

КОРОЗИЙНО-ВТОМНА ПОШКОДЖУВАНІСТЬ ГНУЧКИХ ТРУБ КОЛТЮБІНГОВИХ УСТАНОВОК: МЕТОДИ ТА ПІДХОДИ ДО ОЦІНЮВАННЯ

А. Сиротюк^{1*}, О. Витязь², Я. Зяя³

¹Відділ фізичних основ руйнування та міцності матеріалів в агресивних середовищах, Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Львів, Україна

²Інститут нафтогазової інженерії, Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу, Івано-Франківськ, Україна

³Кафедра буріння та геоінженерії, Краківська гірничо-металургійна академія ім. С. Сташця, Краків, Польща

*Відповідальний автор: e-mail syrotiuk@ipm.lviv.ua, тел. +380322296655, факс +380322649427

DAMAGE TO FLEXIBLE PIPES OF COILED TUBING EQUIPMENT DUE TO CORROSION AND FATIGUE: METHODS AND APPROACHES FOR EVALUATION

A. Syrotiuk^{1*}, O. Vytyaz², J. Ziaja³

¹Department of Physical Fundamentals of Fracture and Strength of Materials in Aggressive Environments, Karpenko Physico-Mechanical Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Lviv, Ukraine

²Institute of Petroleum Engineering, Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas, Ivano-Frankivsk, Ukraine

³Department of Drilling and Geoengineering, AGH University of Science and Technology, Krakow, Poland

*Corresponding author: e-mail syrotiuk@ipm.lviv.ua, tel. +380322296655, fax +380322649427

ABSTRACT

Purpose. To propose an engineering approach for evaluating surface corrosion fatigue of flexible pipes of coiled tubing equipment, on the basis of the generalized data about corrosion fatigue behaviour of structural steels and analysis of the existing methods and approaches for assessment of these phenomena.

Methods. We applied the original method of corrosion fatigue study which takes into account the parameters of electrochemical dissolution of cyclically deformed surface in conditions of its deformation, as well as the known methods of fracture mechanics, corrosion science, electrochemistry and materials science.

Findings. The stages of initial corrosion damaging and surface corrosion fatigue nucleation in structural steels were considered. The criterion ratio for evaluating the period of surface corrosion fatigue crack nucleation that relates the number of loading cycles before crack initiation, the corrosion current, the constants of electrochemical dissolution of metal surface to the cyclic loading parameters is derived. This criterion allowed to obtain and substantiate the experimental formula for predicting the number of loading cycles prior to the surface corrosion fatigue crack nucleation.

Originality. The suggested new model describes the surface fatigue crack nucleation as a result of interaction between corrosion and operational cyclic loadings of the coiled tubing equipment flexible pipes.

Practical implications. The proposed relationship for calculating macrocrack nucleation period is applicable for engineering assessment of serviceability and fracture risk of flexible pipes of coiled tubing equipment under assigned operating conditions.

Keywords: coiled tubing equipment, flexible pipe, high strength low alloyed steel, corrosive environment, cyclic loading, number of loading cycles, damages, crack-like defect, crack growth rate, macrocrack nucleation period

1. ВСТУП

Особливість розвитку нафтогазовидобувного комплексу України полягає у експлуатації великої кількості родовищ на пізніх стадіях розробки, запаси яких вважаються важкодобувними. Водночас, інтенсивні геологорозвідувальні роботи зумовлюють відкриття нових невеликих, а також середніх родовищ. У

зазначених випадках раціонально використовувати колтубінгові (Coiled Tubing) технології. Вони призначені для проведення технологічних операцій під час капітального і підземних ремонтів свердловин, інтенсифікації діючих, а також для буріння бокових, похилих та горизонтальних отворів у нафтових і газових свердловинах з використанням гнучкої труби

(ГТ). Технології відзначаються високою економічною ефективністю, перебувають у стані неперервного розвитку та вдосконалення, а для координації цих зусиль існує відповідна міжнародна асоціація (Intervention & Coiled Tubing Association (ICoTA): <http://www.icota.com/>).

Комплекс устаткування для буріння чи видобутку з використання колтубінгових технологій (Рисунок 1) монтується на шасі автомобіля, або автомобільному напівпричепі.



Рисунок 1. Комплекс технологічного устаткування колтубінгової установки

Основним елементом всього комплексу устаткування є зварна металева ГТ довжиною 3–9 км (і більше), намотана на барабан. Слід відзначити, що в технологічному устаткуванні ГТ працюють у пружно-пластичній області деформування, а це зумовлює особливі вимоги до якості ГТ, і, отже, до характеристик матеріалу труб та технології виробництва. Попри це, у результаті тривалої експлуатації можливе локальне руйнування труб, що спричинить аварійну ситуацію (Nasr-El-Din & Metcalf, 2008; Perry, 2009).

ГТ виготовляють з високоміцних низьколегованих сталей, автоматичним зварюванням з ретельним контролем впродовж всього технологічного процесу. Згідно статистичних даних (Tipton, Carlson, & Sorem, 2006; Padron, Luft, Kee, & Tipton, 2007; Liu, Zheng, Diaz, & Hauglund, 2015; Shaohu et al., 2017;) механічні пошкодження ГТ, що виникають у процесі експлуатації, складають близько 32%, від загальної кількості пошкоджень, 13% – корозійно-втомне руйнування, 18% – кислотна корозія, 9% – сірководнева корозія, 10% – помилки обслуговуючого персоналу, 8% – дефекти виробництва, 4% – ерозія, 2% – корозія при зберіганні, 2% – дефекти зварювання, 1% – втомне руйнування, 1% – інше.

2. ОСНОВНА ЧАСТИНА

ГТ колтубінгових установок працюють за циклічних згинальних навантажень та сумісної дії агресивних робочих середовищ, що сприяє проявам корозії. Водночас найбільшими швидкостями процесу характеризується локалізована корозія ГТ, особливо за дії циклічних та згинальних навантажень.

Сумісна дія втоми та корозії є однією з основних причин виникнення аварійних ситуацій до вичерпання ресурсу ГТ, зумовлених поверхневими пошкодженнями і за навантажень значно нижчих ніж допустимі. Зменшення опору поширення тріщин у матеріалі, а відповідно і зниження ресурсу ГТ, швидше за все, пояснюється зародження втомних тріщин від поверхневих дефектів (механічні дефекти чи корозійні пошкодження) за підвищених напружень у перерізі ГТ.

Кількісна оцінка локальних поверхневих дефектів типу пітинга та їх ролі у процесі зародження тріщини є надзвичайно важливою для визначення загальної довговічності ГТ. Моделі, що базуються на механіці руйнування матеріалів при включенні цього явища до процедури інженерних розрахунків загальної довговічності ГТ мають високу достовірність та точність, хоча не пояснюють фізичної суті процесу початкової пошкоджуваності.

Явище корозійно-втомного руйнування. На сьогодні, незаперечним фактом є те, що корозійна втома конструкційних металів та сплавів – це багатостадійний процес (Dmytrakh, Akid, & Miller, 1997; Miller & Akid, 1997; Dmytrakh & Panasyuk, 1999), який складається із наступних основних стадій:

- розвиток початкових поверхневих пошкоджень типу пітингів та корозійних виразок;
- стадія переходу “пітинг – тріщина”;
- розвиток тріщини до критичних розмірів.

Вклад і важливість кожної зі стадій у загальну оцінку корозійної втоми зразка чи елемента труби може бути різним і залежить від фізико-хімічних особливостей системи “матеріал – середовище”, умов навантаження та геометричних розмірів об’єкту (Miller & Akid, 1997; Dmytrakh & Panasyuk, 1999; Dmytrakh, 2001). Іншими словами, для кожного розглядуваного випадку існує своя “лімітуюча стадія”, яка визначає процес корозійно-втомного руйнування, і тим самим є базовою для оцінювання довговічності елемента конструкції трубопроводу в заданих умовах роботи.

Початкова локалізація процесу руйнування спричинена існуванням на поверхні металу певних неоднорідностей чи включень, що призводить до утворення локальних корозійно активних ділянок. На звичайній плоскій поверхні, за умови контакту з однорідним корозійним середовищем, така активна ділянка мусить репасуватись. Але за певних умов накопичення продуктів корозійної реакції, середовище у приповерхневих шарах зазнає змін і викликає функціонування корозійної системи. Дана активна ділянка, переважно, стає місцем протікання анодної частини корозійного процесу, тоді як катодна область, де відбувається відновлення молекул окисника електрохімічної реакції, буде знаходитись в околі цієї ділянки. Такий поділ корозійного процесу обов’язково приведе, в першу чергу, до появи локальних струмів, тобто відтоку електронів від активної (анодної) ділянки і міграції до неї аніонів, а також до зміни складу розчину поблизу активної ділянки, що в свою чергу сповільнює репасивацію поверхні і ще більше підсилює активацію процесу. За наявності в розчині активуючих аніонів, які беруть участь в електрохімічній іонізації металів, активація процесу значно підсилюється, оскільки ці аніони поле-

гшують перебіг анодної реакції. Відповідно, зростання активності ділянки, що розчиняється, збільшить потік до неї аніонів, що ще більше посилюватиме локалізацію корозійного процесу. Тому він стає самоприскорюючим, тобто автокаталітичним (Turnbull, 1987).

У випадку деформування поверхні металу корозійні процеси значно прискорюються. Так зафіксовано (Panasyuk, 1991), що за одночасного впливу середовища та прикладення навантажень зменшується поверхнева енергія матеріалу в результаті адсорбційних процесів. Таке адсорбційне зменшення міцності викликано полегшенням реалізації розвитку нових поверхонь внаслідок деформаційного розриву міжатомних зв'язків. З іншого боку, деформування підвищує енергетичний рівень частинок середовища чи кристалічної ґратки, тим самим, полегшуючи відрив атомів металу з поверхні. Встановлено, що найінтенсивніше корозійне середовище впливає на деформований метал тоді, коли в матеріалі виникають пластичні необоротні деформації. Такий вплив пластичних деформацій та середовища є взаємним: пластичні деформації стимулюють активацію електрохімічних процесів на поверхні металу, а інтенсифікація електрохімічних процесів розчинення полегшує пластичне деформування поверхні.

Вищеописані процеси спричиняють утворення на поверхні металу, в місцях реалізації локалізованих корозійних процесів, зародкових дефектів (пітингів, корозійних виразок тощо). Вирішальна роль на цьому початковому етапі корозійного руйнування відводиться електрохімічним процесам, що активуються механічними напруженнями.

Другий етап характеризується утворенням, від вже існуючих пітингів, перших тріщиноподібних дефектів, так званих, фізично коротких тріщин – тріщин, довжина яких, практично, не перевищує віддалі між головними мікроструктурними бар'єрами (Miller, 1993a; Miller, 1993b; Murtaza, 1995; Miller & Akid, 1997). На цьому етапі корозійного руйнування зростає роль механічного фактора.

Подальший перебіг корозійно-механічного руйнування приводить до розвитку та злиття мікротріщин, після чого формуються макротріщини (Panasyuk, 1991). На третьому етапі відбувається концентрування пружно-пластичних деформацій, а також зміщення активної ділянки розчинення з поверхні металу до вершини тріщини, що викликає додатковий ефект локалізації корозійного руйнування металу.

На завершення слід відзначити, що електрохімічні процеси, які спричиняють реалізацію механізму локального анодного розчинення металу, мають принципово важливе значення для дослідження початкових стадій руйнування металевих конструкційних матеріалів, і результатом яких є утворення поверхневих тріщиноподібних дефектів (Akid & Miller, 1991; Larrosa, Akid, & Ainsworth, 2017).

Моделі поверхневого корозійно-втомного руйнування. У літературі поширене твердження (Akid & Miller, 1991; Larrosa, Akid, & Ainsworth, 2017), що для металевих полікристалічних матеріалів, тріщина росте з мікроструктурних несучільностей чи пошкоджень, викликаних механічною обробкою, зразу ж після перших циклів навантаження.

Такий підхід дає можливість уникнути оцінки періоду зародження макротріщини, який важко піддається розрахункам. В “інертному” середовищі, наприклад у повітрі чи вакуумі, розвиток поверхневих втомних тріщин може починатися відразу й зумовлюватися концентрацією макро- чи мікронапружень біля вирізів, на межах матриці та неметалевого вкращення (на поверхні чи під нею), границі зерен та в потрійних точках або в околі подряпин, на відносно гладких поверхнях, спричинених механічною обробкою чи поліруванням. В усіх перелічених випадках надзвичайно важко спостерігати початковий ріст тріщини завдовжки 1 або 2 мкм з прилеглою мікропластичною зоною, доки тріщина не вийде за межі осередку зародження. В агресивному середовищі це відбувається швидко, і є підстави вважати, що поверхневі дефекти зароджуються та поширюються зразу ж після прикладення циклічного навантаження.

Відомо ряд моделей (Miller & Akid, 1997; Larrosa, Akid, & Ainsworth, 2017), що описують початок втомного руйнування. В основному вони базуються на експериментальних працях, які розглядали різні аспекти проблеми. Інженери-конструктори переважно зосереджували свою увагу на впливі навантаження на довговічність, отже, на розумінні кривих витривалості, які пов'язують циклічні напруження чи деформації з кількістю циклів до руйнування інженерної конструкції. Інша велика частина досліджень, проведених ученими-матеріалознавцями, стосувалася процесів, що зумовлюють розвиток стійких смуг ковзання, стабільних циклічних кривих “напруження – деформація” та утворення мікротріщин. Обидва підходи можуть розглядатися як деформаційні, тобто такі, що пов'язують циклічні деформації з нагромадженням пошкоджень та кінцевим руйнуванням.

Форсайт (Miller & Akid, 1997) поєднав різні та по суті відмінні підходи до втоми. Він визначив дві цілком відмінні стадії росту тріщини: на стадії I тріщину рухають напруження зсуву, а на стадії II – розтягуючі. Першим послідовником такого підходу був Томкінс (Miller & Akid, 1997), який розвинув модель поширення тріщини на стадії II, а згодом Наварро та де лос Ріос (Navarro & Rios, 1987; Navarro & Rios, 1988) сформулювали модель росту тріщини на стадії I. Водночас Пепіс (Paris, Gomez, & Anderson, 1961; Paris & Erdogan, 1963) аналізував поведінку порівняно довгих втомних тріщин, використовуючи лінійно-пружну механіку руйнування. У цьому підході пізніше визначено поріг, тобто граничну умову, коли втомна тріщина не буде рости через недостатню довжину чи низькі напруження, які не можуть забезпечити її безперервний ріст. Міллер (Miller, 1993a; Miller, 1993b) вказав на існування двох принципово відмінних порогів у полікристалічних металах. Перший з них, відноситься до росту довгих тріщин під порівняно низькими напруженнями та мало залежить від мікроструктури, і стосується втомної довговічності інженерних конструкцій та формування й поширення тріщин на стадії II. Другий, сильно залежить від мікроструктури. Він характеризує властивий металові опір втомі та формування й ріст втомної тріщини на стадії I. Межа між цими двома пороговими умовами – це складна

зона переходу тріщини, мікроструктурних розмірів, яка, звичайно, охоплює одне велике зерно (стадія I), у тріщину розриву, що безперервно росте, і фронт якої охоплює багато зерен (стадія II). Саме ця складна перехідна зона дуже малої тріщини, яка поширюється надзвичайно повільно і, в основному, визначає опір втомі та втомну довговічність металів (Paris, Gomez, & Anderson, 1961; Miller & Akid, 1997).

Внесок цих досліджень був вагомим із різних точок зору, зокрема, що дія середовища найважливіша в період росту коротких тріщин. Як показали дослідження (Murtaza, 1995), достатньо ввести корозійне середовище лише впродовж дуже обмеженого відрізка часу, щоб тріщина подолати властивий металу опір втомі у повітрі. Тоді вона далі ростиме під напруженнями, значно нижчими від границі витривалості в повітрі, без подальшої дії корозійного середовища. Існує велика ймовірність того, що така короткотривала дія корозійного середовища може дати меншу довговічність, ніж за його постійної присутності, оскільки тут маємо менший приріст тріщини та менший час, за який утворюються корозійні продукти, що зменшує циклічне розкриття тріщини і, отже, швидкість її росту.

Рідке корозійне середовище уможливило ефективне подолання доміантного (тобто визначального для довговічності) мікроструктурного бар'єра.

Аналіз електрохімічних аспектів корозійної втоми показав (Keddum & Vieira da Silva, 1980; Miller & Akid, 1997): по-перше – важливість пластичної деформації у пришвидшенні корозії, а по-друге – те, що катодний струм відновлює довговічність сталей у нейтральних розчинах солі. Роль середовища на ранній стадії росту тріщини підтвердили й двостадійні випробування, які засвідчили, що усунення середовища після часу, що становить певну частку сподіваної корозійно-втомної довговічності, її суттєво не збільшує. Пояснення цих спостережень запропонував Акід (Akid & Miller, 1991; Larrosa, Akid, & Ainsworth, 2017), який обґрунтував факт тим, що втомна довговічність визначається просуванням тріщини через доміантний мікроструктурний бар'єр, коли ж довжина тріщини перевищила критичне значення, вплив середовища менш важливий, ніж напруження, які характеризують деформації біля вершини тріщини. Такий висновок отримав експериментальне підтвердження.

Дослідники, які застосовують механіку руйнування на практиці, стосовно втоми матеріалів, розробили ряд формальних підходів (Miller, 1993a; Miller, 1993b; Miller & Akid, 1997), щоб усунути протиріччя, пов'язане зі застосуванням механіки руйнування до малих тріщин. Воно полягає в тому, що незважаючи на малу довжину тріщин і низький коефіцієнт інтенсивності напружень, малі тріщини поширюються в глибину матеріалу. Підвищена здатність малих тріщин розвиватись за розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень нижче порогового і напруженнях вище границі витривалості $\Delta\sigma_{-1}$, враховується формальними поправками на довжину тріщини:

$$l_0 = (\Delta K_{th} / \Delta\sigma_{-1})^2 / \pi, \quad (1)$$

яку треба додавати до реальної довжини тріщини, розраховуючи коефіцієнт інтенсивності напружень. Ці підходи дозволяють використовувати лінійну механіку руйнування для аналізу розвитку малих тріщин (Miller, 1993a; Miller, 1993b). Границя витривалості гладкого взірця в цих підходах – завжди величина незалежна, тому її потрібно визначати експериментально. Формальні поправки, що вводяться авторами праць відображають незнання конкретних аномальних властивостей приповерхневих шарів.

Дещо інша, за фізичним змістом, є модель розвинута у працях (Navarro & Rios, 1987; Navarro & Rios, 1988). Тут із використанням понять мікроструктурної механіки руйнування, аномальні властивості приповерхневого шару моделюються параметрами структури. Зокрема, вводиться поняття віддалі d між головними мікроструктурними бар'єрами, що властиві конструкційним металам і сплавам. Експериментальна модель, описана Хобсоном і Брауном (Miller & Akid, 1997), розглядає ріст тріщин у межах зерна чи фази. У даній моделі швидкість втомного росту тріщин описується рівняннями:

$$\frac{da}{dN} = A\Delta\epsilon^\alpha (d - a); \quad (2)$$

$$\frac{da}{dN} = B\Delta\epsilon^\beta (a - D), \quad (3)$$

де:

A, B, α, β – константи матеріалу;

$\Delta\epsilon$ – розмах циклічної осьової деформації;

a – довжина тріщини;

d – відстань до мікроструктурного бар'єра;

D – поріг, що залежить від напружено-деформованого стану.

Базуючись на такому підході, увагу дослідників привернув вплив корозійного середовища на розвиток коротких дефектів (Akid & Miller, 1991; Miller & Akid, 1997). Ріст втомних тріщин є важливим, коли розглядаються ефекти середовища, поки корозійні процеси можуть бути причиною зсуення границі втоми (Akid & Miller, 1991; Larrosa, Akid, & Ainsworth, 2017).

Ріст тріщини, обумовлений впливом середовища, було змодельовано з використанням таких рівнянь (Miller & Akid, 1997):

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{cf} = \left(\frac{da}{dN}\right)_{air} + \left(\frac{da}{dN}\right)_{diss}; \quad (4)$$

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{diss} = \frac{M}{zF\rho} i_{corr} \left(\frac{1}{\omega}\right), \quad (5)$$

де:

i_{corr} – анодний корозійний струм розчинення металу;

ω – циклічна частота;

z, F, ρ, M – константи;

$cf, diss$ – індекси, що описують корозійну втому і розчинення відповідно.

Більш важливий аспект такого підходу – це зниження впливу мікроструктурного бар'єра за напру-

жень нижче границі втоми. Ці процеси представлені рівняннями (4). По суті, нульовий ріст тріщини, який асоціюється з границею втоми, є зміщеним до кінцевої швидкості росту тріщини тільки завдяки корозійному середовищу, що описує рівняння (5).

Модель поверхневого корозійно-втомного тріщиноутворення. Основним недоліком наведених вище підходів є відсутність встановленого взаємозв'язку між фізико-хімічними процесами на циклічно-деформованих поверхнях та параметрами початкових стадій втомного руйнування матеріалу. Запропонований авторами підхід, в певній мірі, усуває вказані недоліки.

Аналіз експлуатаційних пошкоджень ГТ підтверджує, що основною характерною особливістю початкових процесів корозійної втоми є їх локалізація залежно від особливостей стану металевої поверхні. Це спричинено існуванням на поверхні металу певних неоднорідностей чи включень, що зумовлює утворення локальних корозійно-активних ділянок. Наслідком цього є зародження корозійно-механічних пітингів та виразок, які слід розглядати як потенційні концентратори напружень. Вирішальну роль на цьому етапі корозійного руйнування відводять електрохімічним процесам, що активуються механічними напруженнями.

За циклічного деформування кількість корозійно-втомних пітингів та виразок зростає і вони є джерелом зародження поверхневих тріщин (Рис. 2). Таку стадійність процесу "пітинг – поверхнева тріщина" можна, за аналогією, порівняти зі зародженням корозійно-втомної тріщини біля півколових концентраторів напружень.

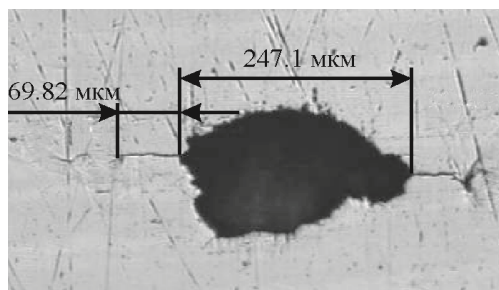


Рисунок 2. Зародження корозійно-втомної тріщини біля пітингу на поверхні сталі 08X18H12T

Базуючись на цьому, запропонована модельна схема корозійної втоми під час пітингоутворення. На першій стадії відбувається зародження та ріст пітингу в часі τ до деякого характеристичного розміру $c = d$ за механізмом електрохімічного розчинення металу, що інтенсифікується прикладеними циклічними напруженнями $\Delta\sigma$:

$$c = F_{pit}(i_{pit}^*; \Delta\sigma; \tau), \text{ якщо } 0 \leq c \leq d. \quad (6)$$

Тут інтенсивність процесу визначає густина струму електрохімічного розчинення металу i_{pit} .

Друга стадія полягає у зародженні втомної тріщини довжиною a від пітингу розміром $c = d$, внаслідок сумісної дії локальної електрохімічної корозії, яка характеризується густиною струму i_{pit}^* та локальними "ефективними" циклічними напруженнями σ_{eff} .

$$a = F_{crack}(i_{pit}^*; \sigma_{eff}; N) \text{ при } c \geq d, \quad (7)$$

де:

N – кількість циклів втомного навантаження.

Слід зазначити, що в цьому випадку особливістю є те, що локалізована фізико-хімічна дія середовища спричиняє локальну концентрацію механічних напружень поблизу дна пітингу, а ці підвищені напруження, в свою чергу, інтенсифікують його ріст. Тобто спостерігається синергізм локальних механічних та фізико-хімічних взаємодій.

Слід зазначити, в процесі досліджень розглянуто принципово важливий випадок – ініціювання пітингу циклічними напруженнями ($\Delta\sigma = \sigma_{0.2}$) на поверхні сталі 08X18H12T за постійного потенціалу поляризації ($E = 0.1B = const$), який відповідає її пасивному стану. Тобто тут відсутні умови для реалізації пітингоутворення за класичним електрохімічним механізмом.

Результати цих досліджень засвідчили неочевидний результат – ініціювання пітингоутворення циклічними напруженнями на поверхні, що інтегрально перебуває в пасивному стані. При цьому спочатку виникає поодинокий пітинг (Рис. 3а), навколо якого густа поверхня корозійного струму вища, ніж на непошкодженій поверхні металу, на порядок і більше (Рис. 3б). У подальшому, зі зростанням кількості циклів навантаження інтенсивність пітингоутворення збільшується, що призводить до суттєвого посилення корозійної активності циклічно деформованої поверхні (Рис. 4). Далі утворені пітинги стають джерелом зародження поверхневих тріщин.

Зародження макротріщини біля пітингу в умовах корозійної втоми оцінювали, моделюючи його півколовим концентратором напружень. Експериментально встановлено, що особливістю утворення тріщини на поверхні півколового концентратора напружень є досягнення деякої критичної густини q^* поверхневих тріщин, що мають сталу (характеристичну) довжину $a = a^*$. Після досягнення такого критичного стану відбувається швидка стадія злиття (коалесценції) цих тріщин, що призводить до утворення макротріщини біля вершини концентратора напружень.

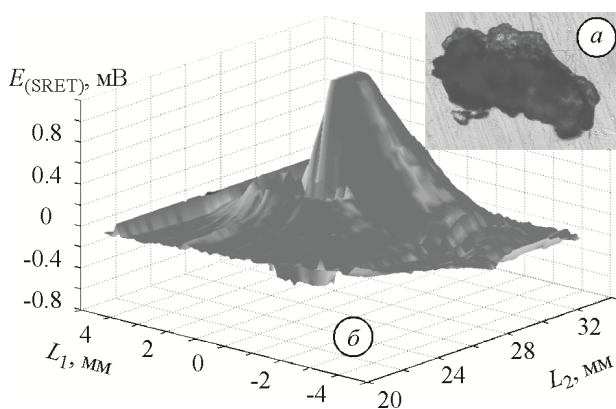


Рисунок 3. Корозійно-втомний пітинг на поверхні сталі 08X18H12T (а) та карта розподілу локальних корозійних струмів навколо нього (б); середовище – 3.5%-ий розчин NaCl (рН 6.5)

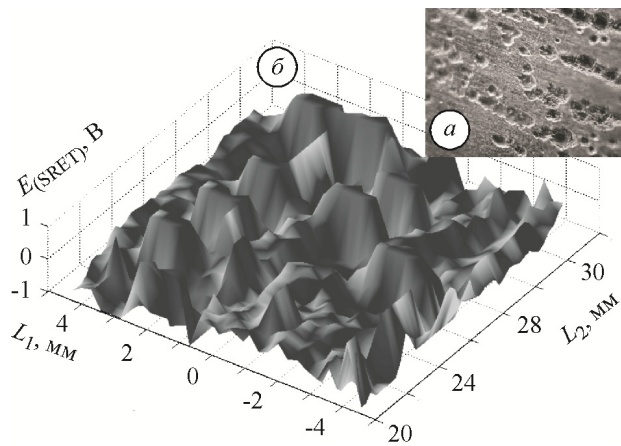


Рисунок 4. Карта розподілу локальних корозійних струмів (б) на циклічно деформованій поверхні в сталі 08X18H12T за інтенсивного пітингування (а); середовище – 3.5%-ий розчин NaCl (pH 6.5)

Тому за період утворення макротріщини прийнято кількість циклів навантаження $N = N^*$, з досягненням якої реалізується умова $q = q^*$. У роботі показано, що критеріальне співвідношення для оцінки періоду зародження макротріщини є деякою комбінацією параметрів напружено-деформованого стану матеріалу в зоні процесу та параметрів електрохімічного розчинення поверхні деформованого металу біля концентратора напружень, тобто:

$$(\Delta\sigma_{eff})^m \cdot \left[\frac{M}{zF\rho} \left(\frac{1}{\omega} \right) \cdot \int_0^{N_s} i(N) dN \right] = C = \text{const}, \quad (8)$$

де:

$\Delta\sigma_{eff}$ – розмах ефективних напружень;

m, C, M, z, F, ρ – константи електрохімічного розчинення металу для заданої системи “метал – середовище”;

ω – частота циклічного навантаження;

$i(N)$ – густина струму електрохімічного розчинення металу як функція кількості циклів навантаження N ;

N^* – кількість циклів навантаження, для досягнення критичного значення q^* густини поверхневих тріщин довжиною $a = a^*$.

На основі (8), за умови $i(N) = i_{corr} = \text{const}$ одержуємо співвідношення:

$$N^* = \frac{zF\rho}{Mi_{corr}} \omega \frac{C}{(\Delta\sigma_{eff})^m}. \quad (9)$$

У залежності (9) змінними параметрами є $\Delta\sigma_{eff}$ та i_{corr} , а решта – відомі константи електрохімічного розчинення металу для заданої системи “метал – середовище”.

Таким чином, грунтуючись на підходах механіки руйнування та електрохімії, запропоновано критеріальне співвідношення для оцінювання періоду зародження поверхневої тріщини від корозійного пітингу, яке є певною комбінацією параметрів напружено-деформованого стану матеріалу в зоні процесу та параметрів електрохімічного розчинення поверхні деформованого металу біля концентратора напружень. Цей підхід до оцінювання корозійно-втомного

тріщиноутворення, що враховує синергетичну дію циклічних напружень та електрохімічних процесів, є ефективним для інженерного застосування.

3. ВИСНОВКИ

Розглянуто стабільність зародження корозійної, а також поверхневої корозійно-втомної пошкоджувальності конструкційних сталей. Запропоновано критеріальне співвідношення для оцінювання періоду зародження поверхневої корозійно-втомної тріщини, як певну комбінацію кількості циклів навантаження до зародження тріщини, струму корозії, констант електрохімічного розчинення металової поверхні і параметрів циклічного навантаження. Базуючись на цьому критерії запропоновано та апробовано експериментальну залежність для визначення кількості циклів навантаження до зародження поверхневої корозійно-втомної тріщини як результат взаємодії корозійного середовища та робочих циклічних напружень ГТ колтюбінгових установок. Дана залежність може бути застосована для інженерного оцінювання довговічності та ризику руйнування ГТ колтюбінгових установок за дії агресивних робочих середовищ.

ВДЯЧНІСТЬ

Публікація містить результати досліджень, здійснених за проектом Р6.1 “Розроблення нових методів підвищення надійності та довговічності гнучких труб для газонафтовидобування за колтюбінговими технологіями” цільової програми наукових досліджень НАН України “Надійність і довговічність матеріалів, конструкцій, обладнання та споруд” (“Ресурс-2”).

REFERENCES

- Akid, R., & Miller, K.J. (1991). Short Fatigue Crack Growth Behaviour of a Low Carbon Steel under Corrosion Fatigue Conditions. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 14(6), 637-649. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1991.tb00693.x>
- Dmytrakh, I.M. (2001). On Corrosion Fatigue Initiation from Notches and the Local Corrosion Fracture Approaches. *Notch Effects in Fatigue and Fracture*, 331-346. https://doi.org/10.1007/978-94-010-0880-8_21
- Dmytrakh, I., & Panasyuk, V. (1999). *Vplyv koroziiynykh seredovyshch na lokalne ruiniuvannia metaliv bilia kontsentratoriv napruzhen*. Lviv: Fyzyko-mekhanichniy instytut im. H.V. Karpenka.
- Dmytrakh, I.M., Akid, R., & Miller, K.J. (1997). Electrochemistry of Deformed Smooth Surfaces and Short Corrosion Fatigue Crack Growth Behaviour. *British Corrosion Journal*, 32(2), 138-144. <https://doi.org/10.1179/000705997798114968>
- Keddah, M., & Vieira da Silva, J. (1980). The Influence of Straining on the Anodic Behaviour of Iron in an Acidic Medium. *Corrosion Science*, 20(2), 167-175. [https://doi.org/10.1016/0010-938x\(80\)90129-8](https://doi.org/10.1016/0010-938x(80)90129-8)
- Larrosa, N.O., Akid, R., & Ainsworth, R.A. (2017). Corrosion-Fatigue: A Review of Damage Tolerance Models. *International Materials Reviews*, 1-26. <https://doi.org/10.1080/09506608.2017.1375644>
- Liu, Z., Zheng, A., Diaz, O.O.R., & Hauglund, L. (2015). A Novel Fatigue Assessment of CT with Defects Based on Magnetic Flux Leakage. In *SPE/ICoTA Coiled Tubing &*

- Well Intervention Conference & Exhibition* (pp. 1-10). The Woodlands, Texas, USA: Society of Petroleum Engineers.
<https://doi.org/10.2118/173664-ms>
- Miller, K.J. (1993a). Materials Science Perspective of Metal Fatigue Resistance. *Materials Science and Technology*, 9(6), 453-462.
<https://doi.org/10.1179/mst.1993.9.6.453>
- Miller, K.J. (1993b). The Two Thresholds of Fatigue Behaviour. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 16(9), 931-939.
<https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1993.tb00129.x>
- Miller, K.J., & Akid, R. (1997). The Application of Microstructural Fracture Mechanics to Various Metal Surface States. *Materials Science*, 33(1), 1-20.
<https://doi.org/10.1007/bf02539123>
- Murtaza, G. (1995). Modelling Short Fatigue Crack Growth in a Heat-Treated Low-Alloy Steel. *International Journal of Fatigue*, 17(3), 207-214.
[https://doi.org/10.1016/0142-1123\(95\)98941-U](https://doi.org/10.1016/0142-1123(95)98941-U)
- Nasr-El-Din, H., & Metcalf, A. (2008). Workovers in Sour Environments: How Do We Avoid Coiled Tubing (CT) Failures? *SPE Production & Operations*, 23(02), 112-118.
<https://doi.org/10.2118/87622-pa>
- Navarro, A., & Rios, E.R. de L. (1987). A Model for Short Fatigue Crack Propagation with an Interpretation of the Short-Long Crack Transition. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 10(2), 169-186.
<https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1987.tb01158.x>
- Navarro, A., & Rios, E.R. (1988). A Microstructurally-Short Fatigue Crack Growth Equation. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 11(5), 383-396.
<https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.1988.tb01391.x>
- Padron, T., Luft, B.H., Kee, E., & Tipton, S.M. (2007). Fatigue Life of Coiled Tubing with External Mechanical Damage. In *SPE/ICoTA Coiled Tubing and Well Intervention Conference and Exhibition* (pp. 1-16). The Woodlands, Texas, USA: Society of Petroleum Engineers.
<https://doi.org/10.2118/107113-ms>
- Panasyuk, V. (1991). *Mekhanika kvazikhropkoho razrusheniya materialov*. Kiev: Naukova dumka.
- Panasyuk, V. (2002). *Strength and Fracture of Solids with Cracks*. Lviv: Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine.
- Paris, P., & Erdogan, F. (1963). A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Journal of Basic Engineering*, 85(4), 528.
<https://doi.org/10.1115/1.3656900>
- Paris, P., Gomez, M., & Anderson, W. (1961). A Rational Analytic Theory of Fatigue. *The Trend in Engineering*, 13(1), 9-14.
- Perry, K. (2009). Microhole Coiled Tubing Drilling: A Low Cost Reservoir Access Technology. *Journal of Energy Resources Technology*, 131(1), 013104.
<https://doi.org/10.1115/1.3000100>
- Shaohu, L., Hui, X., Feng, G., Qifeng, J., Jiwei, W., & Ting, Y. (2017). Coiled Tubing Failure Analysis and Ultimate Bearing Capacity under Multi-Group Load. *Engineering Failure Analysis*, (79), 803-811.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2017.05.007>
- Tipton, S., Carlson, G., & Sorem, J. (2006). Fatigue Integrity Analysis of Rotating Coiled Tubing. In *SPE/ICoTA Coiled Tubing Conference & Exhibition* (pp. 1-7). The Woodlands, Texas, USA: Society of Petroleum Engineers.
<https://doi.org/10.2118/100068-ms>
- Turnbull, A. (1987). *Corrosion Chemistry within Pits, Crevices and Cracks*. London: Her Majesty's Stationery Office.

ABSTRACT (IN UKRAINIAN)

Мета. Розробка інженерного підходу до оцінювання поверхневої корозійно-втомної пошкоджуваності гнучких труб колтбюінгових установок, базуючись на узагальнених даних про корозійно-втомну стійкість конструкційних сталей та аналізі існуючих методів та підходів до оцінювання цього явища.

Методика. В роботі використано оригінальний метод дослідження корозійної втоми, який враховує параметри електрохімічного розчинення циклічно-деформованої поверхні металу за умов її деформування, а також відомі методи механіки руйнування, корозії, електрохімії та матеріалознавства.

Результати. Розглянуто стадійність зародження корозійної, а також поверхневої корозійно-втомної пошкоджуваності конструкційних сталей. Запропоновано критеріальне співвідношення для оцінювання періоду зародження поверхневої корозійно-втомної тріщини, як певна комбінація кількості циклів навантаження до зародження тріщини, струму корозії, констант електрохімічного розчинення металеві поверхні і параметрів циклічного навантаження. На його підґрунті встановлено та апробовано експериментальну залежність для визначення кількості циклів навантаження до зародження поверхневої корозійно-втомної тріщини.

Наукова новизна. Розроблено та апробовано нову модель зародження поверхневої втомної тріщини як результат взаємодії корозійного середовища та робочих циклічних напружень гнучких труб колтбюінгових установок.

Практична значимість. Встановлена залежність з розрахунку періоду зародження макротріщини може бути застосована для інженерного оцінювання довговічності та ризику руйнування гнучких труб колтбюінгових установок за дії робочих середовищ.

Ключові слова: обладнання колтбюінгових установок, гнучка труба, високоміцна низьколегована сталь, корозійне середовище, циклічне навантаження, кількість циклів навантаження, пошкодження, тріщиноподібний дефект, швидкість росту тріщини, період зародження макротріщини

ABSTRACT (IN RUSSIAN)

Цель. Разработка инженерного подхода для оценивания поверхностной коррозионной усталости гибких труб колтбюинговых установок, базируясь на обобщенных данных о коррозионно-усталостном поведении конструкционных сталей и анализе существующих методов и подходов для оценивания этих явлений.

Методика. В работе использован оригинальный метод исследования коррозионной усталости, учитывающий параметры электрохимического растворения циклически деформированной поверхности в условиях ее деформирования, а также известные методы механики разрушения, коррозии, электрохимии и материаловедения.

Результаты. Рассмотрена стадийность зарождения коррозионной, а также поверхностной коррозионно-усталостной повреждаемости конструкционных сталей. Предложено критеріальное соотношение для оценива-

ния периода зарождения поверхностной коррозионно-усталостной трещины, которое связывает количество циклов нагружения до инициирования трещины, тока коррозии, констант электрохимического растворения поверхности металла и параметров циклического нагружения. На его основании установлена и подтверждена экспериментальная зависимость для определения количества циклов нагружения до зарождения поверхностной коррозионно-усталостной трещины.

Научная новизна. Разработана и апробирована новая модель зарождения поверхностной усталостной трещины как результат взаимодействия коррозии и рабочих циклических напряжений гибких труб колтюбинговых установок.

Практическая значимость. Установленная зависимость по расчету периода зарождения макротрещины может быть использована для инженерного оценивания работоспособности и риска разрушения гибких труб колтюбинговых установок при воздействии рабочих сред.

Ключевые слова: *оборудование колтюбинговых установок, гибкая труба, высокопрочная низколегированная сталь, коррозионная среда, циклическая нагрузка, количество циклов нагружения, повреждения, трещиноподобный дефект, скорость роста трещины, период зарождения макротрещины*

ARTICLE INFO

Received: 15 October 2017

Accepted: 9 December 2017

Available online: 12 December 2017

ABOUT AUTHORS

Andriy Syrotyuk, Doctor of Technical Sciences, Senior Researcher of the Department of Physical Fundamentals of Fracture and Strength of Materials in Aggressive Environments, Karpenko Physico-Mechanical Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, 5 Naukova St, 79060, Lviv, Ukraine. E-mail: syrotyuk@ipm.lviv.ua

Oleg Vytyaz, Candidate of Technical Sciences, Director of the Institute of Petroleum Engineering, Ivano-Frankivsk National Technical University of Oil and Gas, 15 Karpatska Ave., 0-524, 76019, Ivano-Frankivsk, Ukraine. E-mail: o.vytyaz@gmail.com

Jan Ziaja, Doctor of Sciences (Eng.), Head of the Department of Drilling and Geoengineering, AGH University of Science and Technology, 30 Adam Mickiewicz St, A4/113, 30-059, Krakow, Poland. E-mail: ziaja@agh.edu.pl