

ВПЛИВ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ НАФТОГАЗОПРОВОДІВ НА УМОВИ КОРОЗІЙНО-ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ МАТЕРІАЛУ ТРУБ

Д.Ю.Петрина

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

Розглянуто вплив напружено-деформованого стану на інтенсивність і локалізацію корозійного ураження трубної сталі 17Г1С внаслідок контактування з середовищами, що володіють різними значеннями рН. Запропоновано модель для визначення періоду зародження поверхневої корозійно-втомної тріщини. Вивчена деградація механічних і електрохімічних характеристик сталі 17Г1С магістральних газопроводів після їх експлуатації впродовж 40 років.

Ключові слова: трубна сталь, зародження тріщини, тріщиноподібні дефекти, деградація, робоче середовище, корозійне ураження.

Рассматривается влияние напряженно-деформированного состояния на интенсивность и локализацию коррозионного поражения трубной стали 17Г1С при контакте со средами, обладающими различными значениями рН. Предложена модель для определения периода зарождения поверхностной коррозионно-усталостной трещины. Изучена деградация механических и электрохимических характеристик стали 17Г1С магистральных газопроводов в результате их эксплуатации в течение 40 лет.

Ключевые слова: трубная сталь, зарождение трещины, трещиноподобные дефекты, деградация, рабочая среда, коррозионное поражение.

The influence of the stress-strain state on the intensity and localization of corrosive damages of the pipe steel 17G1C, which contact with the environments with different pH are observed. The model for determining of surface corrosion fatigue crack nucleation period are developed. Degradation of the mechanical and electrochemical characteristics of gas pipeline 17G1C steel after its service for 40 years has been investigated.

Keywords: pipe steel, crack nucleation, crack-like defects, degradation, working environment, corrosive damages.

Досвід експлуатації нафтогазопроводів свідчить, що більшість їх пошкоджень пов'язані з виникненням корозійних виразок, тріщин, пітингів. Найчастіше втрата робоздатності трубопроводами зумовлена кородуванням зовнішньої поверхні через порушення протикорозійного захисту [1]. Внутрішня корозія найбільш властива промисловим трубопроводам, що транспортують високоагресивні середовища [2]. Однак її можуть ініціювати наявні в очищеному газі у невеликій кількості волога, органічні речовини, CO₂, солі, сірковмісні речовини [3-5].

Вивчення явищ локальної корозії металів, які контактують з робочими поверхнево-активними середовищами, вимагає дослідження впливу напружено-деформованого стану матеріалу на його взаємодію з середовищем. Такі дослідження є актуальними для визначення залишкового ресурсу об'єктів тривалої експлуатації.

Водночас слід мати на увазі, що корозійно-втомне руйнування конструкційних сталей, яке є домінуючим для нафтогазопроводів, трактується як багатостадійний процес [6]. Вивчення цих стадій має важливе значення, оскільки кожна з них має свій вплив на довговічність труб загалом.

На даний час методи оцінки пошкоджених трубопроводів базуються на гранично-рівноважному стані труби із дефектами різних типів. Такий підхід дає змогу оцінювати момент катастрофічного руйнування труби, не розглядаючи при цьому стадії руйнування, які передують

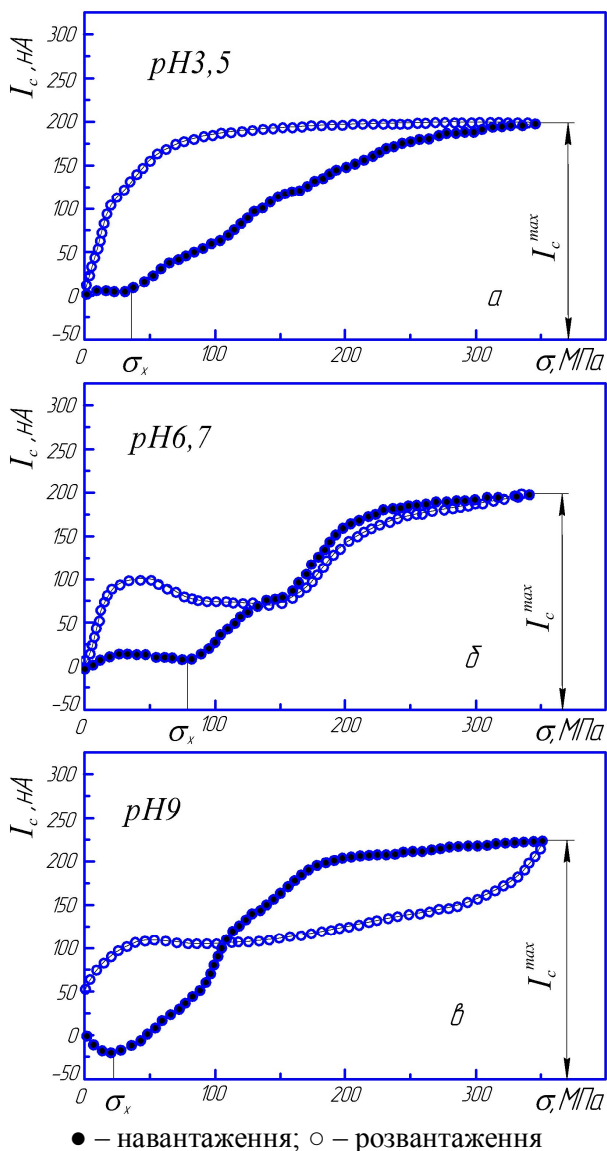
досягненню граничного стану. Ці процеси ще недостатньо вивчені, тому їх не враховують при оцінці робоздатності трубопроводів. Окрім того, тривала експлуатація нафтогазопроводів спричиняє деградацію властивостей металу, що ще більш ускладнює прогнозування робоздатності трубопроводів.

У зв'язку з цим вивчення впливу тривалої експлуатації нафтогазопроводів на умови корозійно-втомного руйнування матеріалу труб є актуальним науково-прикладним завданням.

У роботі вивчали зародження втомних тріщин на поверхні зразків, вирізаних з труб сталі 17Г1С у вихідному стані (контрольна труба у стані постачання) та після експлуатації впродовж 40 років, при їх циклічному тренуванні згином в корозійному середовищі за різних значень рН. Корозійним середовищем слугував 3%-ний водний розчин NaCl. Різні значення рН одержували додаванням до цього розчину HCl або NaOH. Частота циклічного тренування становила $f = 0,15$ Гц, форма циклу – синусоїдальна з коефіцієнтом асиметрії $R = 0$. Розмах амплітуди дорівнював границі плинності матеріалу, яка становила для зразків з контрольних труб 378 МПа, а з експлуатованих труб – 302 МПа. Значення рН корозійного середовища та електродного потенціалу поверхні зразка Е підтримувалися постійними протягом всього експерименту.

З метою встановлення особливостей впливу циклічного тренування на електрохімічний стан деформованих поверхонь вивчили тенден-

ції зміни корозійного струму в границях циклу навантаження (рис. 1). Із збільшенням напруження величина корозійного струму I_c зростає, досягаючи максимуму за границі пластичності $\sigma_{0,2}$.



● – навантаження; ○ – розвантаження
Рисунок 1 – Вплив робочого середовища на величину корозійного струму в новій сталі 17Г1С за один цикл навантаження

Розвантаження призводить до спаду значень I_c , яке сягає свого мінімуму за $\sigma = 0$. Однак воно є дещо вищим, ніж на початку циклу тренування. Тому зі збільшенням циклів навантаження будемо мати накопичувальний характер зміни інтегрального корозійного струму I_{cor} .

Найбільшого значення корозійний струм I_c^{max} досягає при випробуваннях у середовищі з рН=9. У середовищі з рН=3,5 його величина зменшується, а при рН=6,7 максимальне значення I_c^{max} є найменшим з усіх розглянутих середовищ. Характер спаду величини корозійного струму I_c при розвантаженнях у різних

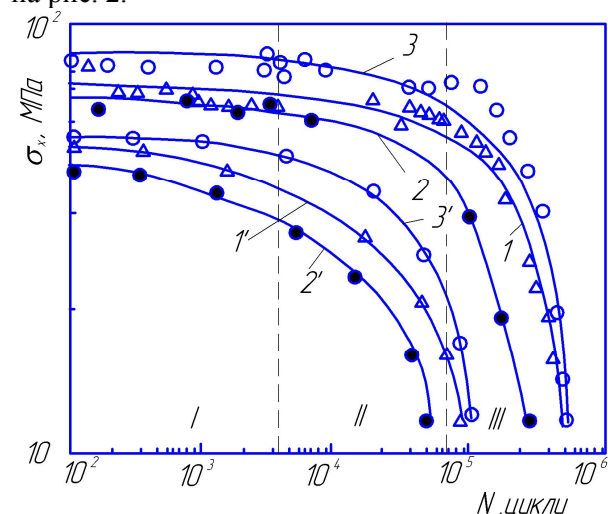
середовищах має свої особливості. Так, у середовищі з рН=3,5 величина I_c при розвантаженні була весь час вищою, ніж при навантаженні. Середовища з рН=6,7 і рН=9 призводили при розвантаженнях до початкового спаду I_c до значень нижчих, ніж при навантаженнях (особливо при рН=9). Відтак залежності $I_c = f(\sigma)$ при розвантаженнях перетинали аналогічні залежності при навантаженнях (для рН=6,7 при $\sigma \approx 130$ МПа і для рН=9 при $\sigma \approx 115$ МПа), і до кінця циклічного тренування мали вищі значення.

Слід також відзначити, що в межах розглянутих циклів навантаження зафіксоване певне значення напруження σ_x , з досягненням якого величина струму I_c починає різко зростати.

Побудовані також криві $I_c = f(\sigma)$ для експлуатованої впродовж 40 років сталі 17Г1С при аналогічних випробуваннях. Характер цих кривих подібний до характеру кривих для нової сталі. Відзначимо тільки зростання величини I_c^{max} на 10–15% і деякий спад значень напружень σ_x . Останнє свідчить про те, що початок суттєвої електрохімічної активації деформованої поверхні зразків з експлуатованої впродовж 40 років сталі 17Г1С відбувається за нижчих напружень, ніж зразків з нової сталі.

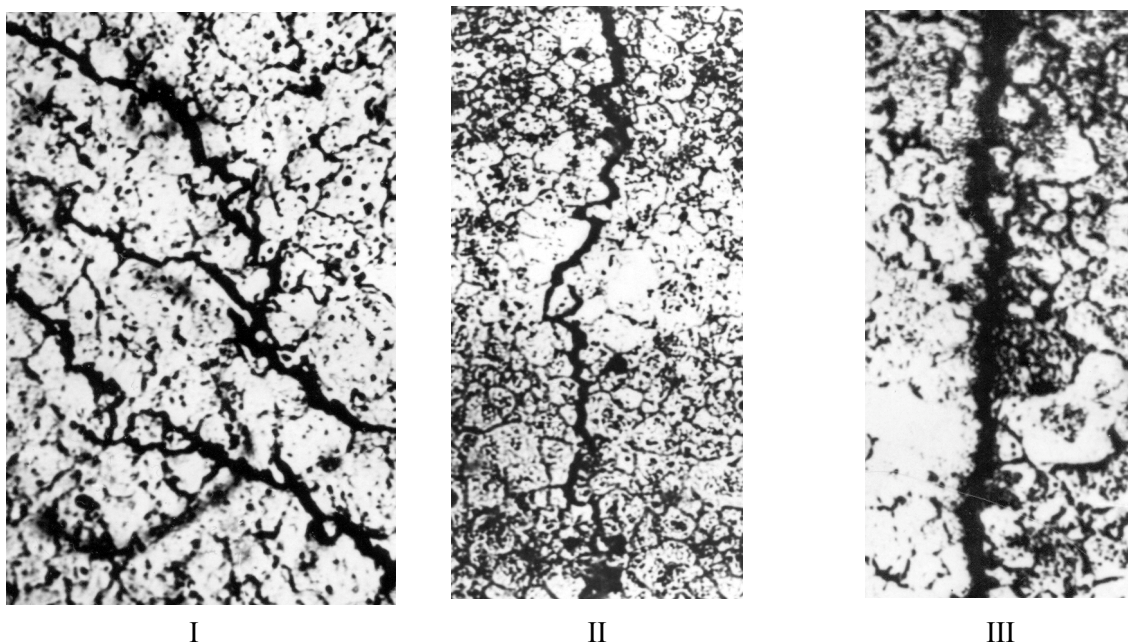
Таким чином, параметр σ_x можна прийняти за характеристику системи «матеріал-середовище», який залежить від матеріалу, робочого середовища та тривалості циклічного навантаження.

Базуючись на спектрі кривих $I_c = f(\sigma)$, одержаному при випробуваннях нової та експлуатованої сталі 17Г1С у середовищах із різним рН, були визначені відповідні значення параметра σ_x . Отримані залежності параметра σ_x від числа циклів навантаження N зображені на рис. 2.



Δ, 1, 1' – рН=3,5; ●, 2, 2' – рН=6,7; ○, 3, 3' – рН=9.

Рисунок 2 – Вплив числа циклів навантаження N на величину параметра σ_x для нової (1, 2, 3) та експлуатованої (1', 2', 3') сталі 17Г1С



I – зародження поверхневих тріщин (x500); II – ріст та злиття тріщин (x300); III – утворення макротріщин (x300)

Рисунок 3 – Корозійно-втомна пошкоджувальність циклічно деформовані поверхні зразків з нової сталі 17Г1С при випробуваннях у середовищі з pH=6,7

Встановлено, що залежність $\sigma_x = f(N)$ корелює з кінетикою зародження поверхневих тріщиноподібних дефектів (рис. 3).

Сумісний аналіз даних, наведених на рисунках 2 і 3, дає можливість розділити процес руйнування матеріалу труби на три стадії: 1) зародження поверхневих тріщин, 2) їх ріст і злиття та 3) утворення макротріщини. Відповідно до цих стадій руйнування залежність $\sigma_x = f(N)$ для нової сталі 17Г1С на рис. 2 поділена на три частини.

Для вивчення процесів зародження та росту втомних мікротріщин поверхню зразка полірували. В процесі експерименту після певного напрацювання зразок знімали з випробувальної машини, встановлювали на мікроскоп «Neophot-2» і фотографували. На одержаних фотографіях вимірювали довжини мікротріщин, відстань між ними та кількість мікротріщин. Потім підраховували середню довжину мікротріщин

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

середню відстань між мікротріщинами

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

густину мікротріщин

$$q = k / F_n,$$

де: k – кількість мікротріщин; F_n – досліджувана площа поверхні зразка.

Аналіз поверхні зразків свідчить, що на першій стадії руйнування мікротріщини утворюються внаслідок циклічного ковзання у зер-

нах, які найбільш сприятливо орієнтовані до напрямку максимальних дотичних напружень. Тому мікротріщини на поверхні зразка утворювались, як правило, приблизно під кутом 45° по відношенню до осі зразка (рис. 3).

З ростом кількості циклів втомного навантаження середня довжина \bar{l} і густина q мікротріщин збільшується, а середня відстань між ними \bar{r} зменшується (рис. 4). Відзначимо, що в межах першої стадії руйнування ці залежності мають практично лінійний характер. На другій стадії руйнування ($N \geq 10^4$) сповільнюється зростання параметрів \bar{l} і q і спад параметра \bar{r} . Це пов'язано із злиттям мікротріщин і утворенням макротріщини. Енергія, яка використовується на тренування зразка, реалізується, в основному, в утворенні та поширенні зростання макротріщини.

Оскільки на першій стадії руйнування на поверхні зразка відсутні корозійно-механічні пошкодження і відбувається тільки зародження поверхневих тріщин, то значення параметра σ_x практично не змінюються. При певному напрацюванні ($N \geq 10^4$ циклів), що пов'язане з появою на поверхні сталі тріщиноподібних дефектів, їх ростом і злиттям, значення параметра σ_x починають знижуватися. Відтак з ростом кількості циклів втомного навантаження ступінь пошкоженості тріщиновидними дефектами поверхні зразка зростає, що призводить до більш інтенсивного зниження параметра σ_x . Цей феномен може бути використаний в діагностиці пошкоженості тріщиновидними дефектами деформованих металевих поверхонь.

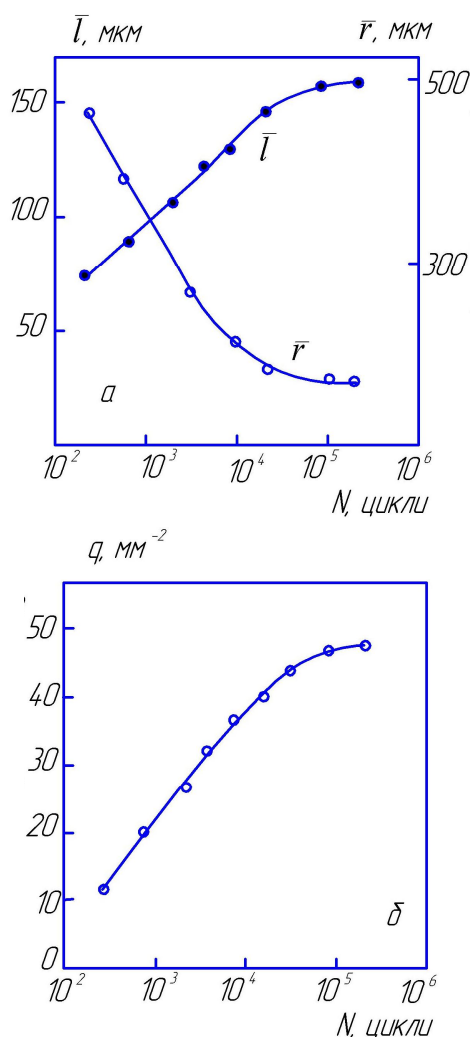


Рисунок 4 – Залежність середньої довжини мікротріщин, середньої відстані між ними (а) і густини мікротріщин (б) від кількості циклів втомного навантаження в новій сталі 17Г1С

Типове розташування внутрішнього поздовжнього поверхневого дефекту труби показано на рис. 5. Він моделюється півеліптичною тріщиною з півосями a і b .

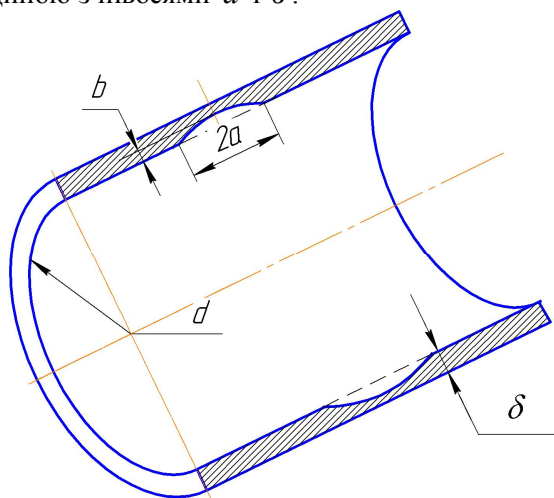


Рисунок 5 – Типове розташування тріщини на внутрішній поверхні труби

Будемо вважати зародженням поверхневої тріщини момент, коли вона досягне розміру $2a = 100 \pm 10$ мкм. Спираючись на дане припущення, одержані залежності кількості циклів тренування N_3 до зародження поверхневої тріщини в новій (1) і експлуатованій впродовж 40 років сталі 17Г1С від рН середовища (рис. 6). Наведені результати досліджень свідчать, що процеси поверхневого тріщиноутворення суттєво залежать від рН середовища.

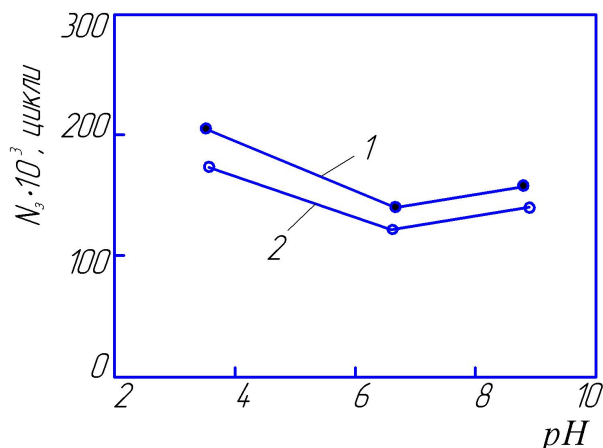


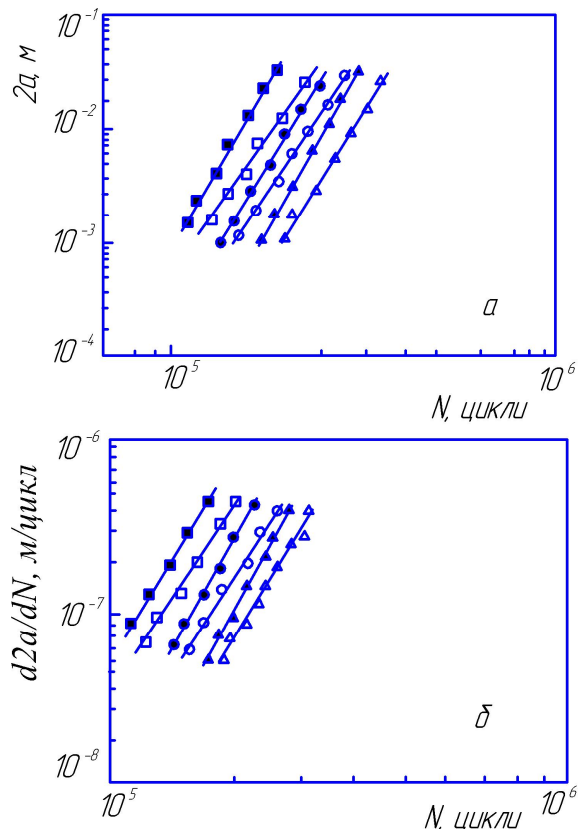
Рисунок 6 – Залежності кількості циклів тренування N_3 до зародження поверхневої тріщини в новій (1) і експлуатованій впродовж 40 років (2) сталі 17Г1С від рН середовища

Так, середовище з рН=6,7 спричиняє найбільш швидкий процес зародження поверхневої тріщини в сталі 17Г1С порівняно з лужним (рН=9) і кислим (рН=3,5) середовищами. Такий характер дії середовища властивий як новій, так і експлуатованій сталі. Зауважимо, що в експлуатованій сталі процес зародження тріщин відбувається за меншої кількості циклів тренування, тобто він полегшується в деградованому матеріалі. Однак це зменшення становить тільки 11...13%, а значить не може бути чутливою характеристикою до деградації сталі.

Для вивчення кінетики росту поверхневих корозійно-втомних тріщин у досліджуваних матеріалах будували залежності «довжина поверхневої тріщини $2a$ – кількість циклів навантаження N » за результатами механічних випробовувань у робочих середовищах із різним рН (рис. 7, а).

Одержані результати свідчать, що як на стадії початкової корозійної пошкодженості поверхні зразка, так і на стадії росту поверхневих тріщин спостерігається аналогічна тенденція щодо впливу рН середовища на досліджувані залежності. Середовище з рН=6,7 спричиняє найбільш прискорюючий ефект росту тріщини. З переходом до середовищ з рН=9 і рН=3,5 криві росту тріщини поступово спадає (рис. 7, а). Результати, представлені на рис. 7, а, були використані для побудови залежностей швидкості росту поверхневої корозійно-втомної тріщини від кількості циклів тренування (рис. 7, б). Ці дані свідчать, що швидкість по-

ширення поверхневих тріщин суттєво залежить від рН середовища. Зниження рН середовища з 9 до 6,7 при певному числі циклів тренування призводить до зростання в 7...8 разів швидкості росту тріщини як для нової, так й експлуатованої сталі. Зауважимо, що експлуатована сталь чутливіша до впливу середовища, і при переході від одного рН до іншого кратність зміни швидкості росту її тріщини більша, ніж у нової сталі.



Δ, ▲ – рН=3,5; □, ■ – рН=6,7; ○, ● – рН=9

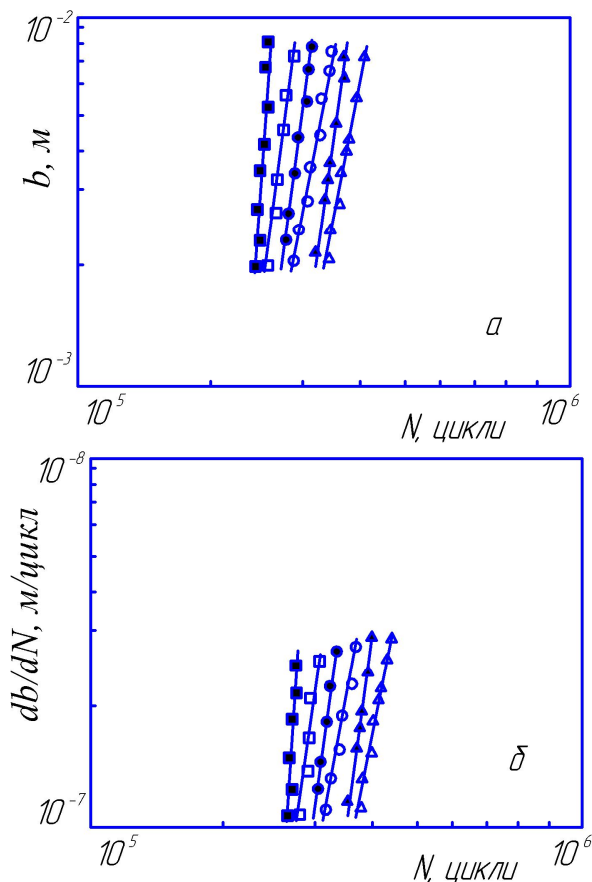
Рисунок 7 – Залежності довжини поверхневої корозійно-втомної тріщини (а) та її швидкості росту (б) від кількості циклів тренування для нової (світлі символи) та експлуатованої (темні символи) сталі 17Г1С при випробуваннях у середовищах з різним рН

У роботі вивчали також закономірності поширення тріщини у глибину металу. На рис. 8, а представлені залежності глибини тріщини від кількості циклів тренування, які послужили основою для побудови діаграм швидкості росту тріщини db/dN від параметра N (рис. 8, б), а також кінематичних діаграм втомного руйнування (рис. 9). Величину коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK_1 визначали за формулою [6]

$$K_1 = (6M / w\sqrt{h^3}) \cdot \sqrt{\lambda} \cdot f(\lambda),$$

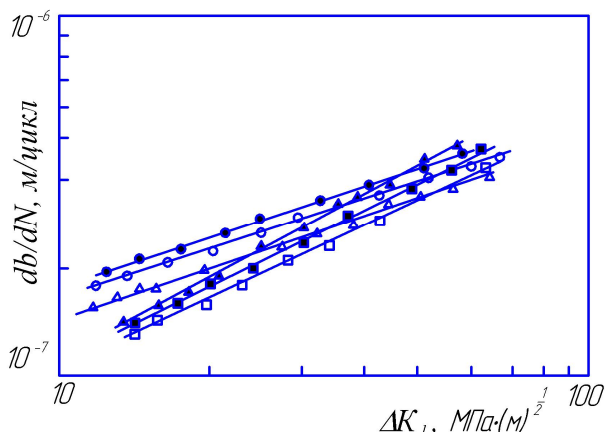
де: M – згинаючий момент; w – ширина зразка; h – висота зразка; $\lambda = b/h$; b – довжина тріщини в глибину зразка; $f(\lambda)$ – функція безрозмірної довжини тріщини, яка в діапазоні $0 \leq \lambda \leq 0,8$ визначалася за формулою

$$f(\lambda) = 1,99 - 2,47\lambda + 12,97\lambda^2 - 23,17\lambda^3 + 24,80\lambda^4 + 60,50\lambda^{16}.$$



Δ, ▲ – рН=3,5; □, ■ – рН=6,7; ○, ● – рН=9

Рисунок 8 – Залежності глибини корозійно-втомної тріщини (а) та її швидкості росту (б) від кількості циклів тренування для нової (світлі символи) та експлуатованої (темні символи) сталі 17Г1С при випробуваннях у середовищах з різним рН



Δ, ▲ – рН=3,5; □, ■ – рН=6,7; ○, ● – рН=9

Рисунок 9 – Кінетичні діаграми втомного руйнування нової (світлі символи) та експлуатованої (темні символи) сталі 17Г1С при випробуваннях у середовищах з різним рН

З даних, наведених на рис. 8, видно, що кінетика росту тріщини в глибину ідентична кінетиці росту поверхневих тріщин в усіх робочих середовищах з різними показниками рН. Проте діаграми втомного поширення тріщини показали на незначний вплив рН середовища на характер росту тріщини (рис. 9). Це пояснюється тим, що при випробуваннях у робочих середовищах з даним діапазоном рН у вершині тріщини встановлюється певне локальне постійне значення рН, яке знаходиться в межах 4,5...5,5 і практично не залежить від рН робочого середовища у загальному його об'ємі [7].

Висновки

Вивчено механізм зародження мікротріщин, їх злиття та утворення макротріщини на поверхні зразків сталі 17Г1С.

Встановлено, що кількість циклів тренування, необхідне для зародження тріщин, для експлуатованої сталі є меншим, ніж для нової сталі в усіх досліджуваних робочих середовищах з різними рН. Однак це зменшення не суттєве (11...13%), а тому даний параметр не доцільно використовувати для оцінки чутливості сталі 17Г1С до деградації.

Показано вплив рН середовища на характер поширення тріщини в новій та експлуатованій впродовж 40 років трубній сталі 17Г1С.

Література

- 1 Гончарук М.І. Корозія та розгерметизація газопроводів / М.І. Гончарук // Нафтова і газова промисловість. – 2003. – № 2. – С. 56–57.
- 2 Радкевич О.І. Пошкодження металу промислових трубопроводів у сірководневому середовищі / О.І. Радкевич, Г.В. Чумало // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – № 4. – С. 112–114.
- 3 Петрина Ю.Д. Вплив параметрів перекачування сірководневих газів на корозійну тривалість трубної сталі / Ю.Д. Петрина, В.П. Рудко, О.О. Онишук // Машинознавство. – 2003. – № 6. – С. 24–26.
- 4 Detecting internal corrosion of natural gas Transmission pipelines: field tests of probes and systems for real-time corrosion measurement / B.S. Covino, Jr.S.J. Bullard, S.D.Cramer et al. // Proc. of the European Corrosion Congress “Eurocorr 2005”. – Portugal: Lisbon, 2005. – Paper № 396.
- 5 Корозія внутрішньої поверхні магістральних газопроводів / С. Поляков, Л. Ниркова, А. Клименко та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – Спец. вип. № 5, т. 1. – С. 300–304.
- 6 Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие в 4-х т. / [под общ. ред. В.В. Панасюка]. Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин [и др.] – К.: Наукова думка, 1990. – 680 с.
- 7 Turnbull A. The solution composition and electrode potential in pits, crevices and crack / A. Turnbull // Corrosion Science. – 1983. – Vol. 23, № 8. – P. 833–870.

Стаття надійшла до редакційної колегії

25.02.10

Рекомендована до друку професором

Грудзом В.Я.