

# Дослідження та методи аналізу

---

---

УДК 620.178.35

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

Д.Ю. Петрина, О.Л. Козак, Ю.Д. Петрина

ІФНТУНГ, 76019, м. Івано-Франківськ, вул. Карпатська, 15, тел. (03422) 42342,  
e-mail: public@nimg.edu.ua

*Відомо, що руйнування нафтогазопроводів тривалої експлуатації під впливом сумісної дії механічних навантажень і корозійних робочих середовищ, деградації матеріалів обумовлене фізико-хімічними локалізованими процесами утворення та розвитку тріщиноподібних дефектів. Корозійно-втомне руйнування трубних сталей, яке є домінуючим для трубопроводів, трактується як багатостадійний процес. Його поділяють, як правило, на періоди зародження та поширення тріщини, що дає можливість оцінити вплив кожного з них на довговічність труб загалом. Однак це питання вивчене ще недостатньо. Особливо це стосується періоду зародження тріщини.*

*Досліджено вплив експлуатаційної деградації на періоди зародження та поширення втомних тріщин трубних сталей за різних робочих середовищах, напрямках вирізання зразків, рівнях навантажень, значень рН і температур.*

*Експериментальні дослідження виконувались на сучасному обладнанні з використанням широко апробованих практикою методик досліджень, строгим дотриманням стандартів і методичних рекомендацій, статистичною обробкою експериментальних результатів.*

*Запропоновано модель для визначення періоду зародження поверхневої корозійно-втомної тріщини з урахуванням можливості контактування металу з середовищами, що мали різні значення рН, і експлуатації трубопроводу впродовж 40 років.*

*За результатами досліджень умовна границя втоми зразків, вирізаних у напрямку, перпендикулярному до твірної труби, в середньому в 1,4 разів вища, ніж у зразків, вирізаних паралельно твірній. З пониженням температури випробувань тривалість періоду зародження тріщини збільшується, а її поширення – зменшується. Ріст границі міцності металу збільшує тривалість періоду зародження макротріщини.*

*Ключові слова: нафтогазопровід, робоче середовище, корозійне ураження, залишковий ресурс, рН середовища.*

*Известно, что разрушение нефтегазопроводов длительной эксплуатации под воздействием совместного действия механических нагрузок и коррозионных рабочих сред, деградации материалов, обусловлено физико-химическими локализованными процессами образования и развития трещиноподобных дефектов. Коррозионно-усталостное разрушение трубных сталей, доминирующее для трубопроводов-многостадийный процесс. Его разделяют, как правило, на периоды зарождения и распространения трещины, что позволяет оценить влияние каждого из этих периодов на долговечность труб в целом. Однако этот вопрос изучен еще недостаточно. Особенно это касается периода зарождения трещины.*

*Исследовано влияние эксплуатационной деградации на периоды зарождения и распространения усталостных трещин трубных сталей в различных рабочих средах, направлениях вырезки образцов, уровнях нагрузок, значений рН и температур.*

*Экспериментальные исследования проводили на современном оборудовании с использованием широко апробированных практикой методик исследований, строгим соблюдением стандартов и методических рекомендаций, статистической обработкой экспериментальных результатов.*

*Предложена модель для определения периода зарождения поверхностной коррозионно-усталостной трещины с учетом возможности контакта металла со средами с разными значениями рН и эксплуатации трубопровода на протяжении 40 лет. Условная граница усталости образцов, вырезанных в направлении, перпендикулярном к образующей трубе, в среднем в 1,4 раз выше, чем у образцов, вырезанных параллельно образующей.*

*С понижением температуры испытаний длительность периода зарождения трещины увеличивается, а ее распространение – уменьшается. Рост границы прочности металла увеличивает длительность периода зарождения макротрещины.*

Ключевые слова: нефтегазопровод, рабочая среда, коррозионное поражение, остаточный ресурс, pH среды.

*It is known that destruction of oil and gas pipelines of long operation under influence of joint action of mechanical loadings and corrosion working environments degradation of materials, is caused by the physical and chemical localized processes of formation and development fatigue crack growth resistance defects. Corrosion-fatigue failure trumpet steels which dominates over pipelines, is treated as multiphasic process. It is divided, as a rule, for the periods of origin and distribution of a crack which enables to estimate the influence of each of them on longevity of pipes as a whole. However this question is not studied enough yet. Especially it concerns the period of origin of a crack. Therefore such research is the actual scientifically-practical task.*

*The purpose of the given work – to investigate influence of operational degradation on the periods of origin and distribution of fatigue cracks trumpet steels in different working environments, directions of a cutting of samples, levels of loadings, values pH and temperatures. Experimental researches were carried out on the modern equipment with use of widely approved practice techniques, strict observance of standards and methodical recommendations, statistical processing of experimental results.*

*The model for definition of the period of origin of a superficial corrosive-fatigue crack in view of contact metal with environments which had different values of pH, and exploitations of pipeline, during 40 years.*

*Conditional border of fatigue of the samples who have been cut out perpendicularly to the forming pipe, on the average in 1,4 times above, than at the samples who have been cut out in parallel forming.*

*With downturn of temperature of tests duration of the period of origin of a crack increases, and its distribution – decreases. Growth of border of durability of metal increases by duration of the period of origin of a macrocrack.*

Keywords: oil and gas pipeline, working environment, corrosion defeat, residual resource, pH environments.

Більшість вітчизняних магістральних нафтогазопроводів (НГП) експлуатуються уже тривалий час. Чимало з них відпрацювали нормативний термін, що вимагає ретельного експертного обстеження таких НГП з метою оцінки їх працездатності та визначення залишкового ресурсу. Тривала експлуатація трубопроводів супроводжується втратою вихідних властивостей їх матеріалів [1], що негативно відбивається на роботоздатності конструкцій.

Численними експериментами доведено, що руйнування НГП під впливом сумісної дії механічних навантажень і корозійних робочих середовищ, деградації матеріалів обумовлене низкою фізико-хімічних локалізованих процесів утворення та розвитку тріщиноподібних дефектів [2]. Однак аналіз на основі критеріїв механіки руйнування свідчить, що на даний час методи оцінки працездатності пошкоджених трубопроводів базуються на гранично-рівноважному стані труби із дефектами різних типів [3]. Такий підхід дає змогу оцінювати момент катастрофічного руйнування труби, не розглядаючи при цьому стадії руйнування, які передують досягненню граничного стану.

Водночас слід мати на увазі, що корозійно-втомне руйнування конструкційних сталей, яке є домінуючим для НГП, трактується як багата-стадійний процес [4]. Зазвичай його поділяють на два періоди: період зародження макротріщини ( $N_3$ ) і період поширення утвореної тріщини до руйнування ( $N_n$ ). Вивчення цих періодів має важливе значення, оскільки кожен з них має свій вплив на довговічність труб загалом.

Однак ці питання вивчені ще недостатньо. Особливо це стосується періоду зародження тріщини. У зв'язку з цим дослідження впливу тривалої експлуатації НГП на періоди зародження та поширення корозійно-втомних трі-

щин трубних сталей є актуальним науково-прикладним завданням.

Методичні аспекти таких досліджень викладені в окремих роботах [4, 5]. Однак природа зародження втомних тріщин у трубопроводах почала вивчатись тільки в останні роки. Причому в цих роботах розпочалися спочатку елементів конструкцій теплоелектростанцій [6, 7]. Вплив експлуатаційної деградації на період зародження втомних тріщин в сталі 17Г1С, яка широко використовується в газопроводах, вперше вивчений в роботі [8], а потім - [9] для сталі 20.

Сумісний аналіз даних [8, 9] дав нам можливість встановити три стадії процесу руйнування трубних сталей: 1) зародження поверхневих тріщин, 2) їх ріст і злиття, 3) утворення макротріщини. Період зародження тріщини включає в себе дві перші стадії. За критерій зародження тріщини приймається момент, коли вона досягне розміру  $100 \pm 10$  мкм.

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

Метою роботи є дослідження впливу експлуатаційної деградації на періоди зародження та поширення втомних тріщин трубних сталей за різних робочих середовищах, напрямком вирізаня зразків, рівнях навантажень, значень pH і температур.

Експерименти виконані на сталях магістральних газопроводів вітчизняного (17Г1С) та імпортного (X52) виробництва. Зразки вирізали з труб резервного запасу та експлуатованих впродовж 30 і 40 років (таблиця 1).

Випробування на звичайну втому виконували на машинах ИМА-5 з використанням як гладких зразків ( $d = 5$  мм,  $l_p = 30$  мм), так і зразків з кільцевою тріщиною вказаних вище

Таблиця 1 – Геометричні характеристики труб і терміни їх експлуатації

Сталь	Ділянка трубопроводу	Діаметр D, мм	Товщина стінки t, мм	Термін експлуатації $\tau$ , роки
17Г1С	Запасна труба	1020	10	-
	Пасічна - Долина	529	7	40
X52	Італійські трубопроводи	408	12	-
		275	12	30

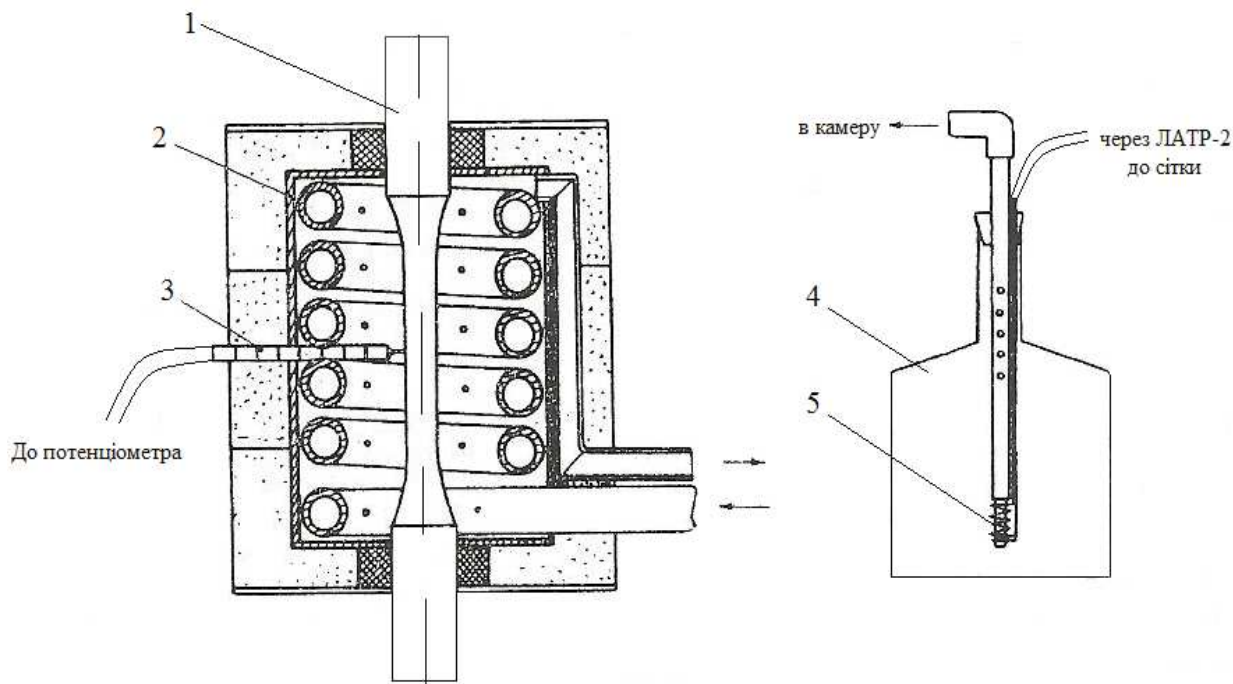


Рисунок 1 – Камера холоду для випробувань на втому

розмірів. Кільцеві тріщини створювали за методикою [4]. Поряд з цим проводили також циклічне тренування зразків згином за частоти  $f = 0,15$  Гц і синусоїдальної форми циклу з коефіцієнтом асиметрії  $R = 0$ .

Корозійними середовищами слугували дистильована вода, 3%-ний водний розчин  $NaCl$  і модельний розчин водного конденсату (МРВК), який за складом відповідає конденсату всередині труби (мг/л):  $14440 Na^+$ ;  $25400 Cl^-$ ;  $600 Ca^{2+}$ ;  $522 \overset{\sim}{N} \overset{\sim}{I} \overset{\sim}{3}$ ;  $129 K^+$ ;  $2,5 Li^+$ ;  $5 SO_4^{2-}$ ;  $518 Mg^{2+}$ ;  $140 Ba^{2+}$ ;  $5 NO_3^-$ ;  $389 Sr^{2+}$ ;  $3,6 F^-$ ;  $0,25 Fe^{2+}$ ;  $100 Br^-$ ;  $0,5 Mn^{2+}$ ;  $21 I^-$ ;  $1 Al^{3+}$ ;  $5 \overset{\sim}{D} \overset{\sim}{I} \overset{\sim}{4} \overset{-}{3}$ ;  $52 NH_4^+$ ;  $18 SiO_2^{-}$  (лужність – 455). Різні значення pH одержували додаванням до 3%-ного водного розчину  $NaCl$   $HCl$  або  $NaOH$ .

Випробування проводили за температур від  $-40$  до  $+80^\circ C$ . Для створення температур нижче кімнатних використовували камеру холоду (рис. 1), яка підтримує на постійному рівні температуру до  $-100^\circ C$ . Змінюючи напруження, прикладене до поміщеної в дюзар 4 спіралі 5, можна регулювати інтенсивність випаровування рідкого азоту, залитого в ємність. Пари рідкого азоту під тиском шлангом через латунний змійовик з радіальними отворами поступають в

камеру 2 і охолоджують зразок 1. Камера 2 термоізолювана пінопластом. Температуру вимірювали мідь-константовою термопарою 3. Випробування за температур вище кімнатних проводили в малоінерційній ніхромовій печі, яка давала можливість нагрівати зразки до необхідних температур. Час нагріву та стабілізації температури не перевищував 5 хв.

Процеси зародження та поширення втомних мікротріщин вивчали на полірованих поверхнях зразків. У ході проведення експерименту зразки після певного часу циклічного тренування знімалися з випробувального обладнання та піддавалися візуальному огляду до долота мікроскопу “Neophot-2”. Отримані в масштабі світлина підлягали подальшому дослідженню згідно методики [5]. На фотографіях вимірювали довжини мікротріщин, відстань між ними та кількість мікротріщин за якими розраховували середню довжину мікротріщини:

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

– середня відстань між мікротріщинами:

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

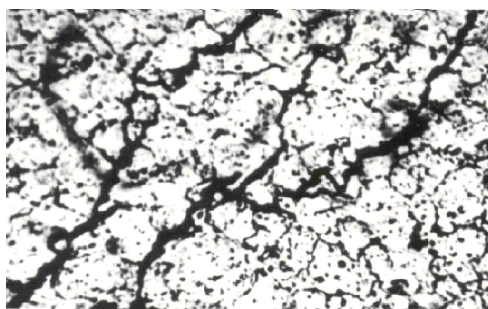
– густина мікротріщин:

$$q = k / F_n,$$

де  $k$  – кількість мікротріщин;

$F_n$  – досліджувана площа поверхні зразка.

Проведений аналіз свідчить, що спочатку на поверхнях зразків утворюються мікротріщини орієнтовані щодо осі зразка під кутом  $\sim 45^\circ$  (рис. 2а). Очевидно, що відповідальними за їх утворення є максимальні дотичні напруження. На цьому стані характер руйнування є інтеркристалітним. При утворенні макротріщини (рис. 2б) подальше її поширення має транскристалітний характер.



а)

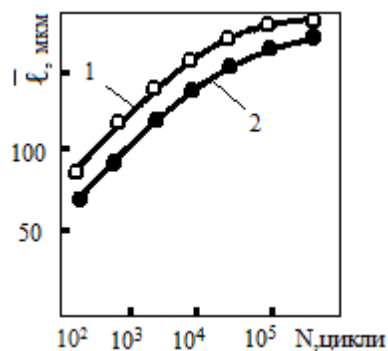


б)

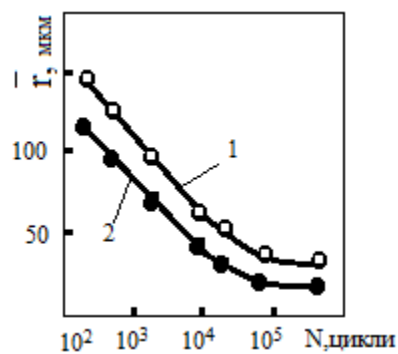
**Рисунок 2 – Зародження поверхневих мікротріщин (а) і утворення макротріщини (б) на циклічно деформованих зразках з неексплуатованої сталі 17Г1С у ході випробувань у середовищі з рН = 6,7**

Циклічні випробування на повітрі сталі 17Г1С проводили за розмаху амплітуди 300 МПа, що забезпечувало тренування зразків у пружній зоні як неексплуатованого, так і експлуатованого матеріалів. Зростання кількості циклів втомного навантаження призводить до збільшення середньої довжини  $\bar{\ell}$  і густини  $\bar{q}$  мікротріщин і зменшення середньої відстані  $\bar{r}$  між ними (рис. 3).

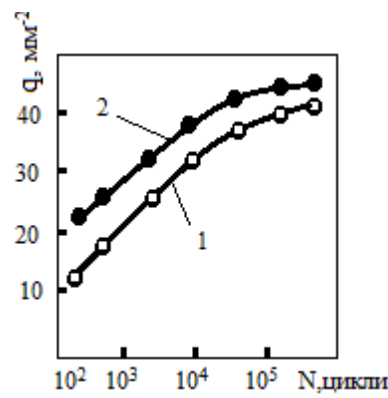
В роботі [8] показано, що в межах першої стадії руйнування ці залежності мають чіткий лінійний характер. На другій стадії руйнування, коли  $N \geq 10^4$ , сповільнюється зростання параметрів  $\bar{\ell}$  і  $\bar{q}$  і спад параметра  $\bar{r}$ . Ці закономірності властиві сталі 17Г1С як в неексплуатованому, так і експлуатованому станах. Однак слід зазначити, що експлуатована сталь проявила вищу чутливість до цих змін. Зокрема, відхи-



а)



б)



в)

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

**Рисунок 3 – Залежності середньої довжини мікротріщин (а), середньої відстані між ними (б) і кількості мікротріщин (в) від кількості циклів втомного тренування сталі 17Г1С**

лення характеристик  $\bar{\ell}$ ,  $\bar{q}$  і  $\bar{r}$  від лінійної залежності відбувається за значно нижчих значень кількості циклів тренування  $N$ , а за однакових  $N$  величини  $\bar{\ell}$ ,  $\bar{q}$  і  $\bar{r}$  для експлуатованої сталі суттєво відрізняються від аналогічних для нової сталі.

Про вплив рН середовища на кількість циклів втомного навантаження до зародження тріщини  $N_3$  в неексплуатованій і експлуатованій трубній сталі 17Г1С можна судити з даних, наведених в таблиці 2.

В середовищі з рН 6,7 неексплуатована та експлуатована сталі зазнають найшвидшого зародження тріщини порівняно з кислим

(рН 3,5) і лужним (рН 9) середовищами. В деградованому металі процес зародження втомної тріщини пришвидшується за всіх значень рН. Однак зменшення кількості циклів  $N_3$  для експлуатованої сталі незначне (в межах 12...13%), а, значить, даний параметр має низьку чутливість до експлуатаційної деградації сталі.

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

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

**Таблиця 2 – Вплив рН середовища на кількість циклів тренування до зародження втомної тріщини  $N_3$  в неексплуатованій і експлуатованій сталі 17Г1С**

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

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

Слід відзначити, що період зародження тріщини за випробувань у 3%-ному водному розчині  $NaCl$  дещо зростає порівняно з дослідженнями у дистильованій воді та МРВК. Очевидно, це пов'язано з корозійним "роз'їданням" металу у вершині концентратора та його пригупленням. Після виникнення магістральної тріщини дія 3%-ного водного розчину  $NaCl$

стає більш радикальною: значно скорочується період її поширення.

Для всіх середовищ випробувань параметри циклічної довговічності експлуатованої сталі 17Г1С є нижчими порівняно з неексплуатованою сталлю. Однак якщо період зародження тріщини  $N_3$  зменшується тільки на 10 - 12%, то спад періоду поширення тріщини становить 17 – 20%. Що стосується періоду поширення тріщини  $N_n$  за втомного навантаження, то тут через більш жорсткі умови навантаження проявляється окрихчуча дія середовища, яка полегшує ріст магістральної втомної тріщини.

Результати втомних випробувань підтверджуються електроннофрактографічним аналізом зламів зразків.

На мікроповерхнях зламів, що відповідають поширенню тріщини за циклічних випробувань на повітрі, розміщені переважно боріздки з численними розривами (рис. 4 а, б). Однак на зламах експлуатованої сталі ці боріздки мають більш нерегулярне розміщення (рис. 4б), ніж на зламах неексплуатованої сталі (рис. 4а). Будова боріздок свідчить про те, що ріст тріщини пов'язаний з суттєвою мікропластичною деформацією в кожному циклі тренування. Неглибокі ямки та згладжені боріздки на рис. 4 б порівняно з рис. 4а вказують на більш низьке енергоємне руйнування зразків з труб запасу, ніж з експлуатованих труб.

Середовище МРВК суттєво змінює мікрофрактограму зламу. Великі ділянки, які були вкриті втомними борізтками, поступаються місцем безструктурним відкольним фасеткам (рис. 4 в, г). Наявність фасеток обумовлена нерегулярним поширенням тріщини при значно меншій пластичній деформації. Для неексплуатованих сталей порівняно легке підростання тріщини на гладких ділянках зламів перемежується, очевидно, з довготривалими зупинками в смугах щільного накопичення боріздатих виступів (рис. 4в). Ще більш різко змінюється характер підростання тріщини в експлуатованих сталях. Тут типовими є чітко окреслені фасетки, наявність яких підкреслюється частими поперечними виривами (рис. 4г). Смуги щільного накопичення боріздатих виступів зникають, що полегшує подальший ріст тріщини. Фасетки часто декоровані слідами корозії.

**Таблиця 3 – Вплив робочих середовищ на параметри циклічної довговічності сталі 17Г1С**

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

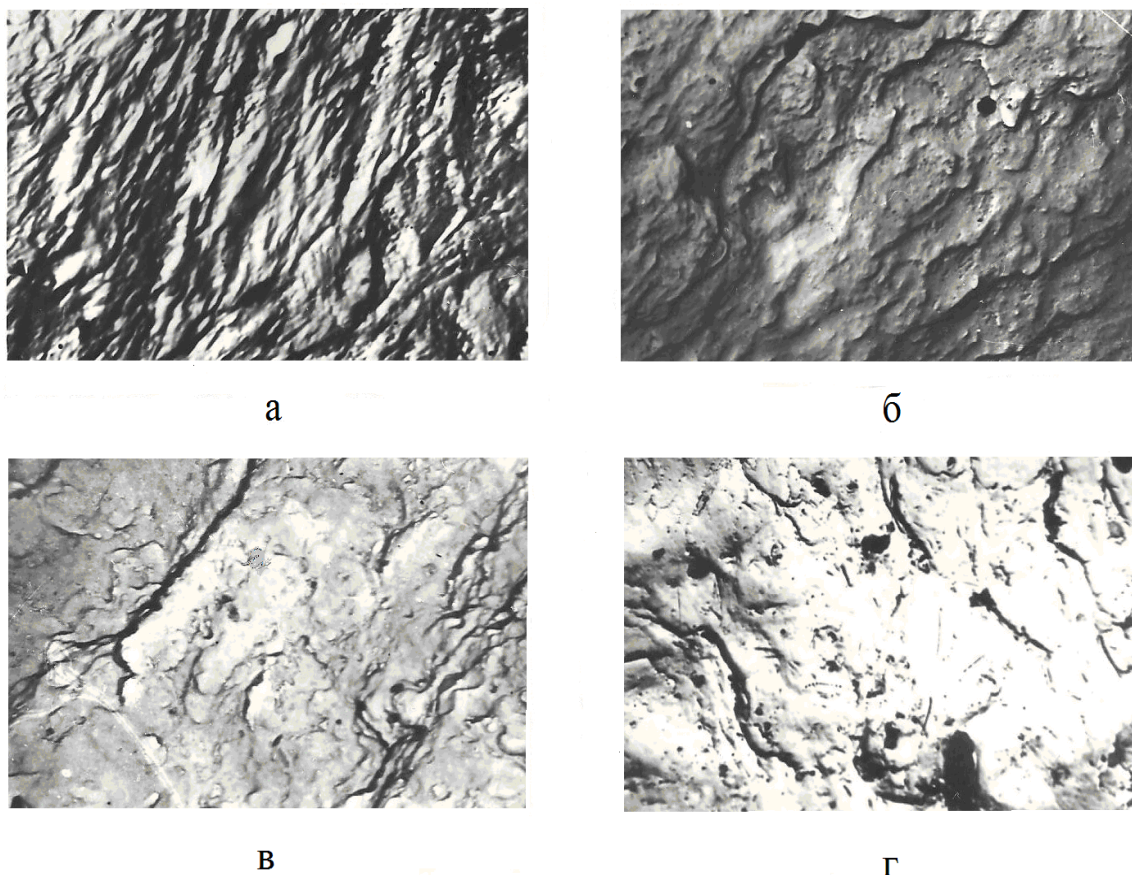


Рисунок 4 – Мікрофрактограми зламів зразків, які відповідають втомному поширенню тріщини в неексплуатованій (а, в) та експлуатованій (б, г) сталі 17Г1С за випробувань на повітрі (а, б) та в МРВК (в, г)

Результати дослідження впливу температури випробувань свідчать, що довговічність гладких зразків з пониженням температури зростає (рис. 5, крива 3, 3'), а довговічність зразків з кільцевою тріщиною (тобто тривалість періоду  $N_n$ ) падає (крива 2, 2').

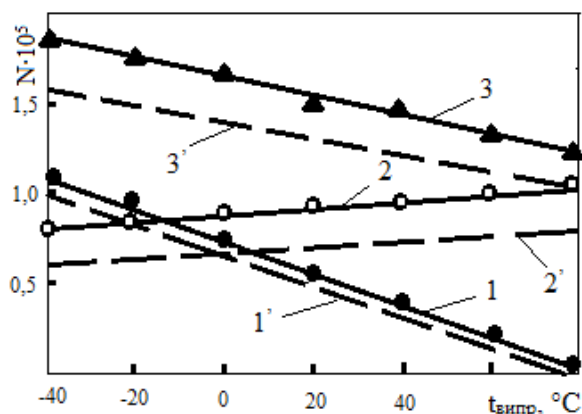


Рисунок 5 – Вплив температури випробувань на тривалість періодів зародження  $N_3$  (1, 1'), поширення  $N_n$  (2, 2') та загальну довговічність гладких зразків  $N$  (3, 3') за втомного навантаження неексплуатованої (1, 2, 3) та експлуатованої (1', 2', 3') сталі 17Г1С

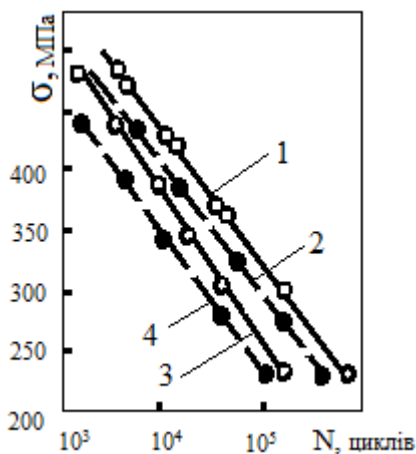
Відомо, що з пониженням температури випробувань зростають границі міцності та пластичності металів. Цим, на наш погляд, і викликано збільшення тривалості періоду зародження тріщини.

Наведемо результати досліджень обмеженої (на базі  $10^5$  циклів) втоми деформованої сталі X52 за кімнатної та низьких температур. Для цього використовували зразки двох типів: 1 – з деформованої сталі, вирізані вздовж напрямку деформації; 2 – з деформованої сталі, вирізані перпендикулярно напрямку деформації.

Результати проведених досліджень відображені на рис. 6, 7, 8.

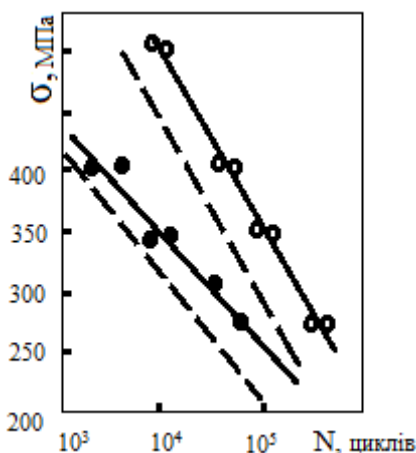
З рис. 6 видно, що умовна границя втоми зразків, вирізаних перпендикулярно напрямку деформацій, в середньому в 1,4 разів вища, ніж у зразків, вирізаних паралельно напрямку деформацій. Ця тенденція спостерігається як для неексплуатованої, так і експлуатованої сталі X52. Ступінь деградації сталі X52 для обох типів зразків була приблизно однаковою.

Результати випробування свідчать (рис. 7, 8), що умовна границя втоми сталі X52 з пониженням температури росте, навіть за порогом холодноламкості, попри різкий спад ударної в'язкості [10].



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

Рисунок 6 – Криві втоми сталі X52



o – зразки, вирізані перпендикулярно напрямку деформації; • – зразки, вирізані вздовж напрямку деформації. Пунктирні криві – втома сталі X52 за температури +20°C

Рисунок 7 – Криві втоми сталі X52 за температури -40°C

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

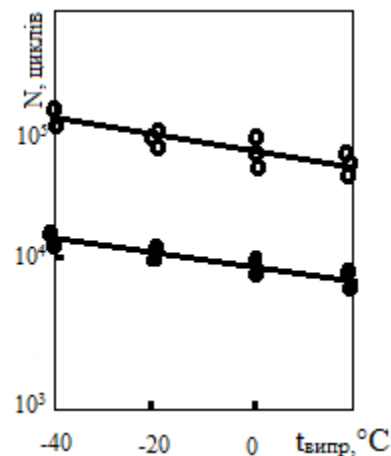


Рисунок 8 – Температурна залежність кількості циклів  $N$  за  $\sigma_a = 320$  МПа для сталі X52: o- зразки, вирізані перпендикулярно напрямку деформації, - зразки, вирізані паралельно напрямку деформації.

### Висновки

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

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

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

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

В подальшому планується вивчити вплив асиметрії та частоти втомного навантаження на циклічну тріщиностійкість неексплуатованих і експлуатованих трубних сталей.

### Література

1 Петрина Д.Ю. Оцінювання експлуатаційної деградації сталей магістральних нафто- і газопроводів / Д.Ю. Петрина, О.І. Звірко, М.І. Греділь // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2008. – № 4 (29). – С. 76–79.

2 Механіка руйнування та міцність матеріалів: Довідн. посібник; під заг. ред. В.В. Панасюка / Г.М. Никифорчин, С.Г. Поляков, В.А. Черватюк [та ін.], під ред. Г.М. Никифорчина. – Львів: Сколом, 2009. – 504 с. Т. 11: Міцність і довговічність нафтогазових трубопроводів і резервуарів.

3 ДСТУ-НБВ.2.3.21:2008. Настанова визначення залишкової міцності магістральних трубопроводів з дефектами. – К.: Мінрегіонбуд України, 2008. – 68 с.

4 Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие в 4-х т. [под общ. ред. В.В. Панасюка]. / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин [и др.]. – К.: Наукова думка, 1990. – 680 с. Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов.

5 Ясній П.В. Пластично деформовані матеріали: втома і тріщиностійкість / П.В. Ясній. – Львів: Світ, 1998. – 292 с.

6 Dmytrakh I.M. On corrosion fatigue emanating from notches: stress field and electrochemistry / I.M. Dmytrakh, G. Pluvinage, G. Qilafku // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – № 2. – Р. 43 – 53.

7 Дмитрах І. Деякі проблеми надійності та довговічності роботи елементів конструкцій ТЕС / І. Дмитрах // Машинознавство. – 2005. – № 5. – С. 11 – 20.

8 Петрина Д.Ю. Вплив тривалої експлуатації нафтогазопроводів на умови корозійно-втомного руйнування матеріалу труб / Д.Ю. Петрина // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2010. – № 1 (34). – С. 20 – 25.

9 Грабовський Р.С. Наукові основи оцінювання безпечної роботи та довговічності нафтогазопроводів тривалої експлуатації за параметрами їх дефектності: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук: спец. 05.15.13 “Трубопровідний транспорт, нафтогазосховища” / Р.С. Грабовський. – Івано-Франківськ, 2012. – 36 с.

10 Gabetta G. In-service degradation of gas trunk pipeline X52 steel / G.Gabetta, H.M. Nykyforchyn, D. Yu. Petryna [та ін.] / Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – № 1. – С. 88 – 89.

*Стаття надійшла до редакційної колегії  
27.03.12*

*Рекомендована до друку професором  
Грудзом В.Я.*