

УДК 622.691.4

ОЦІНЮВАННЯ НАПРУЖЕНЬ ВІД ЕЛЕКТРОЛІТИЧНОГО НАВОДНЮВАННЯ ТРУБНОЇ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

О. І. ЗВІРКО, Г. М. НИКИФОРЧИН, Г. В. КРЕЧКОВСЬКА,
О. І. ВЕНГРИНІЮК

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

Встановлено, що внутрішня корозія сталей газопроводів може супроводжуватися електрохімічним наводнюванням, а транспортування ними водню посилювати цей процес. Розроблено методику дослідження напружень у сталі, спричинених воднем, яка полягає у попередньому жорсткому навантаженні зразків у пружній чи пластичній областях, електролітичному наводнюванні та реєстрації напружень. У трубній сталі 17Г1С (аналог API 5L X52) виявлено внутрішні розтягувальні напруження під дією водню, амплітуда та оборотність яких залежали як від інтенсивності наводнювання, так і характеру попереднього навантаження. Отримані результати проаналізовано з урахуванням різного стану водню в сталі – дифузійно рухливого та пасткового в дефектах мікроструктури.

Ключові слова: *трубна сталь, режими електролітичного наводнювання, напруження, механізм водневого окрихчення.*

The internal corrosion of gas steel pipelines can be accompanied by electrochemical hydrogenation, and hydrogen transportation can intensify this process. A method for the study of stresses in steel caused by electrolytic hydrogen charging has been developed. It consists in preliminary rigid loading of specimens in the elastic or plastic regions, electrolytic hydrogen charging and recording of stresses. On the example of 17Г1С pipe steel (an analogue of API 5L X52), the occurrence of internal tensile stresses under the action of hydrogen is established. The amplitude of stresses and their reversibility depended on both the intensity of hydrogen charging and the character of the previous load. The obtained results were analyzed taking into account the different state of hydrogen in the steel – diffusible and trapped in defects of the microstructure.

Keywords: *pipeline steel, hydrogen charging regimes, stress assessment, hydrogen embrittlement mechanism.*

Вступ. Через зростання ролі водневої енергетики необхідно вирішити низку проблем, серед яких – безпечне транспортування трубопроводами водню чи його суміші з природним газом [1–7]. За таких умов можливе наводнювання металу стінки труби від її внутрішньої поверхні за різними механізмами, серед яких – електрохімічна взаємодія з металом конденсованої вологи. Воно посилюється за присутності газоподібного водню в електроліті [4, 8], що характеризує експлуатаційні умови сумісної дії водню і корозивного середовища.

Наводнювання може спричиняти залишкові розтягувальні напруження в сталях [9–11], а отже, процеси пухиріння, водневого розтріскування, мікро- та макророзшарування, а також утворення деформаційних пор і за відсутності механічного навантаження [12–18]. Водночас у поверхневому шарі металу внаслідок наводнювання як з газової фази, так і електролітичного можуть виникати напруження стиску [19], які в об'ємі зразка з нержавної сталі знижують залишкові розтягувальні [20]. Цей процес, однак, є оборотним, а напружений стан під дією

Контактна особа: О. І. ЗВІРКО, e-mail: olha.zvirko@gmail.com

водню змінюється відчутніше у приповерхневих шарах. Зміну як амплітуди, так і знака залишкових напружень під дією водню зафіксували для трубної сталі API 5L X65 та її зварного з'єднання [21]. Тому важливо кількісно оцінити вплив наводнювання на напружений стан металу, щоб зрозуміти механізм його водневої крихкості. Відомі на сьогодні механізми, в основному, ґрунтуються на фізичних уявленнях про взаємодію водню з металом. Нижче на прикладі сталі магистрального трубопроводу опрацьовано методику експериментального визначення впливу абсорбованого водню на напружений стан металу та проаналізовано отримані ефекти.

Методика випроб. Досліджували низьколеговану феритно-перлітну сталь 17Г1С (аналог сталі API 5L X52) труби резерву газопроводу діаметром 1220 mm і товщиною стінки 12 mm. Розтягували циліндричні зразки, вирізані у поздовжньому до їх осі напрямі. Розміри робочої частини 5×25 mm, які найчастіше використовують під час визначення міцності, пластичності та опору корозійному розтріскуванню. Усереднені базові механічні характеристики сталі наведено раніше [22]: границя міцності 568 МПа, границя плинності 393 МПа, відносне видовження 28,1%, відносне звуження 71%, ударна в'язкість зразків Шарпі 129 J/cm², що вказує на типове для трубної сталі такого класу поєднання відносно низької міцності з високими пластичністю та опором крихкому руйнуванню.

Сталь труби резерву (неексплуатована) слабо чутлива до водневого розтріскування [22]. Однак загалом сталі з феритно-перлітною мікроструктурою схильні до електролітичного наводнювання [23–30], що є перевагою досліджуваної сталі, оскільки створили умови для інтенсивного наводнювання з мінімізацією водневого розтріскування впродовж ~ 1000 min експерименту. Це дало можливість окремо виділяти роль водню у створенні внутрішніх напружень.

Особливість методики випробувань полягала у попередньому, до наводнювання, жорсткому навантаженні (контроль за деформацією) зразків розтягом на розривній машині і реєстрації напруження впродовж всього експерименту. Так вдавалось не тільки чітко реєструвати зміни напруженого стану зразка, але і створювати певні умови для наводнювання та десорбції водню з металу.

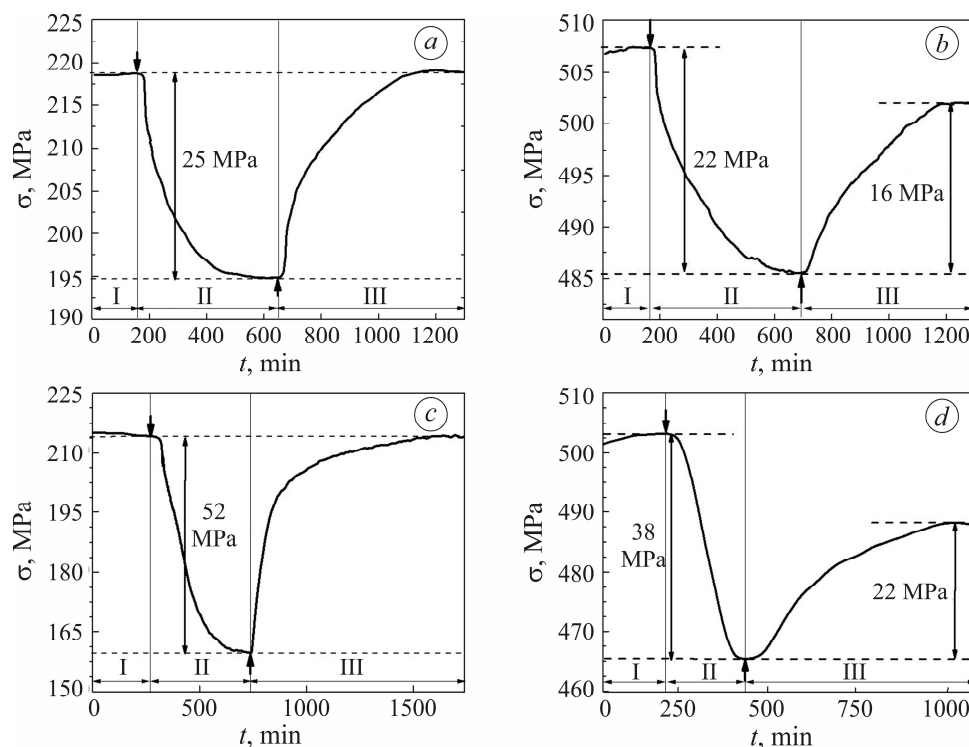
Зразок вмонтовували в електрохімічну комірку для електролітичного наводнювання в напруженому стані. Як електроліт використали водний розчин H₂SO₄ (рН = 3,5) з додаванням 2 g/l тіосечовини. Вибрали два режими наводнювання за густиною катодного струму i_c : 10 та 50 mA/cm², за яких можливе утворення на поверхні зразків пухирів. Щоб уникнути цього, застосовували порівняно короткий час наводнювання, спостерігаючи за поверхнею зразків.

Процедура експерименту така. Зразок навантажували до певного рівня деформації в пружній чи пластичній областях і витримували до повної стабілізації напружень σ (перший етап). Далі за певною програмою вмикали (другий етап, стадія абсорбції водню) і вимикали (третій етап, стадія десорбції водню) катодну поляризацію різної інтенсивності і реєстрували в часі t зміну прикладених напружень для побудови залежностей $\sigma - t$. Відповідно, зміна σ – це відгук у защемленому зразку на абсорбцію і десорбцію водню.

Вибрали два рівні попереднього механічного навантаження зразків: у пружній області (до $\sigma = 216 \pm 3$ МПа проти границі плинності $\sigma_{YS} = 393$ МПа) і пластичній ($\sigma = 505 \pm 3$ МПа проти $\sigma_{UTS} = 568$ МПа), які у першому випадку відповідають штатним умовам експлуатації газопроводів, а в другому – екстремальним умовам експлуатації локальних пластично деформованих їх ділянок.

Результати та їх обговорення. За описаною процедурою експерименту отримали криві $\sigma - t$ залежно від заздалегідь прикладених на зразок напружень (в пружній чи пластичній областях деформування) та густини струму i , яка

характеризує інтенсивність наводнювання сталі (див. рисунок). Виявили таку закономірність: наводнювання на другому етапі витримки защемленого зразка зменшує напруження, а десорбція з нього водню на третьому етапі після вимкнення катодної поляризації запускає обернений процес і напруження σ при цьому зростають.



Залежності $\sigma - t$ для зразків, навантажених у пружній (a, c) і пластичній (b, d) областях деформування за катодної поляризації за густини струму $i_c = 10$ (a, b) та 50 mA/cm^2 (c, d).

Dependences $\sigma - t$ for specimens loading in elastic (a, c) and plastic (b, d) regions of deformation under cathodic charging at current density $i_c = 10$ (a, b) and 50 mA/cm^2 (c, d).

Проаналізуємо, як отримана залежність описує вплив наводнювання на напружений стан у навантаженому зразку, закріпленому на розривній машині, беручи до уваги, що його довжина $l(\sigma)$ незмінна. Реєстрували по суті зміну напружень $\Delta\sigma$ у динамометрі розривної машини. Тоді

$$l(\sigma) = l_0 + \Delta l_1(\sigma),$$

де $l(\sigma)$ – робоча довжина зразка, навантаженого до напружень σ ; l_0 – його початкова робоча довжина; $\Delta l_1(\sigma)$ – її приріст внаслідок прикладення напружень σ . В області пружних деформацій залежність $\Delta l - \sigma$ лінійна. Зниження напружень у динамометрі внаслідок наводнювання на другому етапі витримки защемленого зразка вказує на те, що для фіксації його довжини $l(\sigma)$ уже не потрібні зовнішні напруження на рівні σ , оскільки зменшується частка приросту робочої довжини $\Delta l_3(\sigma_H)$ внаслідок наводнювання. Тому, враховуючи незмінне (зафіксоване) значення довжини зразка $l(\sigma)$, приймаємо:

$$l(\sigma) = l_0 + \Delta l_2(\sigma) + \Delta l_3(\sigma_H),$$

де $\Delta l_2(\sigma) + \Delta l_3(\sigma_H) = \Delta l_1(\sigma)$. Тобто зменшення напружень у динамометрі через наводнювання навантаженого зразка зумовлене внутрішніми розтягувальними напруженнями σ_H , які спричиняють приріст його робочої довжини $\Delta l_3(\sigma_H)$.

На третій стадії десорбції водню після вимкнення катодної поляризації спостерігали протилежний ефект – збільшення напружень σ у динамометрі, яке сприймали як зниження внутрішніх розтягувальних напружень у зразку, спричинених попереднім наводнюванням, і відповідно, зменшенням частки довжини $\Delta l_3(\sigma_H)$. Оскільки значення довжини $l(\sigma)$ зафіксоване, то рівень напружень σ у динамометрі збільшується.

Отже, виявлені закономірності в реєстрації залежностей $\sigma - t$ кількісно характеризують розтягувальні напруження σ_H та їх спад через десорбцію водню. Це загальне правило, особливості прояву якого залежать як від інтенсивності наводнювання, так і характеру попереднього навантаження.

За прикладання напружень у пружній області навантаження ($\sigma = 216 \pm 3$ МПа) та нижчої інтенсивності катодної поляризації $i = 10$ мА/см² на другому етапі тривалістю ~ 300 мін напруження у динамометрі знижуються ($\Delta\sigma = 25$ МПа) та практично повністю відновлюються на третьому за дещо більшої тривалості десорбції водню (див. рисунок, графік *a*). Такий характер зміни макронапружень на зразку внаслідок відносно помірного режиму наводнювання вказує на відчутний механічний ефект, якщо порівнювати з напруженим станом сталі під час експлуатації трубопроводу. Після вимикання катодної поляризації відбувається десорбція дифузійно рухливого водню (ДРВ) з металу. Тому можна стверджувати, що саме він викликає появу зареєстрованих внутрішніх напружень, на відміну від напружень від високого тиску рекомбінованого в дефектах водню [17, 31]. Не відкидаючи такого погляду, слід брати до уваги, що після наводнювання десорбція водню супроводжується динамічною рівновагою між виходом ДРВ і переходом молекул водню в колекторах водню в атомарний. Тобто швидкоплинна десорбція водню відразу після завершення другої стадії експерименту запускає відповідний процес поповнення в металі ДРВ внаслідок зменшення концентрації водню в дефектах, а отже, зниження в них його тиску. Тут теж слід очікувати спаду напружень у зразку.

Зазначимо, що повне відновлення початкового напруженого стану в зразку впродовж ~ 480 мін на третьому етапі експерименту може вказувати на десорбцію з металу основної частки ДРВ як чинника внутрішніх напружень [14, 32]. Однак його можна розглядати і як завершення інтенсивної трансформації молекулярного водню в пастках в атомарний стан.

За навантаження зразка у пластичній області за нижчої інтенсивності катодної поляризації (див. рисунок, графік *b*) спад напружень $\Delta\sigma$, спричинений наводнюванням, дещо зменшився, а стадія десорбції водню не зумовила повернення до вихідного напруженого стану, властивого зразку перед наводнюванням. Очевидно, попередню пластичну деформацію сталі слід розглядати як додаткове джерело пасток для водню. Тому певна його частина залишилась у пастках і після завершення можливої активної фази переходу молекулярного водню в атомарний. Не можна нехтувати також утворення дефектів і впродовж другої стадії експерименту. Тому частку напружень $\Delta\sigma$, на яку напружений стан не повернувся до вихідного рівня, слід пов'язувати саме з тиском водню у дефектах.

Досліджували вплив інтенсивності катодної поляризації (через зростання густини струму від 10 до 50 мА/см²) на характер залежностей $\sigma - t$. За навантаження у пружній області (див. рисунок, графік *c*) хід кривої $\sigma - t$ якісно не змінився порівняно з відповідною на графіку *a*, зі збереженням головної особливості

– поверненням напруженого стану у зразку до вихідного на стадії десорбції водню. Зауважили лише вище напруження σ від наводнювання та тривалішу стадію десорбції водню.

Поєднання інтенсивніших електролітичного наводнювання та навантаження зразка у пластичній області (див. рисунок, графік *d*) теж не викликає суттєвих змін, якщо порівнювати з аналогічними умовами експерименту, але за меншої густини струму i_c (див. рисунок, графік *b*). Однак дещо збільшуються напруження σ від наводнювання (38 проти 22 МПа для $i_c = 10 \text{ mA/cm}^2$) та, що найважливіше, суттєвіше – залишкові (16 проти 6 МПа), що характеризує неповернення до вихідного стану на етапі десорбції водню (необоротний процес). Отже, за інтенсивнішого наводнювання пластично деформованих зразків зростає частка напружень від тиску водню в колекторах. Зазначимо, що аналіз поверхні зразків після завершення експерименту не виявив на ній ознак пухиріння, для реалізації якого, найімовірніше, тривалість наводнювання недостатня. Цей чинник також слід вважати перевагою такого експериментального підходу.

Оскільки зі збільшенням інтенсивності електролітичного наводнювання від 10 до 50 mA/cm^2 характер залежностей $\sigma-t$ принципово не змінювався, то вважали, що домінантним чинником є вид деформування зразка – пружне чи пластичне. Саме від нього залежало повернення чи неповернення напруженого стану на етапі десорбції водню до вихідного, властивого защемленому зразку до наводнювання. Отже, можна припустити, що залишкові внутрішні напруження створював як ДРВ, так і водень у колекторах.

Зазначимо, що наведені результати стосуються порівняно короткого часового проміжку (1000...1500 min), впродовж якого залишкові напруження у трубній сталі типу X52 стабілізувались на макрорівні. Не виняток, що за більшої тривалості експерименту задіявся би чинник водневого мікророзтріскування, що, найімовірніше, посилює роль водню у пастках на їх формування.

Результати модельного експерименту для виявлення ролі атомарного чи рекомбінованого водню у створенні залишкових розтягувальних напружень можна застосувати для дослідження водневого деформаційного старіння трубних сталей [15]. Для його реалізації необхідна розвинена дислокаційна структура, яку формує пластична деформація металу. Спричинені електролітичним наводнюванням внутрішні напруження $\Delta\sigma$ у сталі несуттєві проти характеристик її міцності. Тому, на перший погляд, як чинник генерування дислокацій їх можна ігнорувати. Однак визначений рівень залишкових напружень є усереднений для всього зразка, тоді як міграція водню в сталі структурно вибіркова: за одних умов – зерномежова, а в інших – кризьзеренна [22]. Тому локалізація спричинених наводнюванням напружень буде також структурно вибірковою, а їх рівень очікувано істотно більшим, ніж усереднених напружень $\Delta\sigma$. Це може спричиняти мікропластичну деформацію у локальних областях, особливо уразливих до воднем спричиненого руйнування та деформаційного старіння.

ВИСНОВКИ

Запропоновано методику кількісного оцінювання напружень у сталях, спричинених електролітичним наводнюванням. Процедура експерименту передбачає попереднє жорстке навантаження зразків розтягом, їх витримання для стабілізації напружень, електролітичне наводнювання та його припинення за неперервного контролю напруженого стану як відгуку на абсорбцію та десорбцію водню. Для газопровідної сталі 17Г1С встановлено загальну закономірність утворення розтягувальних напружень під час наводнювання зразків, які зростають зі збільшенням густини струму катодної поляризації. Домінантним чинником виявився характер деформування зразка в його пружній чи пластичній областях. У першо-

му випадку реєстрували практично повне відновлення напруженого стану на етапі десорбції водню, на відміну від другого. Тому припустили, що залишкові внутрішні водневі напруження створював як дифузійно рухливий водень, так і, можливо, водень у пастках.

Дослідження виконано за грантової підтримки проєкту № 2022.01/0099 Національним фондом досліджень України.

1. Assessment of resistance to fatigue crack growth of natural gas line pipe steels carrying gas mixed with hydrogen / M. Dadfarnia, P. Sofronis, J. Brouwer, and S. Sosa // *Int. J. Hydrogen Energy*. – 2019. – **44**, № 21. – P. 10808–10822. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2019.02.216
2. Pipeline durability and integrity issues at hydrogen transport via natural gas distribution network / H. Nykyforchyn, L. Unigovskyi, O. Zvirko, O. Tsyrlunyk, and H. Krechkovska // *Proc. Struct. Integrity*. – 2021. – **33**. – P. 646–651. DOI: 10.1016/j.prostr.2021.10.071
3. Pluinage G., Toth L., and Capelle J. Effects of hydrogen addition on design, maintenance and surveillance of gas networks // *Processes*. – 2021. – **9**, № 7. – Article number 1219. – DOI: 10.3390/pr9071219
4. 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 number 104534. DOI: 10.1016/j.jngse.2022.104534
5. Reliability assurance of gas-hydrogen mixture transportation by gas pipeline system / V. Zapukhlyak, Yu. Melnychenko, I. Okipnyi, L. Poberezhny, Ya. Grudz, N. Drin, and M. Chernetzky // *Proc. Struct. Integrity*. – 2022. – **36**. – P. 378–385. DOI: 10.1016/j.prostr.2022.01.049.
6. Kappes M. A. and Perez T. Hydrogen blending in existing natural gas transmission pipelines: a review of hydrogen embrittlement, governing codes, and life prediction methods // *Corros. Rev.* – 2023. – **41**, № 3. – P. 319–347. DOI: 10.1515/correv-2022-0083
7. Poberezhnyi L., Poberezhna L., and Popovych P. Operational risks when transporting gas and gas-hydrogen mixtures through existing gas pipelines // *Lecture Notes in Intelligent Transportation and Infrastructure*. – 2024. – Part F2296. – P. 307–316. DOI: 10.1007/978-3-031-52652-7_30
8. Методика оцінювання впливу газоподібного водню на корозію та наводнювання сталей / О. І. Звірко, М. І. Греділь, О. Т. Цирульник, О. І. Венгринюк, Г. М. Никифорчин // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2023. – **59**, № 5. С. 10–18.
9. Ulmer D. G. and Altstetter C. J. Hydrogen-induced strain localization and failure of austenitic stainless steels at high hydrogen concentrations // *Acta Metall. Mater.* – 1991. – **39**. – P. 1237–1248. DOI: 10.1016/0956-7151(91)90211-I
10. Study of correlation between hydrogen-induced stress and hydrogen embrittlement / T. Zhang, W. Y. Chu, K. W. Gao, and L. J. Qiao // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2003. – **347**, № 1–2. – P. 291–299. DOI: 10.1016/S0921-5093(02)00600-7
11. Understanding and mitigating hydrogen embrittlement of steels: a review of experimental, modelling and design progress from atomistic to continuum / O. Barrera, D. Bombac, Y. Chen, T. D. Daff, E. Galindo-Nava, P. Gong, D. Haley, R. Horton, I. Katzarov, J. R. Ker-mode, C. Liverani, M. Stopher, and F. Sweeney // *J. Mater. Sci.* – 2018. – **53**. – P. 6251–6290. DOI: 10.1007/s10853-017-1978-5
12. Hredil M. and Tsyrlunyk O. Inner corrosion as a factor of in-bulk steel degradation of transit gas pipelines // 18th Europ. Conf. on Fracture: Fracture of Materials and Structures from Micro to Macro Scale (Dresden, Germany). – 2010. – Manuskript № 483.
13. Diagnostics of hydrogen macrolamination in the wall of a bent pipe in the system of gas mains / L. E. Kharchenko, O. E. Kunta, O. I. Zvirko, R. S. Savula, and Z. A. Duryahina // *Materials Science*. – 2016. – **51**, № 4. – P. 530–537. DOI: 10.1007/s11003-016-9872-x
14. On a mechanism for enhanced hydrogen flux along grain boundaries in metals / G. S. Mogilny, V. N. Shyvaniuk, S. M. Teus, L. M. Ivaskevich, and V. G. Gavriljuk // *Acta Mater.* – 2020. – **194**. – P. 516–521. DOI: /10.1016/j.actamat.2020.05.005
15. Role of hydrogen in operational degradation of pipeline steel / H. Nykyforchyn, O. Tsyrlunyk, O. Zvirko, and M. Hredil // *Proc. Struct. Integrity*. – 2020. – **28**. – P. 896–902. DOI: 10.1016/j.prostr.2020.11.060

16. *Martin M. L. and Sofronis P.* Hydrogen-induced cracking and blistering in steels: A review // *J. Nat. Gas Eng.* – 2022. – **101**. – Article number 104547. DOI: 10.1016/j.jngse.2022.104547
17. *Mechanism of development of damage of low-strength pipe steel due to hydrogenation under operation* / O. I. Zvirko, M. I. Hredil, O. T. Tsyrlunyk, O. Z. Student, and H. M. Nykyforchyn // *Materials Science.* – 2024. – **59**, № 3. DOI: 10.1007/s11003-024-00778-7
18. *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
19. *Influence of hydrogen ingress on residual stress and strain in pipeline steels* / T. A. Jack, B. D. Moreno, F. Fazeli, and J. Szpunar // *Mater. Charact.* – 2024. – **208**. – Article number 113654. DOI: 10.1016/j.matchar.2024.113654
20. *Hydrogen interaction with residual stresses in steel studied by synchrotron X-Ray diffraction* / E. Dabah, T. Kannengiesser, D. Eliezer, and T. Boellinghaus // *Mater. Sci. Forum.* – 2014. – **772**. – P. 91–95. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.772.91
21. *Influence of hydrogenation on residual stresses of pipeline steel welded joints* / A. M. Sant'Anna, I. N. Bastos, J. M. A. Rebello, and M. P. C. Fonseca // *Mater. Res.* – 2016. – **19**, № 5. – P. 1088–1097. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2016-0039
22. *Вплив структурно-механічного стану сталі транзитного газопроводу на схильність до водневого окрихчення* / О. І. Звірко, О. Т. Цирульник, Г. В. Кречковська, М. І. Греділь, Г. М. Никифорчин, О. І. Венгриянюк, І. О. Цибайло // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2024. – **60**, № 1. – С. 26–33.
23. *Susceptibility of a welded joint of 17G1S steel in a gas main to hydrogen embrittlement* / O. T. Tsyrlunyk, E. I. Kryzhaniv's'kyi, D. Yu. Petryna, O. S. Taraev's'kyi, and M. I. Hredil' // *Materials Science.* – 2004. – **40**, № 6. – P. 844–849. DOI: 10.1007/s11003-005-0123-9
24. *Shinohara Y., Besson J., and Madi Y.* Anisotropic damage behavior in high-strength line pipe steels // *Int. J. Offshore Polar Eng.* – 2012. – **22**, № 1. – P. 83–89.
25. *Microstructural influence on hydrogen permeation and trapping in steels* / M. A. Liu, P. E. Rivera-Díaz-del-Castillo, J. I. Barraza-Fierro, H. Castaneda, and A. Srivastava // *Materials and Design.* – 2019. – **167**. – Article number 107605. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107605
26. *Investigation of the hydrogen-induced cracking behaviour of API 5L X65 pipeline steel* / T. A. Jack, R. Pourazizi, E. Ohaeri, J. Szpunar, J. Zhang, and J. Qu // *Int. J. Hydrog. Energy.* – 2020. – **45**, № 35. – P. 17671–17684. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2020.04.211
27. *Hredil M. I.* Loss of cohesion between concrete and steel reinforcement under the influence of corrosive-hydrogenating media // *Materials Science.* – 2022. – **57**, № 4. – P. 459–465. DOI: 10.1007/s11003-022-00566-1
28. *Tekkaya B., Dölz M., and Münstermann S.* Modeling of local hydrogen concentration on microscopic scale to characterize the influence of stress states and non-metallic inclusions in pipeline steels // *Int. J. Hydrogen Energy.* – 2024. – **50**, Part A. – P. 1274–1287. DOI: 10.1016/j.ijhydene.2023.10.158
29. *Dmytrakh I. M., Leshchak R. L., and Syrotyuk A. M.* Influence of sodium nitrite concentration in aqueous corrosion solution on fatigue crack growth in carbon pipeline steel // *Int. J. Fatigue.* – 2019. – **128**. – Article number 105192. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2019.105192
30. *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
31. *Hydrogen blending in gas pipeline networks – a review* / D. Mahajan, K. Tan, T. Venkatesh, P. Kileti, and C. R. Clayton // *Energies.* – 2022. – **15**, № 10. – Article number 3582. DOI: 10.3390/en15103582
32. *Dmytrakh I. M., Leshchak R. L., and Syrotyuk A. M.* Experimental study of low concentration diffusible hydrogen effect on mechanical behaviour of carbon steel // *Struct. Integr.* – 2020. – **16**. – P. 32–37. DOI: 10.1007/978-3-030-47883-4_6

Одержано 14.03.2024