І Дзюба, Б. Лонюк та ін.] // Фіз. – хім. механіка матеріалів. – 2002. – Спец. вип. № 3. – С. 67-72.

110. Витвицький В.І. Кореляційні залежності між механічними характеристиками корозійностійких сталей / В.І. Витвицький // Фіз.- хім. механіка матеріалів. – 2007. - № 1. – С. 54-60.

111. Антикайн П.А. К оценке работоспособности паропроводов из перлитных сталей после длительной эксплуатации / П.А. Антикайн, Л.И. Рябова, А.В. Аксенов // Проблемы прочности. – 1971. - № 7. – С. 58-64.

112. Хома М.С. Вплив механічних властивостей і структурного стану корозійнотривких сталей на їхню витривалість у повітрі та корозійному середовищі / М.С. Хома, В.І. Похмурський // Машинознавство. – 2001. - № 4 -5. – С. 13-16.

113. Ланская К.А. Зависимость надежности эксплуатации хромомолибденовой и хромомолибденованадиевой стали от механизма упрочнения / К.А. Ланская, В.В. Швец // Теплоэнергетика. – 1978. - № 10. – С. 15-18.
114. Кеннеди А.Д. Ползучесть и усталость в металлах / А. Д. Кеннеди. – М.: Металлургия, 1965. – 311 с.
115. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. - М.: Мир, 1972. – 408 с.
116. Кунин И.А. Теория упругих сред с микроструктурой / И.А. Кунин. – М.: Наука, 1975. – 415 с.
117. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести / Н.Н. Малинин. – М.: Машиностроение, 1975. – 398 с.
118. Крижанівський Є. Розсіяна пошкодженість і деградація властивостей сталей нафтових та газових трубопроводів / Крижанівський Є., Никифорчин Г. // Вісник ТНТУ. — 2011. — Спецвипуск — частина 1. — С.30-36. — (механіка та матеріалознавство).