

УДК 534.2:539.3:620.179.162:669.788

ВПЛИВ ЕЛЕКТРОЛІТИЧНО ПОГЛИНЕНОГО ВОДНЮ НА МОДУЛЬ ЮНГА КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ

В. Р. СКАЛЬСЬКИЙ, З. Т. НАЗАРЧУК, С. І. ГІРНИЙ

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

Досліджено вплив електролітично абсорбованого водню на модуль Юнга низьковуглецевого сталевго стрижня діаметром 12 mm методом вимірювання часу проходження пружної хвилі. Встановлено, що після наводнювання зразка підвищуються швидкість проходження пружних хвиль та модуль пружності матеріалу, що, як показав аналіз отриманих результатів, найвірогідніше пов'язано з перерозподілом напружень у стрижні.

Ключові слова: *низьковуглецева сталь, модуль Юнга, пружна хвиля, водень, електролітичне наводнювання.*

Зазвичай модуль Юнга E на макрорівні визначають із нахилу прямолінійної ділянки діаграми розтягу матеріалів за стандартом. Однак його можна розрахувати, використовуючи також акустичний підхід, оскільки швидкість поширення пружних хвиль c суттєво залежить від пружних властивостей матеріалу [1, 2]. Вимірюють цю швидкість різними методами, які можна поділити на дві категорії: резонансні і за часом проходження, чи імпульсу-відбиття [2, 3]. Метод оцінки часу проходження хвилі у матеріалі заснований на рівнянні Ньютона–Лапласа

$$c = (P / \rho)^{0,5},$$

де P – об'ємний модуль пружності, а ρ – густина матеріалу. Для тонких стрижнів це рівняння набуває вигляду

$$c_E = (E / \rho)^{0,5}, \quad (1)$$

де c_E – швидкість поздовжньої хвилі за умови, що діаметр стрижня суттєво менший, ніж довжина хвилі. Відзначимо, що ця швидкість дещо менша, ніж швидкість поздовжніх хвиль в об'ємі ізотропного матеріалу.

Співвідношення (1) є досить зручне для визначення пружних властивостей матеріалів, що зазнають різних впливів, наприклад теплового, магнетного чи хімічного, і тому особливо цікаве для вивчення впливу водню, який відомий своєю окрихчувальною дією в конструкційних матеріалах на основі заліза навіть у масових концентраціях порядку 10^{-6} (ppm) [4, 5]. Незважаючи на надзвичайно низьку розчинність у α -Fe, навіть така концентрація поглиненого водню (що, як правило, набагато нижча, ніж концентрації численних неметалевих включень: сірки, фосфору, арсену тощо) у поєднанні з термомеханічною втомою впродовж певного часу може призвести до старіння і несподіваного руйнування елементів конструкцій [6–9].

Стан проблеми. Бібліографія, пов'язана з вивченням впливу водню на модуль пружності матеріалів на основі заліза, досить коротка [10–17]. В основному опубліковані праці, в яких вивчали високі рівні наводнювання, що призводять до незворотного пошкодження мікроструктури матеріалу і утворення численних внутрішніх пор та мікротріщин, особливо поблизу поверхні. Такі дослідження по-

винні враховувати велику кількість ефектів, а саме: тріщиноутворення, індуковане воднем, у вигляді поверхневих і внутрішніх тріщин та пустот; гідростатичний тиск молекулярного водню H_2 у внутрішніх порожнинах; повний перерозподіл деформаційного поля через часткове пошкодження матеріалу та дію атомного водню, розчиненого у кристалічній структурі або захопленого дефектами матеріалу, наприклад, на міжзеренних або міжфазних границях, чи на будь-яких 0D-, 1D-, 2D- або 3D-дефектах кристалічної матриці. Для такої складної картини дуже важко визначити ту складову зміни механічних властивостей матеріалу, яка стосувалася б виключно впливу водню, особливо в різномасштабних його проявах.

Наприклад, вивчали [11] властивості армо-заліза двох різних ступенів чистоти в умовах сильного катодного наводнювання, вимірюючи зміну резонансної частоти стоячої позовжньої пружної хвилі у стрижні. Поступове зниження частоти (а відтак, і розрахункового значення модуля Юнга) за катодного наводнювання пов'язане, головню, з утворенням значної кількості пустот і внутрішніх мікротріщин. Подібні дослідження описані у працях [12, 13], в яких вивчали вплив водню на модуль пружності за інтенсивнішого наводнювання шляхом вимірювання зміни резонансної частоти під час згинання тонких прямокутних зразків, виготовлених із заліза як високої, так і комерційної чистоти. Автори зробили висновок, що зміни модуля Юнга, зафіксовані під час експериментів, були результатом структурних змін та релаксації напружень, а не впливу водню у твердому розчині металу.

Такий висновок викликає застереження, оскільки оцінювали вплив водню на механічні властивості неушкодженого матеріалу, порівнюючи його з таким, де мікроструктура незворотно пошкоджена. Щоб уявити механізми процесів, індукованих воднем, їх слід вивчати за умов оборотного наводнювання, тобто коли водень поглинається/десорбує як домішка втілення у твердому розчині ще до того, як відбудеться незворотно пошкодження мікроструктури. Однак такі дослідження нашоухуються на серйозну проблему через низьку розчинність водню у кристалічній гратці α -Fe, що становить порядку 10^{-7} , тобто 10^{-3} ppm. Крім того, оскільки матеріали промислової якості містять високі концентрації домішок (порівняно з воднем) і структурних дефектів, стверджувати про вплив водню з точки зору взаємодії H-Fe можна лише з високим ступенем невизначеності. Ось чому будь-яка спроба вивчити систему H-Fe, у якій вплив інших елементів зводиться до мінімуму, має велике значення. Це стосується, зокрема, теорії локальної пластичності, посиленої воднем (hydrogen-enhanced local plasticity – HELP), запропонованої Бірнбаумом [18], і теорії водневого зниження міцності, окресленої Оріані [19]. Якщо водень впливає на зниження міжатомних сил, то слід сподіватися на зміни у константах пружності, наприклад модуля Юнга, а коли водень діє тільки на полегшення динаміки дислокацій, відповідно до HELP, то повинна проявлятися аanelастична поведінка [17–19].

Серед таких досліджень впливу водню на модуль пружності можна відзначити лише декілька. Зокрема, використовуючи техніку внутрішнього тертя і вимірюючи частоти вільних коливань, Лунарьська зі співавторами [10] зауважила зміни модуля зсуву надчистого полікристалічного α -Fe (що містив тільки 5 ppm неметалевих і 23 ppm металевих включень) під впливом ~ 3 ppm поглиненого водню. Можна зробити висновок, що зниження модуля зсуву G досліджуваного матеріалу становило $\sim 0,05\%$ на 1 ppm поглиненого водню, хоча його концентрація у зразках заліза не була точно визначена.

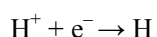
Останні праці у цій царині [17] продовжили дискусію. Використовуючи динамічний механічний аналізатор, досліджували вплив водню на пружні і непружні реакції заліза, в якому сумарна концентрація домішок перевищувала 1000 ppm, і виявили, що обидва ефекти присутні. Поглинений дифузійно-рухливий водень

(хоч і невідомо наскільки низькою була його концентрація) спричинив незначне зниження модуля пружності (0,5...1%, якщо оцінювати з діаграми напруження–деформація), а також підвищену непружну релаксацію, що пов'язано, мабуть, з рухом дислокацій (хоча й інші релаксаційні механізми теж можливі). При цьому жодних структурних пошкоджень матеріалу не відбулося.

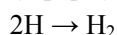
Окрім згаданих вище досліджень чистих зразків заліза, знайти інші джерела, які встановлювали б залежність між поглиненням воднем та зміною пружних властивостей заліза, не вдалося. Хоча у згаданих працях і відзначено несуттєве зменшення модуля пружності заліза під дією поглиненого водню, слід зауважити, що у них застосовували виключно резонансний метод, який чутливий не тільки до фізичних властивостей матеріалу, але також відображає вплив середовища, в якому знаходиться зразок, і стан його поверхні, особливо коли це середовище – рідина. Тому виникає питання щодо перевірки впливу водню на модуль Юнга із використанням іншого методу, нечутливого до зовнішнього середовища, а саме, шляхом вимірювання часу проходження хвилі (луно-імпульс) за одночасного чи майже одночасного катодного наводнювання металу.

Мета роботи – оцінити вплив електролітичного наводнювання на зміну модуля пружності низьковуглецевої сталі методом вимірювання часу проходження пружної хвилі у металевому стрижні.

Методика експериментальних досліджень. Циліндричні зразки завдовжки 2120 mm та діаметром 12 mm виготовляли з холодновальцьованої низьковуглецевої сталі 15. Зразок поміщали у камеру електролізера – пластикову трубу діаметром 50 mm (рис. 1). Її заповнювали розчином 0,1 N NaOH, який оберігав поверхню металу від надмірної корозії. В дослідженнях не використовували жодних каталізаторів інтенсифікації абсорбції водню в сталь. Два сталевих стрижні діаметром 8 mm (анооди) і зразок (катод) підключили до стабілізованого джерела постійного струму, щоб отримати атомарний водень на поверхні металу. Наводнювали у два етапи, при цьому до і після кожного з них вимірювали час проходження хвилі. Під час експерименту заряд, який передали через поверхню зразка, становив 14 kC на першому і 3 kC на другому етапах. На основі припущень, що весь електричний заряд витрачений виключно для відновлення водню з електроліту відповідно до



і що ~0,1...1% відновлених атомів водню поглинені металом, водночас як інші 99...99,9% перетворені в молекулярну форму



і усунені з поверхні металу у вигляді бульбашок газу H_2 , отримали середню концентрацію в межах 0,1...1 ppm водню у металевому зразку. Це є співмірним із концентраціями, запропонованими Гіртом і Карнаганом – 0,2 ppm для підвищених концентрацій водню під час електролітичного наводнювання [20]. Очевидно, що ця концентрація не включає металургійний водень, поглинений сталлю під час виробництва та зберігання. Вважаємо, що цей “власний” водень нерухомий, розташований у пастках, таких як дислокації, границі зерен тощо і не вивільняється під час сорбції-десорбції. Електролітичний водень за цією спрощеною моделлю вважаємо дифузійно-рухливим і зворотно абсорбованим, причому його хімічні потенціали на поверхні металу та в серцевині визначають рушійну силу сорбції.

Температура електроліту в точці вимірювання (~500 mm від краю зразка), згідно з показами електронного цифрового термометра, змінювалась у діапазоні 27,1...28,1°C: до наводнювання – 27,6°C, після першого етапу наводнювання – 27,2°C, а після другого – 27,1°C. Випробувальну комірку оберігали від можливих наслідків нагрівання струмом, що проходить через електроліт, шляхом його поступо-

вого оновлення. Підкреслимо, що підвищення температури за адіабатичних умов, згідно з нашими підрахунками, становило би $\sim 2^\circ\text{C}$, якщо б електроліт не замінювали. За обидва торці досліджуваного стрижня прикріплювали п'єзокерамічні перетворювачі, один з яких слугував джерелом пружних хвиль, а інший – приймачем. Перший перетворювач приєднували до генератора прямокутних імпульсів, а приймач – до акустико-емісійної вимірювальної системи, причому всі ці модулі розташовувалися в одному приладі та синхронізувалися одним таймером. Кожен відгук від дії пружного імпульсу оцифровували на частоті 4 МГц і він містив 8200 точок відліку, охоплюючи 2,05 ms тривалості сигналу. Тут вдалося реєструвати не тільки перший прихід хвилі через всю довжину стрижня, але і другий прихід після триразового проходження нею довжини стрижня. Зареєстрований акустичний сигнал містив чітко окреслені коливання поздовжніх хвиль, що дало змогу розрахувати швидкість поширення звуку. Діаметр стрижня (12 mm) був значно менший довжини хвилі несучої частоти (40...100 mm), що забезпечило умови для прямого визначення зміни ізотермічного модуля Юнга за часом проходження поздовжніх хвиль.

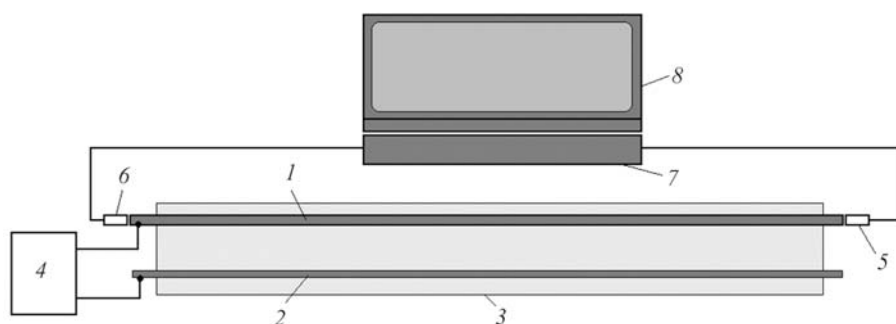


Рис. 1. Структурна схема експерименту: 1 – зразок-катод; 2 – анод; 3 – корпус електролізера; 4 – джерело постійного струму; 5 – джерело збудження пружних хвиль; 6 – приймач пружних хвиль; 7 – акустико-емісійна вимірювальна система SKOP-8; 8 – комп'ютер.

Fig. 1. Structural diagram of the experiment: 1 – sample-cathode; 2 – anode; 3 – electrolyzer; 4 – constant current source; 5 – transmitter of elastic waves; 6 – receiver of elastic waves; 7 – acoustic-emission measuring system SKOP-8; 8 – computer.

Результати досліджень. Показано (рис. 2) типовий акустичний сигнал, зареєстрований вимірювальною акустико-емісійною системою SKOP-8. Двадцять таких сигналів записували з інтервалом ~ 2 s і вони виявилися ідентичні. Усереднення цих двадцяти акустограм та цифрове фільтрування задля усунення сталої складової сигналу (артефакт вимірювальної системи) дали змогу позбутися більшості шумів і хибних відлунь. Швидкість проходження хвилі, розрахована за часом затримки між першим і другим приходом поздовжньої хвилі до приймача в інтервалах часу 410...420 μs і 1240...1250 μs , становила $c_E = 5087$ m/s, що відповідає модулю пружності $E = 203,7$ GPa за густини $\rho = 7870$ kg/m³. Таке значення модуля Юнга узгоджується з відомими даними для заліза і низьковуглецевої сталі.

Вплив поглиненого водню на час першого приходу поздовжньої хвилі до приймача показаний на рис. 3 з 10-кратним масштабуванням по осі ординат у вузькому проміжку часу. Видно, що швидкість звуку збільшилася всупереч даним, які отримані з літературних джерел. Щоб оцінити ці зміни, лінійно інтерполювали одержані результати для отримання моментів часу, за яких зареєстрований сигнал змінює свою полярність (порівнювали фазову швидкість), починаючи з першої півхвилі в момент ~ 419 μs до п'ятої півхвилі в момент ~ 445 μs . Аналогічні розрахунки провели для другого приходу поздовжньої хвилі. Усереднюючи диференціальні часи, тобто зсув кривої сигналу під час її перетину осі абсцис, для

обох етапів наводнювання отримали зростання швидкості, а саме: 3,3...4,0 m/s після першого етапу і 3,9...4,6 m/s після двох етапів наводнювання. Ці цифри, очевидно, відповідають збільшенню модуля Юнга на 0,13...0,16% після 14 кС використаного заряду і 0,15...0,18% для 17 кС, враховуючи, що фазова швидкість ізотермічної поздовжньої хвилі повинна бути прямо пропорційна до $E^{0,5}$, а зміну модуля пружності ΔE визначають залежністю

$$\Delta E \approx 2E \Delta c/c.$$

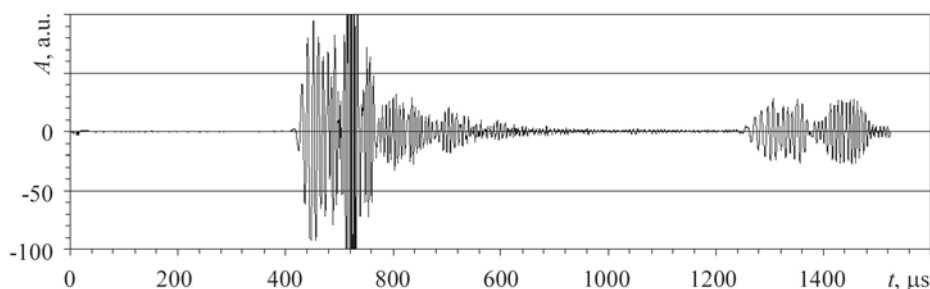


Рис. 2. Типовий усереднений акустичний сигнал, зареєстрований акустико-емісійною системою, отриманий за результатами аналізу 20 сигналів після їх цифрової фільтрації.

Fig. 2. A typical signal averaged from 20 acoustic signals, recorded by the acoustic-emission system and digital filtered.

Зауважмо, що значення диференціальних часів суттєво розкидані. Наприклад, зсуви часу для фази перетину осі (нульова амплітуда) після 14 кС наводнювання змінюються у послідовності 0,17→0,46→0,52→0,29→0,21 μs (всі негативні). Таку саму тенденцію спостерігали після другого етапу (17 кС). Це наводить на думку про систематичне спотворення форми акустичного сигналу через наявність у металі водню. Сигнал від другого приходу хвилі, на жаль, не такий гладкий і виразний як через його згасання, так і через інтерференцію відбитих від торців пружних коливань.

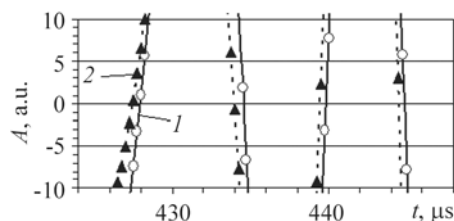


Рис. 3. Фрагменти накладених сигналів, зареєстрованих до (1) і після (2) наводнювання металу, у часовому вікні першого приходу поздовжньої хвилі.

Fig. 3. Fragments of superimposed signals registered before (1) and after (2) hydrogen charging in a time window of the first arrival of the longitudinal wave.

Обговорення результатів. Вивчаючи зміну пружних властивостей металу, слід зважати на зміни довжини зразка, густини матеріалу та його фізичних властивостей. Проаналізуємо коротко можливий вплив деяких фізичних чинників.

Лінійне розширення за рахунок поглинання водню. Якщо припустити рівномірний розподіл 0,1...1 ppm водню у стрижні, його розширення можна розраховувати так:

$$\Delta L/L_0 = 1/3 C(H) [V_m(H) / V_m(Fe)],$$

де ΔL – абсолютне розширення стрижня; L_0 – його початкова довжина; $C(H)$ – концентрація водню в металі; $V_m(H)$ і $V_m(Fe)$ – парціальні молярні об'єми водню в металі та заліза, відповідно.

Беручи $V_m(H) = 2 \text{ cm}^3/\text{mol}$, отримуємо $\Delta L = 1...11 \mu\text{m}$, що відповідає збіль-

шенню довжини стрижня на 0,5...5 ppm, що означає не пришвидшення приходу хвилі, а навпаки, її сповільнення. Отже, цей чинник не визначальний, а конкуруючий, та ще й дуже незначний.

Зміна густини. Приймаючи 0,1...1 ppm за концентрацію розчиненого водню і 2 см³ за його парціальний молярний об'єм у залізі, отримуємо 2...16 ppm зменшення густини металу за рахунок поглинання водню. Оскільки $E = \rho \cdot c^2$, то зменшення густини зумовлює зниження модуля пружності, а не підвищення, хоча ці зміни теж несуттєві.

Вплив зміни температури. Важливим чинником, який впливає на швидкість звуку в матеріалі, є температура. Вона зумовлює зміну як густини матеріалу, так і його констант пружності. Для об'ємноцентрованого кубічного α -Fe та більшості конструкційних сталей температурний коефіцієнт швидкості звуку становить близько $-0,6 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$. Наприклад, для сталі 1008 та 1020 цей коефіцієнт дорівнює $-0,68 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, а для сталі 1035 $-0,63 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ [21]. Оскільки впродовж експерименту рідина в електролізері постійно оновлювалась, то зафіксували невелике зниження температури $\sim 0,5^\circ\text{C}$. Це відповідало б збільшенню швидкості звуку на $\sim 0,3 \text{ m/s}$, що становило б 7...8% від загального приросту швидкості. Щоб зміну швидкості спричиняла виключно температура, вона впродовж експерименту мала б знижуватись на 6...7°C, що вважаємо за неможливе. Таким чином, виявлені позитивні зміни швидкості звуку теж не можна віднести до впливу температури. Однак маємо визнати, що важливим є стабільність цього параметра і на це необхідно звернути особливу увагу.

Перерозподіл напружень у перерізі стрижня. Через значний парціальний об'єм водню в залізі повинно відбуватися "розбухання" зовнішніх шарів металу (де хімічний потенціал водню вищий порівняно з серцевиною стрижня), якщо часу недостатньо для досягнення рівноваги. Таке "розбухання" стримується серцевиною стрижня, яка зазнає внаслідок цього розтягувальних напружень, стискаючи водночас приповерхневий шар. Правдоподібно, що ще перед наводнюванням приповерхневий шар перебував у стисненому стані внаслідок холодного вальцювання стрижня під час його виготовлення. Такий розподіл залишкових напружень прискорює дифузію водню вглиб матеріалу (порівняймо ефект Горського), посилюючи заповнення серцевини стрижня воднем, після подолання ним стисненого зовнішнього шару металу.

Перерозподіл деформацій у стрижні може бути одним із найважливіших чинників, що впливають на зміну модуля пружності під дією поглиненого водню. Якщо цей ефект існує, він буде відображати залежність швидкості поширення пружних хвиль від напруження. Спрощено для стрижня, це можна подати у вигляді [22]

$$c = c_0 (1 - \beta \cdot \sigma),$$

де c_0 – початкова швидкість за відсутності напружень і $\beta = g_{222} / f_{22}$ (g_{222} і f_{22} – нелінійна та лінійна константи пружності, відповідно).

Експериментальні дослідження показали, що для промислових болтів М16, виготовлених із вуглецевої сталі, зміна швидкості звуку становила близько $-0,1\%$ на 100 МПа розтягувальних напружень, і це співвідношення є лінійне щонайменше до 450 МПа [22]. Екстраполюючи цю залежність до зміни швидкості звуку 0,08...0,09% (як у наших експериментах), отримуємо стискальні напруження $\sim 80...90 \text{ МПа}$.

Результати з інших джерел свідчать про збільшення швидкості на 0,1% на кожні 20 ksi стискальних напружень у низьковуглецевій сталі 1018 [2, 23]. Перетворивши у метричну систему, отримуємо для поздовжньої хвилі у сталевому стрижні ($\sim 5100 \text{ m/s}$) стискальні напруження $\sim 105...125 \text{ МПа}$.

Отже, до можливих чинників, які зумовлюють зміни швидкості проходжен-

ня пружної хвилі та модуля пружності матеріалу, слід віднести зміну поля внутрішніх напружень під впливом абсорбованого водню.

Магнетопружний ефект. Продовжуючи обговорення можливого впливу поля напружень у матеріалі внаслідок його наводнювання, маємо зауважити, що α -залізо – головна складова досліджуваних сталей – є феромагнетиком, якому притаманні магнетопружні властивості [24, 25]. Це означає, що напруження (зовнішнє чи внутрішнє), зумовлене впливом поглиненого водню, діє на вектори намагнетченості магнетних доменів, які містяться в окремих зернах полікристалічного матеріалу. Хоча ефект цей, імовірно, невеликий, все ж існує помітне відхилення від ідеальної кубічної кристалічної структури з певними орієнтаційними залежностями модулів пружності, у тому числі модуля Юнга. Розрахункове значення модуля Юнга феромагнетного матеріалу E_m можна отримати за формулою [26]

$$E^{-1} = E_0^{-1} + 0,4 \lambda_s / \sigma_i,$$

де E_0 – модуль Юнга розмагнетченого матеріалу; λ_s – магнетострикція насичення; σ_i – внутрішнє напруження.

Враховуючи отримані результати стосовно зміни модуля Юнга, а також беручи λ_s порядку 10^{-6} , отримуємо $\sigma_i \approx 10^2$ МПа, тобто цілком можливий порядок величини, хоча цей параметр і вимагає подальшого вивчення та точнішої оцінки. Не виключаємо також, що спотворення форми першого коливного імпульсу поздовжньої хвилі викликане перерозподілом напружень внаслідок поглинання металом водню.

ВИСНОВКИ

Вплив електролітично абсорбованого водню на модуль Юнга низьковуглецевого сталевго стержня діаметром 12 mm вдалося зафіксувати оцінюванням часу проходження пружної хвилі у матеріалі. Встановлено, що після наводнювання зразка зростають швидкість проходження пружних хвиль та модуль пружності матеріалу, що, як показав аналіз отриманих результатів, найвірогідніше пов'язано з перерозподілом напружень у стержні.

РЕЗЮМЕ. Влияние электролитически поглощенного водорода на модуль Юнга низкоуглеродистого стального стержня диаметром 12 mm удалось зафиксировать методом оценки времени прохождения упругой волны в материале. Установлено, что электролитическое наводороживание стержня приводит к увеличению скорости прохождения упругих волн и модуля упругости материала, что, как показал анализ полученных результатов, наиболее вероятно связано с перераспределением напряжений в стержне.

SUMMARY. The effect of the hydrogen electrolytically absorbed by a low-carbon steel rod, 12 mm in diameter on Young's modulus was recorded by the changes in sonic speed using time-of-flight approach. Both the speed of sound and elastic modulus of the material were found to increase after electrolytic hydrogenation of the rod. The analysis of the obtained results suggests that the detected effects are caused mainly by redistribution of internal stresses inside the rod.

1. *Kolsky H.* Stress waves in solids // *J. Sound and Vibration.* – 1964. – **1.** – P. 88–110.
2. *Lynnworth L. C.* Industrial applications of ultrasound – A review: II. Measurements, tests, and process control using low-density ultrasound // *IEEE Trans. Sonics and Ultrasonics.* – 1975. – **22.** – P. 71–101.
3. *Goodwin A. R. H. and Trusler J. P. M.* Measurement of the speed of sound // *Measurement of the Thermodynamic Properties of Single Phases* / Eds: A. R. H. Goodwin, K. N. Marsh, and W. A. Wakeham. – IUPAC, 2003. – P. 237–323.
4. *Effect of hydrogen absorption on strain-induced low-cycle fatigue of low carbon steel* / Y. Tsuchida, T. Watanabe, T. Kato, and T. Seto // *Procedia Eng.* – 2010. – **2.** – P. 555–561.
5. *Maier H. J., Popp W., and Kaesche H.* A method to evaluate the critical hydrogen concentration for hydrogen-induced crack propagation // *Acta Metall.* – 1987. – **35.** – P. 875–880.
6. *Effect of hydrogen charging on low cycle fatigue life and its dependence on cementite morphology* / T. Watanabe, T. Yamashita, Y. Tsuchida, and K. Tokuno // *ISIJ Internat.* – 2012. – **52.** – P. 222–227.

7. *Нукифорчин Г. М.* Прояв водневої та низькотемпературної крихкості в припороговій циклічній тріщиностійкості матеріалів // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – **38**, № 4. – С. 5–16.
(*Nykyforchyn H. M.* Manifestation of hydrogen and low-temperature brittleness in near-threshold cyclic crack resistance of materials // *Materials Science*. – 2002. – **38**, № 4. – P. 471–483.)
8. *Крижанівський Е. І., Нукифорчин Г. М.* Особливості корозійно-водневої деградації сталей нафтогазопроводів і резервуарів зберігання нафти // Там же. – 2011. – **47**, № 2. – С. 11–20.
(*Kryzhaniv's'kyi E. I. and Nykyforchyn H. M.* Specific features of hydrogen-induced corrosion degradation of steels of gas and oil pipelines and oil storage reservoirs // *Materials Science*. – 2011. – **47**, № 2. – P. 127–136.)
9. *In-service degradation of gas trunk pipeline X52 steel / G. Gabetta, H. M. Nykyforchyn, E. Lunarska et al.* // *Ibid.* – 2008. – **44**, № 1. – P. 88–99.
(*Gabetta G., Nykyforchyn H. M., Lunarska E., Zonta P. P., Tsyurulnyk O. T., Nikiforov K., Hredil M. I., Petryna D. Yu., and Vuherer T.* In-Service Degradation of Gas Trunk Pipeline X52 Steel // *Materials Science*. – 2008. – **44**, № 1. – P. 104–119.)
10. *Lunarska E., Zielinski A. and Smialowski M.* Effect of hydrogen on shear modulus of polycrystalline α iron // *Acta Metall.* – 1977. – **25**. – P. 305–308.
11. *Carpenter S. H. and Fawks J. E.* An investigation of the cathodic charging of pure iron with hydrogen by modulus measurements // *Scripta Metall.* – 1981. – **15**. – P. 699–704.
12. *Effect of hydrogen on the Young's modulus of iron / T.-Y. Zhang, F. X. Jiang, W. Y. Chu, and C. M. Hsiao* // *Metall. Trans. A*. – 1985. – **15**. – P. 1655–1662.
13. *Effect of hydrogen on the Young's modulus of commercial purity iron / T.-Y. Zhang, F. X. Jiang, W. Y. Chu, and C. M. Hsiao* // *Scripta Metall.* – 1986. – **20**. – P. 503–507.
14. *Armstrong J. H. and Carpenter S. H.* Detection of the initiation and growth of hydrogen-induced cracks in Armco iron using continuous modulus measurements // *Metall. Trans. A*. – 1988. – **19**. – P. 473–478.
15. *Ortiz M. and Ovejero-Garcia J.* Effect of hydrogen on Young's modulus of AISI 1005 and 1070 steels // *J. Mater. Sci.* – 1992. – **27**. – P. 6777–6781.
16. *Enos D. G. and Scully J. R.* A critical-strain criterion for hydrogen embrittlement of cold-drawn, ultrafine pearlitic steel // *Metall. Mater. Trans.* – 2002. – **33**. – P. 1151–1166.
17. *Ricker R. E. and Pitchure D. J.* The influence of hydrogen on the elastic modulus and anelastic response of cold worked pure iron / Eds.: B. Somerday, P. Sofronis, and R. Jones // *Effects of Hydrogen on Materials*. – ASM Intern., 2009. – P. 219–226.
18. *Birnbaum H. K. and Sofronis P.* Hydrogen-enhanced localized plasticity – a mechanism for hydrogen-related fracture // *Mater. Sci. Eng. A*. – 1994. – **176**. – P. 191–202.
19. *Oriani R. A. and Josephic P. H.* Equilibrium and kinetic studies of the hydrogen-assisted cracking of steel // *Acta Metall.* – 1977. – **25**. – P. 979–988.
20. *Hirth J. P. and Carnahan B.* Hydrogen adsorption at dislocations and cracks in Fe // *Ibid.* – 1978. – **26**. – P. 1795–1803.
21. *Kruger S. E. and Damm E. B.* Monitoring austenite decomposition by ultrasonic velocity // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2006. – **425**. – P. 238–243.
22. *Estimation of clamping force in high-tension bolts through ultrasonic velocity measurement / K.-Y. Jhang, H.-H. Quan, J. Ha, and N.-Y. Kim* // *Ultrasonics*. – 2006. – **44**. – P. e1339–e1342.
23. *Hsu N. N.* Acoustic birefringence and the use of ultrasonic waves for experimental stress analysis // *Experim. Mech.* – 1974. – **14**. – P. 169–176.
24. *Вплив водню на зміну потужності стрибків Баркгаузена у ферромагнетику / З. Т. Назарчук, В. Р. Скальський, Б. П. Клим та ін.* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – **45**, № 5. – С. 49–54.
(*Nazarchuk Z. T., Skal's'kyi V. R., Klym B. P., Rudavs'kyi V. D., Velykyi P. P., and Tolopko Ya. D.* Influence of hydrogen on the changes in the power of Barkhausen jumps in ferromagnets // *Materials Science*. – 2009. – **45**, № 5. – P. 663–669.)
25. *Кількісна оцінка стрибків Баркгаузена за сигналами магнетоакустичної емісії / В. Р. Скальський, О. М. Сергієнко, В. Б. Михальчук, Р. І. Семенівський* // Там же. – 2009. – **45**, № 3. – С. 67–75.
(*Skal's'kyi V. R., Serhienko O. M., Mykhal'chuk V. B. and Semeheniv's'kyi R. I.* Quantitative evaluation of Barkhausen jumps according to the signals of magnetoacoustic emission // *Materials Science*. – 2009. – **45**, № 3. – P. 399–408.)
26. *Influence of internal stresses on field-dependent elastic modulus and damping in pure nickel / A. L. Morales, A. J. Nieto, J. M. Chicharro et al.* // *J. Magnetism and Magnetic Materials*. – 2010. – **322**. – P. 3584–3594.

Одержано 07.05.2012