

УДК 620.193:661.96

ОЦІНЮВАННЯ ВОДНЕВОЇ КРИХКОСТІ ЕКСПЛУАТОВАНОЇ ТРУБНОЇ СТАЛІ МЕТОДОМ J -ІНТЕГРАЛА

О. Т. ЦИРУЛЬНИК, О. З. СТУДЕНТ, О. І. ЗВІРКО,
Д. О. ДЕМ'ЯНЧУК, О. І. ВЕНГРИНІЮК

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Руйнування, зумовлене водневим окрихченням, є основною проблемою для надійності та безпеки транспортування водню газопроводами. Трубним сталям властива підвищена пластичність, тому для визначення їх в'язкості руйнування віддають перевагу методам нелінійної механіки руйнування, серед яких – метод J -інтеграла. Досліджено вплив попереднього електрохімічного наводнювання за помірним режимом на в'язкість руйнування неексплуатованої та експлуатованої 34 роки на магістральному газопроводі сталі API 5L X67. Методична особливість експериментів – використання різної швидкості механічного навантаження зразків з тріщинами. Виявлено вплив тривалої експлуатації сталі на опір крихкому руйнуванню залежно від умов випроб.

Ключові слова: *трубна сталь, в'язкість руйнування, метод J -інтеграла, експлуатаційна деградація, воднева крихкість.*

Fracture due to hydrogen embrittlement is a major concern for the reliability and safety of hydrogen transportation via gas pipelines. Pipe steels are characterized by high plasticity, therefore, methods of nonlinear fracture mechanics, including the J -integral method, are preferred for determining the fracture toughness. The influence of pre-charged hydrogen under a moderate fracture toughness mode of as-received API 5L X67 steel and after 34 years of operation on gas main pipeline was studied. A methodological feature of the experiments is the use of different rates of mechanical loading of specimens with cracks. The influence of the long-term operation of steel on its resistance to brittle fracture is revealed, depending on the test conditions.

Keywords: *pipe steel, fracture toughness, J -integral method, in-service degradation, hydrogen embrittlement.*

Вступ. Показники водневої крихкості трубних сталей – особливо важливі через ризик їх неконтрольованого руйнування під дією корозивно-наводнювальних середовищ [1–9] як зі зовнішньої, так і з внутрішньої поверхонь труб. Зона ураження обмежена у першому випадку локальною ділянкою підземного трубопроводу з пошкодженням ізоляційним покриттям, яка зазнає ґрунтової корозії з можливим наводнюванням металу. На внутрішній можлива конденсація вологи як джерело корозії та наводнювання, яка може вражати значно більші за площею ділянки трубопроводу. Вважають, що такі умови виникають, найімовірніше, на його надземних ділянках через вплив температурних коливань на конденсацію вологи, що міститься в транспортованому газі [10].

За транспортування трубопроводами водню ризик окрихчення металу в результаті наводнювання з боку внутрішньої поверхні труби зростає [11–14]. Якщо ж для цього використовувати мережі тривало експлуатованих газопроводів, то додатково слід брати до уваги втрату вихідних механічних властивостей трубних

сталей, насамперед, їх опору крихкому руйнуванню [4, 5, 10, 15, 16]. Для оцінювання ступеня експлуатаційної деградації сталей часто застосовують ударну в'язкість і в'язкість руйнування (статичну тріщиностійкість) [4, 10], які визначають роботоздатність конструкцій. Трубі сталі низької та середньої міцності характеризуються підвищеною пластичністю, тому для встановлення їх в'язкості руйнування віддають перевагу методам нелінійної механіки руйнування, серед яких – широковживаний метод J -інтеграла [17–21]. Нижче викладено особливості його використання для дослідження водневої крихкості експлуатованої трубної сталі.

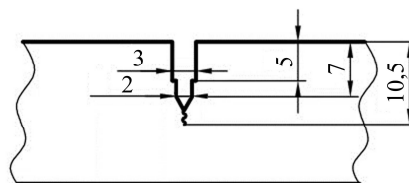
Методики випроб. Об'єкт досліджень – середньоміцна трубна сталь API 5L X67 (зовнішній діаметр труби 1420 mm, товщина її стінки 18,7 mm) у двох станах: вихідному (труба з резервів) та експлуатованому (34 роки на магістральному газопроводі). Особливість експериментів – використання поперечних до осі труби (тангенціально орієнтованих) зразків. Керувались загальним правилом, що зразки, вирізані у напрямі вальцювання прокату (поздовжньо орієнтовані), виявляють вищу пластичність та опір крихкому руйнуванню, що зумовлено розшаруваннями витягнутих у цьому напрямі неметалевих включень від навколишньої матриці. Встановили також підвищену чутливість поперечних зразків до оцінювання експлуатаційної деградації сталей та водневої крихкості [10, 14].

Визначали базові механічні властивості за розтягу (границі міцності σ_B та плинності $\sigma_{0,2}$, відносні видовження ϵ та звуження ψ) і ударну в'язкість KCV на зразках Шарпі. За випроб на розтяг використовували циліндричні зразки діаметром 5 mm та з п'ятикратною довжиною робочої частини.

Методом J -інтеграла встановлювали в'язкість руйнування $J_{0,2}$ як критичне значення J , визначене за приросту тріщини 0,2 mm [22]. Порівнювали, з одного боку, сталь у вихідному і експлуатованому станах, а з іншого – ненаводнені та заздалегідь електрохімічно наводнені зразки. Використовували балкові зразки розміром 10×18×160 mm з одностороннім боковим надрізом, з якого вирощували втомну тріщину. Її загальна довжина разом з концентратором ~ 10,5 mm (рис. 1). Тут виокремимо глибину концентратора 7 mm зі ступеневою зміною його ширини (від 3 до 2 mm), що зумовлено максимально сприятливими умовами для наводнювання зразка товщиною 10 mm. Допускали, що на поверхні такого концентратора вони наблизяться до умов наводнювання вільної гладкої поверхні. Так мінімізували можливий вплив товщини зразків на інтенсивність наводнювання металу в околі вершини тріщини.

Рис. 1. Геометрія концентратора зразка з тріщиною для визначення в'язкості руйнування методом J -інтеграла.

Fig. 1. Geometry of the concentrator of the cracked specimen for determining fracture toughness by the J -integral method.



Втомну тріщину вирощували консольним згином за частоти 10 Hz за розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) $\sim 20 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, який на завершальному етапі відповідав середині другої ділянки діаграми її втомного росту. Для визначення в'язкості руйнування одного стану металу використовували серію зразків, які навантажували триточковим згином (віддаль між опорами 72 mm) до різних рівнів статичного навантаження з подальшим розвантаженням. Під час експериментів реєстрували діаграму сила на зразку F –його прогин Δ . Це дало можливість обчислити енергію деформування зразка, а отже, і значення J -інтеграла, за якого відбулось розвантаження. З іншого боку, методом теплового від-

тінювання (нагрівання розвантажених зразків до температури $\sim 300^{\circ}\text{C}$ упродовж години) досягали окиснення поверхні зламу на різних етапах підروстання тріщини: в зоні втоми, на лінії затуплення тріщини та зоні статичного її приросту. Далі зразки згином остаточно доламували. Візуальний аналіз зламів засвідчив, що інтенсивність окиснення вказаних зон різна, що проявилось їх забарвленням і полегшило ідентифікацію (рис. 2). Це дало можливість безпосередньо заміряти приріст тріщини Δa за статичного навантаження і, в результаті, будувати залежності J – Δa (так звані J – R криві), за якими визначали в'язкість руйнування $J_{0,2}$, яка відповідала приросту тріщини $\Delta a = 0,2 \text{ mm}$.

В експериментах використовували різну швидкість деформування заздалегідь наводнених зразків з тріщинами: швидкість переміщення рухомої опори випробувальної машини становила 0,5; 0,05 і 0,005 mm/min. Цю особливість досліджували методом J -інтеграла, враховуючи досвід її застосування під час оцінювання опору росту тріщин в корозивно-наводнювальних середовищах чи газоподібному водні з допомогою підходів лінійної механіки руйнування [3, 23] та відомі результати [1, 24–26] про вплив деформаційних умов на водневу крихкість металу. Вважали також, що швидкість навантаження зразків не впливатиме на значення $J_{0,2}$ за випроб без попереднього наводнювання. Електрохімічно наводнювали зразки з тріщинами 100 h в електроліті H_2SO_4 (pH 1) + 10 g/l тіосечовини за густини струму 0,05 mA/cm².

Аналізували макро- та мікрофрактографічні особливості стартової ділянки статичного підрустання тріщини. Для мікрофрактографічних досліджень застосували електронний мікроскоп ZEISS EVO 40XVP.

Результати та їх аналіз. Дещо міцнішій експлуатованій сталі (проти вихідного стану) властива трохи нижча пластичність, однак, суттєво слабший опір крихкому руйнуванню KCV (табл. 1). Вказані відмінності зумовлені, імовірно, експлуатаційною деградацією сталі, а не розкидом даних через випробування зразків, виготовлених з різних труб.

Таблиця 1. Механічні характеристики сталі API 5L X67

Стан сталі	σ_B	$\sigma_{0,2}$	ϵ	ψ	KCV
	МПа		%		J/cm ²
Вихідний	577	482	23,1	73	196
Експлуатований	576	510	22,0	71	154

За J – R кривими, отриманими за різних швидкостей навантаження зразків (рис. 2), визначили в'язкість руйнування $J_{0,2}$ та виявили низку особливостей (табл. 2). За типової швидкості навантаження зразків (0,5 mm/min) не спостерігали відмінностей між двома станами сталі без попереднього наводнювання. Це виявилось неочікуваним, оскільки експлуатована сталь відрізнялася суттєво нижчою ударною в'язкістю KCV. З іншого боку, вважають, що в'язкість руйнування – чутливіший показник експлуатаційної деградації конструкційних сталей, ніж ударна в'язкість [3, 7]. Цю неузгодженість пояснили нижче результатами фрактографічних досліджень.

Очікувано, що зі застосуванням попереднього наводнювання за прийнятим режимом в'язкість руйнування сталей зменшилась, причому найвідчутніше – за нижчої швидкості навантаження зразків, що узгоджується з результатами, отриманими за впливу попереднього наводнювання з газової фази на в'язкість руйнування конструкційних сталей [3]. Тому критичне значення J -інтеграла не можна

вважати залежним тільки від умов наводнювання, як і КІН для оцінювання напружено-деформованого стану у вершині тріщини.

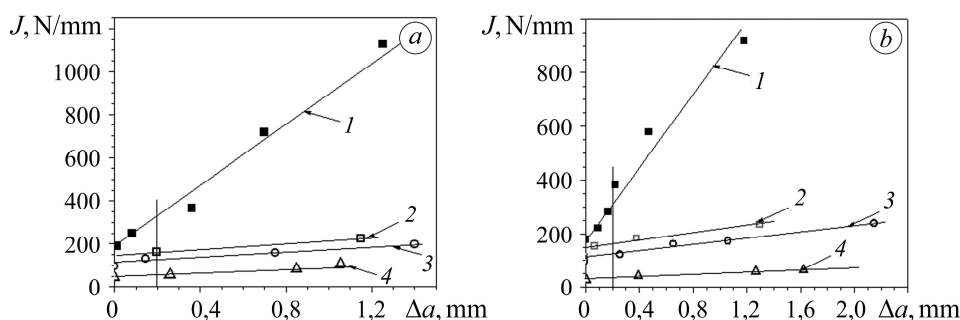


Рис. 2. Криві $J-R$ для сталі API 5L X67 з резервної (а) та експлуатованої (б) труб, отримані без (1) та після електрохімічного наводнювання за швидкості навантаження зразків 0,5 (1, 2); 0,05 (3) та 0,005 (4) mm/min.

Fig. 2. $J-R$ curves for the API 5L X67 steel from reserve (a) and operated (b) pipes obtained without (1) and after electrochemical hydrogen charging at a specimen loading rate of 0.5 (1, 2); 0.05 (3) and 0.005 (4) mm/min.

Таблиця 2. В'язкість руйнування $J_{0,2}$ (N/mm, у чисельнику) та відношення $\Delta J/\Delta a$ (N/mm², у знаменнику) сталі API 5L X67

Стан сталі	Умови випроб	Швидкість переміщення активної опори, mm/min		
		$5 \cdot 10^{-1}$	$5 \cdot 10^{-2}$	$5 \cdot 10^{-3}$
Вихідний	Без наводнювання	331/712	—	—
	Наводнювання	162/71,0	123/56,4	53/42,9
Експлуатований	Без наводнювання	319/697	—	—
	Наводнювання	159/67,2	120/55,0	38/19,0

Відмінностей у значеннях $J_{0,2}$ для вихідної та експлуатованої сталі не виявили і за попереднього наводнювання зразків для типової та на порядок нижчої швидкості навантаження. Однак за подальшого зменшення на порядок швидкості переміщення активної опори (0,005 mm/min) отримали нижче значення в'язкості руйнування для експлуатованої сталі. Це означає, що її експлуатаційну деградацію за показником $J_{0,2}$ встановили лише за особливо жорстких умов прояву водневої крихкості, пов'язаної з інтенсивнішим акумулюванням водню в околі вершини тріщини. Можна вважати, що ще менші швидкості навантаження зумовлять ще відчутніше водневе окрихчення металу зони передруйнування попереду вершини тріщини, а отже, подальше падіння в'язкості руйнування. Однак це може і не справдитись через десорбцію водню і зниження його концентрації у металі.

Вкажемо на ще одну особливість аналізу $J-R$ кривих, пов'язану з їх нахилом до осі абсцис, який характеризує здатність матеріалу чинити опір росту тріщини: що пологіша залежність $J-\Delta a$, то менші енерговитрати на ріст тріщини за активного навантаження. Для ненаводнених зразків відношення $\Delta J/\Delta a$ становило ~ 700 N/mm², а для наводнених знаходилось в діапазоні $\sim 20 \dots 70$ N/mm² зі зменшенням значення за більшої швидкості деформування. Тому його можна використовувати як кількісну характеристику механічної рушійної сили водневого окрихчення сталі з урахуванням енергоємності і статичного підростання тріщини.

Макрофрактографічний аналіз. На основі макро- та мікроаналізу зламів зразків після випроб систематизували фрактографічні особливості їх руйнувань.

Аналіз макрозламів зразків після випроб на в'язкість руйнування (рис. 3) засвідчив їх певні відмінності для сталі у вихідному та експлуатованому станах. На зламі експлуатованої на ділянках і доламу, і відтіненого статичного приросту тріщини Δa зафіксували інтенсивні розшарування вздовж текстури сталі та неметалевих включень (рис. 3b), які на зламі у вихідному стані були ледь помітними (рис. 3a). Такі макровідмінності мали би продемонструвати експлуатаційну деградацію сталі за опором росту тріщини, чого, проте, експериментально не виявили. Однак зафіксували певну особливість: розшарування на ділянці, виділений тепловим відтіненням, пригальмувало статичне підростання тріщини в експлуатованому металі. Воно поділило фронт поширення руйнування по товщині зразка (10 mm) на вужчі прошарки, на деформування яких з утворенням губ втягування впливала їх товщина. Отже, розшарування, що сформувались під час експлуатації, можуть релаксувати напруження в околі фронту втомної тріщини (тобто на початковій ділянці старту статичного підростання). Тому зрозумілою стає нечутливість такого показника, як в'язкість руйнування до експлуатаційної деградації сталі.

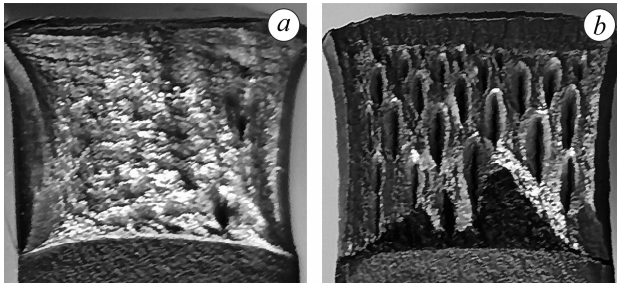


Рис. 3. Макрозлами зразків сталі у вихідному стані (a) та після експлуатації (b).

Fig. 3. Macrofracture of the specimens for the as-delivered steel (a) and after operation (b).

Мікрофрактографічний аналіз. Виявляли ознаки руйнування, відповідальні за формування опору крихкому руйнуванню сталі у вихідному та експлуатованому станах, у тому числі і з урахуванням дії водню. Аналізували два аспекти впливу наводнювання на фрактографічні особливості сталі на ділянці статичного підростання тріщини від вершини втомної тріщини. Перший з них пов'язаний із ознаками впливу швидкості переміщення рухомої опори (0,5 та 0,005 mm/min) під час навантаження наводнених зразків, а другий – з проявами впливу наводнювання на фрактографічні особливості сталі у вихідному і експлуатованому станах за найнижчої швидкості навантаження зразків (0,005 mm/min).

Без наводнювання сталь у вихідному стані руйнувалась за класичним в'язким механізмом ямкоутворення (рис. 4a), однак, після наводнювання, попри збереження ямкового рельєфу зламу, відчутними стають деструкція перліту та загальне зменшення висоти ямкового рельєфу (рис. 4b). Це ознаки зниження деформативної здатності металу на мікроструктурному рівні, спричинені наводнюванням, яке проявилось навіть за високої швидкості навантаження зразка (0,5 mm/min). З її зниженням на два порядки (до 0,005 mm/min) кардинально змінився механізм руйнування наводненої сталі навіть у вихідному стані. Практично зникли ознаки в'язкого ямкового рельєфу і статичне підростання тріщини відбувалось за кризьерним механізмом (рис. 4c). Така фрактографічна ознака окрихчення, імовірно, зумовлена дислокаційним транспортом водню, який найчастіше відбувається по тілу зерен [2]. Відомо, що за значної швидкості деформування захоплення водню рухомими дислокаціями утруднене. Очевидно, що швидкість 0,5 mm/min входить у діапазон швидкостей навантаження, за яких дислокаційний транспорт водню ускладнений. Тут основну роль відіграло окрих-

чення воднем меж зерен фериту з перлітом та міжфазних меж (неметалевих включень з матрицею, часточок цементиту з феритом у межах перліту, які розташовані в околі меж зерен з феритом). І, навпаки, повільне деформування зразка могло візуалізувати спричинене воднем окрихнення металу всередині зерен.

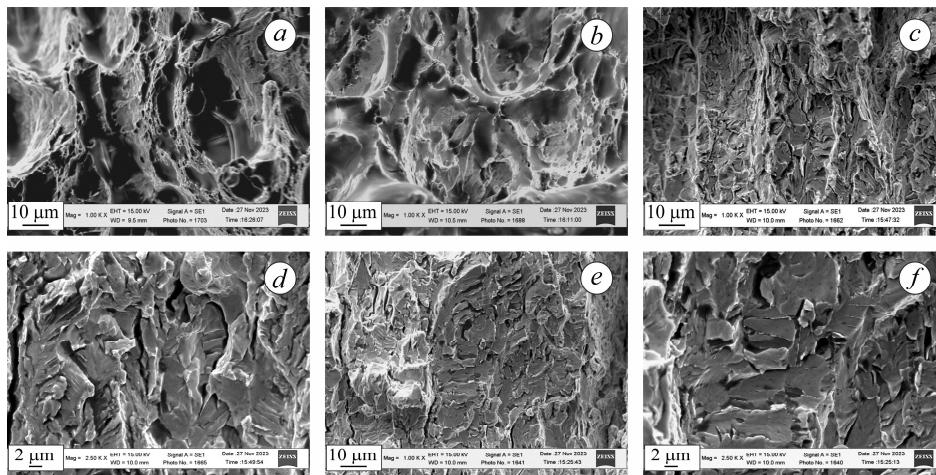


Рис. 4. Мікрофрактограми початку статичного підростання тріщини у зразках сталі X67 у вихідному (а–d) та експлуатованому (e, f) станах без попереднього наводнювання (a) та після нього (b–f), випробуваних на в'язкість руйнування за швидкості навантаження 0,5 (a, b) та 0,005 (c–f) mm/min.

Fig. 4. Microfractograms at the beginning of static crack growth in X67 steel specimens for the as-delivered steel (a–d) and after operation (e, f) without (a) and after hydrogen charging (b–f), tested for fracture toughness at a loading rate of 0.5 (a, b) and 0.005 (c–f) mm/min.

Враховуючи вражаючий вплив швидкості навантаження наводнених зразків сталі у вихідному стані на механізм руйнування, важливо встановити особливості впливу наводнювання на експлуатовану сталь. Порівняння зламів зразків обох варіантів сталі, наводнених за однакового режиму і випробуваних за низької швидкості навантаження (0,005 mm/min), засвідчило узгодженість їх рельєфу з низькими значеннями в'язкості руйнування. В обох випадках (і у вихідному, і експлуатованому станах) статичне підростання тріщини відбувалося за кризьзеренним механізмом руйнування (рис. 4с–f). Це ознака того, що і в експлуатованій сталі за низької швидкості навантаження проявилось водневе окрихнення тіла зерен. Водночас її особливістю стало ось що. Якщо окрихнення сталі у вихідному стані поширювалося на окремі зерна і на зламах це проявлялось вузькими в'язкими перетинками між ними (рис. 4с, d), то в експлуатованій зона водневого окрихнення могла поширюватися на більшу віддадь і охоплювати вже конгломерати зерен (рис. 4е, f). Внаслідок цього на зламі спостерігали великі ділянки кризьзеренного руйнування зі значною кількістю глибоких дефектів, пов'язаних із пошкодженнями вздовж меж зерен. Такі великі ділянки наскрізного просування тріщини без відчутних зупинок на межах зерен є ознаками слабкого опору руйнуванню експлуатованої сталі, що узгоджується з її відчутно нижчим значенням в'язкості руйнування.

ВИСНОВКИ

Оцінюванням в'язкості руйнування $J_{0,2}$ сталі API 5L X67 на поперечних до осі труби балкових зразках на триточковий згин не виявлено відмінностей між вихідним та експлуатованим 34 роки на магістральному газопроводі станами, попри суттєво нижчий рівень ударної в'язкості KCV експлуатованої. Таку неузгодженість пояснили фрактографічно виявленими періодичними по товщині зразка

макrorозшаруваннями в зоні старту підростання тріщини, що сприяли релаксації напружень. Електрохімічне наводнювання за прийнятим режимом різко зменшило в'язкість руйнування сталей і у вихідному, і в експлуатованому станах, інтенсивніше – зі зниженням швидкості навантаження зразків. Відмінності у в'язкості руйнування $J_{0,2}$ сталі у вихідному і експлуатованому станах виявлено тільки за найнижчої (0,005 mm/min) швидкості переміщення рухомої опори за навантаження згином. Встановлено мікрофрактографічні відмінності механізмів водневого окрихнення на ділянці статичного приросту тріщини за випроб на в'язкість руйнування залежно від швидкості навантаження зразків: за вищих швидкостей – через окрихнення меж зерен фериту з перлітом та міжфазних меж (неметалевих включень з матрицею, часточок цементиту з феритом у межах перліту), а за низьких – внаслідок крізьзеренного окрихнення металу, пов'язаного з переміщенням водню рухомими дислокаціями. Враховано можливість реалізації дислокаційного механізму транспорту водню за низької швидкості навантаження.

Дослідження частково виконані за фінансової підтримки Департаменту освіти і науки Львівської обласної державної адміністрації (договір № 74 від 26 червня 2023 р.).

1. Briottet L., Moro I., and Lemoine P. Quantifying the hydrogen embrittlement of pipeline steels for safety considerations // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2012. – **37**, № 22. – P. 17616–17623. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2012.05.143
2. Ohaeri E., Eduok U., and Szpunar J. Hydrogen related degradation in pipeline steel: A review // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2018. – **43**, № 31. – P. 14584–14617. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2018.06.064
3. Hydrogen embrittlement of structural steels: Effect of the displacement rate on the fracture toughness of high-pressure hydrogen pre-charged samples / G. Álvarez, L. B. Peral, C. Rodríguez, T. E. García, and F. J. Belzunce // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2019. – **44**, № 29. – P. 15634–15643. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2019.03.279
4. In-service degradation of structural steels under cyclic loading / O. I. Zvirko, H. M. Nykyforchyn, O. T. Tsyryllyk, V. A. Voloshyn, and O. I. Venhrynyuk // *Materials Science*. – 2022. – **58**, № 2. – P. 222–228. DOI: 10.1007/s11003-022-00653-3
5. Development of the laboratory method of degradation of steels for the evaluation of their resistance to corrosion cracking / M. I. Hredil, O. I. Zvirko, O. T. Tsyryllyk, and H. M. Nykyforchyn // *Materials Science*. – 2022. – **57**, № 6. – P. 840–845. DOI: 10.1007/s11003-022-00616-8
6. A review of hydrogen embrittlement in gas transmission pipeline steels / J. Hoschke, M. F. W. Chowdhury, J. Venezuela, and A. Atrens // *Corros. Rev.* – 2023. – **41**, № 3. – P. 277–317. DOI: 10.1515/correv-2022-0052
7. A review on hydrogen embrittlement and risk-based inspection of hydrogen technologies / A. Campari, F. Ustolin, A. Alvaro, and N. Paltrinieri // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2023. – **48**, № 90. – P. 35316–35346. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2023.05.293
8. Effect of degraded environmental conditions on the service behavior of a X65 pipeline steel not designed for hydrogen transport / C. Mendibide, F. Vucko, M. Martinez, G. R. Joshi, and J. Kittel // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2023. – P. 1–14. (In press). DOI: 10.1016/j.ijhydene.2023.05.309
9. Dmytrakh I. M., Syrotyuk A. M., and Leshchak R. L. Special diagram for hydrogen effect evaluation on mechanical characterizations of pipeline steel // *J. Mater. Eng. Perform.* – 2023. DOI: 10.1007/s11665-023-08215-7
10. Role of hydrogen in operational degradation of pipeline steel / H. Nykyforchyn, O. Tsyryllyk, O. Zvirko, and M. Hredil // *Proc. Struct. Integrity*. – 2020. – **28**. – P. 896–902. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.11.060
11. Hydrogen effects on X80 pipeline steel in high-pressure natural gas/hydrogen mixtures / B. Meng, C. Gu, L. Zhang, C. Zhou, X. Li, Y. Zhao, J. Zheng, X. Chen, and Y. Han // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2017. – **42**, № 11. – P. 7404–7412. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.05.145

12. *Pluvinage G., Toth L., and Capelle J.* Effects of hydrogen addition on design, maintenance and surveillance of gas networks // *Processes*. – 2021. – **9**, № 7. – Article No 1219. – P. 1–23. DOI: 10.3390/pr9071219
13. *Use of existing steel pipeline infrastructure for gaseous hydrogen storage and transport: A review of factors affecting hydrogen induced degradation / A. Laureys, R. Depraetere, M. Cauwels, T. Depover, S. Hertelé, and K. Verbeken // J. Nat. Gas Sci.* – 2022. – **101**. – Article No 104534. DOI: 10.1016/j.jngse.2022.104534
14. *Susceptibility of carbon pipeline steels operated in natural gas distribution network to hydrogen-induced cracking / H. Nykyforchyn, L. Unigovskiy, O. Zvirko, M. Hredil, H. Krechkovska, O. Student, and O. Tsyrluk // Proc. Struct. Integrity.* – 2022. – **36**. – P. 306–312. DOI: 10.1016/j.prostr.2022.01.039
15. *Bolzon G. and Talassi M.* Non-destructive integrity assessment of aging steel components // *Int. J. Press. Vessel. Pip.* – 2022. – **198**. – Article No 104673. DOI: 10.1016/j.ijpvp.2022.104673
16. *Application of the various methods for assessment of in-service degradation of pipeline steel / O. Zvirko, B. Mytsyk, H. Nykyforchyn, O. Tsyrluk, and Y. Kost' // Mech. Adv. Mater. Struct.* – 2023. – **30**, № 24. – P. 5058–5067. DOI: 10.1080/15376494.2022.2111732
17. *Effect of hydrogen on fracture toughness properties of a pipeline steel under simulated sour service conditions / E. V. Chatzidouros, A. Traidia, R. S. Devarapalli, D. I. Pantelis, T. A. Steriotis, and M. Jouiad // Int. J. Hydrogen Energy.* – 2018. – **43**, № 11. – P. 5747–5759. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2018.01.186
18. *Hydrogen embrittlement effect on the structural integrity of API 5L X52 steel pipeline / H. Boukortt, M. Amara, M. Hadj Meliani, O. Bouledroua, B. G. N. Muthanna, R. K. Suleiman, A. A. Sorour, and G. Pluvinage // Int. J. Hydrogen Energy.* – 2018. – **43**, № 42. – P. 19615–19624. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2018.08.149
19. *Hydrogen embrittlement evaluation of micro alloyed steels by means of J-integral curve / M. Cabrini, E. Sinigaglia, C. Spinelli, M. Tarenzi, C. Testa, and F. M. Bolzoni // Materials.* – 2019. – **12**. – Article No 1843. – P. 1–17. DOI: 10.3390/ma12111843
20. *Investigation of hydrogen embrittlement susceptibility and fracture toughness drop after in situ hydrogen cathodic charging for an X65 pipeline steel / H. P. Kyriakopoulou, P. Karmiris-Obratanski, A. S. Tazedakis, N. M. Daniolos, E. C. Dourdounis, D. E. Manolacos, and D. Pantelis // Micromachines.* – 2020. – **11**. – Article No 20. – P. 1–20. DOI: 10.3390/mi11040430
21. *Phan H. C., Le-Thanh L., and Nguyen-Xuan H.* A semi-empirical approach and uncertainty analysis to pipes under hydrogen embrittlement degradation // *Int. J. Hydrogen Energy.* – 2022. – **47**, № 8. – P. 5677–5691. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2021.11.166
22. *Standard Test Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness. ASTM. E 813 // Annual Book of ASTM Standards.* – 1996. – Vol. 03.01. – P. 713–727.
23. *Toribio J., Vergara D., and Lorenzo M.* Influence of loading rate on the hydrogen-assisted micro-damage in bluntly notched samples of pearlitic steel // *Metals.* – 2016. – **6**, № 1. – Article No 11. – P. 1–11. DOI: 10.3390/met6010011
24. *Comparison of hydrogen embrittlement in three pipeline steels in high pressure gaseous hydrogen environments / N. E. Nanninga, Y. S. Levy, E. S. Drexler, R. T. Condon, A. E. Stevenson, and A. J. Slifka // Corr. Sci.* – 2012. – **59**. – P. 1–9. DOI: 10.1016/j.corsci.2012.01.028
25. *Effect of strain rate on hydrogen embrittlement in low-carbon martensitic steel / Y. Momotani, A. Shibata, D. Terada, and N. Tsuji // Int. J. Hydrogen Energy.* – 2017. – **42**, № 5. – P. 3371–3379. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2016.09.188
26. *Andreikiv O. Y. and Hembara N. T.* Modeling of the influence of hydrogen on the deformation of metals // *Materials Science.* – 2022. – **57**, № 6. – P. 774–781. DOI: 10.1007/s11003-022-00607-9

Одержано 09.11.2023