

УДК 620.194.3

## ВПЛИВ СІРКОВОДНЮ НА ВУГЛЕКИСЛОТНУ КОРОЗІЮ ТА МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВИСОКОМІЦНОЇ ТРУБНОЇ СТАЛІ

М. С. ХОМА<sup>1</sup>, С. А. КОРНІЙ<sup>1</sup>, В. А. ВИНАР<sup>1</sup>, Б. М. ДАЦКО<sup>1</sup>,  
Ю. Я. МАКСІШКО<sup>1</sup>, О. В. ДИХА<sup>2</sup>, Р. Л. БУКЛІВ<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

<sup>2</sup> Хмельницький національний університет;

<sup>3</sup> Національний університет "Львівська політехніка"

Досліджено корозійну тривкість сталі групи міцності V-150 у модельній пластовій воді, насиченій вуглекислим газом та сумішшю вуглекислого газу і сірководню у співвідношенні 50 : 50 (тиск  $P = 0,1$  і 6 МПа; температура 25 і 60°C). Встановлено, що сірководень знижує швидкість корозії практично втричі за кімнатної температури та на порядок – за підвищених тиску та температури, що пов'язано із утворенням сульфідної плівки на основі макінавіту та тріоліту, яка гальмує вуглекислотну корозію сталі. Визначений електрохімічним методом струм корозії сталі у середовищі, насиченому вуглекислим газом і сумішшю газів, практично не відрізняється і становить  $\sim 0,013$  mA/cm<sup>2</sup>. Виявлено, що середовища, насичені газами, суттєво не впливають на границі міцності та плинності, однак, границя пропорційності зростає на 6 та 17%, відносне звуження знижується в  $\sim 4,8$  та 5,2 рази, а видовження – у  $\sim 4,8$  та 9,1 рази для модельної пластової води з CO<sub>2</sub> та з 50% CO<sub>2</sub> + 50% H<sub>2</sub>S, відповідно.

**Ключові слова:** *сталь, модельна пластова вода, вуглекислий газ, сірководень, корозія, механічні властивості, руйнування, температура, тиск.*

The corrosion resistance of steel of strength group V-150 in model brine water saturated with carbon dioxide and a mixture of carbon dioxide and hydrogen sulfide in the ratio 50 : 50 (pressure  $P = 0.1$  and 6 MPa; temperature 25 and 60°C). The presence of hydrogen sulfide in the environment has been shown to reduce the corrosion rate by almost three times at room temperature and by an order of magnitude at elevated pressure and temperature, what is associated with the formation of sulfide film based on maquinavit and triolite, which inhibits carbon dioxide corrosion. The corrosion currents of steel in a medium saturated with carbon dioxide and a mixture of gases determined by the electrochemical method are practically indistinguishable and are  $\sim 0.013$  mA/cm<sup>2</sup>. It is found that media saturated with gases do not significantly affect the yield strength and yield strength, however, the proportionality boundary increases by 6 and 17%, the relative narrowing decreases in  $\sim 4.8$  and 5.2 times, and elongation in  $\sim 4.8$  and 9.1 times for model reservoir water with CO<sub>2</sub> and with 50% CO<sub>2</sub> + 50% H<sub>2</sub>S, respectively.

**Keywords:** *steel, model formation water, carbon dioxide, hydrogen sulfide, corrosion, mechanical properties, fracture, temperature, pressure.*

**Вступ.** Корозія металів у водних середовищах за наявності вуглекислого газу та сірководню – важлива проблема в нафтогазовидобувній промисловості, оскільки кількість нафтових і газових родовищ, що містять ці гази, через виснаження свердловин у всьому світі зростає [1–3]. Корозія та корозійно-механічний чинник спричиняють простоювання обладнання, недовироблення корисної продукції, зростання витрат на ремонтні роботи і усунення несприятливих екологічних наслідків від руйнування [2].

Найважчі умови експлуатації характерні для внутрішньої поверхні обсадних та насосно-компресорних труб [1–3]. Відомо, що гази  $\text{CO}_2$  і  $\text{H}_2\text{S}$  інтенсифікують корозію, швидкість якої може досягати кілька міліметрів на рік [4]. Однак за присутності вуглекислого газу вона може і знижуватися, якщо продукти корозії осідають на поверхню сталі, утворюючи щільну захисну плівку [5]. Якщо у водному середовищі, крім  $\text{CO}_2$ , є сірководень, формування сульфідних плівок можливе і за нижчих температур та тисків, оскільки  $\text{FeS}$  осаджується набагато швидше, ніж  $\text{FeCO}_3$ . Тому навіть за невеликої концентрації  $\text{H}_2\text{S}$  у середовищі, як правило, швидкість корозії низьковуглецевих сталей знижується [6–12]. Однак зменшення втрат матеріалу від корозії не сприяє підвищенню опору корозійно-механічному руйнуванню [13–17].

Упродовж останніх двадцяти років поглиблено вивчають особливості корозії у кислих системах, які містять і  $\text{H}_2\text{S}$ , і  $\text{CO}_2$ , та тих, в яких присутній лише  $\text{CO}_2$ . Корозію, спричинену розчиненням  $\text{CO}_2$ , зазвичай в іноземній літературі називають “sweet” корозією, тоді як викликану розчиненням  $\text{CO}_2$  та  $\text{H}_2\text{S}$  – “sour” корозією. Загальноприйнято, що співвідношення парціальних тисків  $\text{CO}_2$  і  $\text{H}_2\text{S}$  на механізм корозії впливає так [18]. За співвідношення менше 20 процес повністю регулює сірководень. Для вуглецевих сталей первинним продуктом корозії є нестехіометричний сульфід заліза з різними захисними властивостями, залежно від кристалографічної структури. Для високих співвідношень тисків швидкість корозії повністю регулює вуглекислий газ. Основним її продуктом є  $\text{FeCO}_3$ . Граничним найчастіше приймають співвідношення 500, яке залежить від властивостей середовища. За проміжних значень режим корозії складний і непередбачуваний.

Іншим чинником, що впливає на стабільність продуктів корозії, є кінетика процесу, яка залежить від температури, рН, парціального тиску газів  $\text{CO}_2$  і  $\text{H}_2\text{S}$  та властивостей матеріалів, що використовують у свердловині. Наприклад, у праці [5] наведені результати випробувань за неоднакових співвідношень тисків  $\text{CO}_2$  і  $\text{H}_2\text{S}$  у різних умовах. Встановили, що за їх співвідношення від 500 до 10000 швидкість корозії все ще знижується майже на порядок проти чистого  $\text{CO}_2$  [6–12]. Результати випробувань металів за вищих концентрацій  $\text{H}_2\text{S}$  дещо суперечливі, оскільки з підвищенням його вмісту вона може як зменшуватись, так і помітно збільшуватись, але, як правило, нижча, ніж у чистому  $\text{CO}_2$  [7, 8].

Тому досліджували вплив модельної пластової води, насиченої чистим вуглекислим газом та з високою концентрацією сірководню, на корозію низьковуглецевої сталі за різних температур та тисків, а також газів у середовищі на механічні характеристики металу за повільного розтягу.

**Методика випроб.** Вивчали низьколеговану сталь групи міцності V-150, з якої виготовляють обсадні труби, такого складу (mass%): 0,28 C; 0,21 Si; 0,62 Mn; 0,0019 S; 0,007 P; 1 Cr; 0,02 Ni; 0,011 Cu; 0,2 Mo; інші –  $\approx 0,049$ .

Її електрохімічні властивості досліджували у потенціодинамічному режимі, використовуючи вольтамперометричну систему СВА-ІБ-М. Електродом порівняння був хлоридсрібний типу ЭВЛ-ІМ1, допоміжним – платиновий. Швидкість розгортки потенціалу 1 mV/s. Використовували модельну пластову воду (mass%: 48,45  $\text{Cl}^-$ ; 41,33  $\text{Na}^+$ ; 0,51  $\text{HCO}_3^-$ ; 0,3  $\text{K}^+$ ; 6,5  $\text{Ca}^{2+}$ ; 1,87  $\text{Mg}^{2+}$ ; 0,04  $\text{SO}_4^{2-}$ ), насичену вуглекислим газом та сумішшю газів 50%  $\text{CO}_2$  + 50%  $\text{H}_2\text{S}$  (за співвідношення їх парціальних тисків 1).

Мікроструктуру та хімічний склад неметалевих включень сталей вивчали з допомогою сканівного електронного мікроскопа EVO 40XVP зі системою мікрорентгеноспектрального аналізу, застосовуючи енергодисперсійний спектрометр INCA ENERGY 350. Для рентгеноструктурного аналізу сульфідних плівок застосовували дифрактометр АДП-2,0 ( $\text{FeK}_\alpha$ -випромінювання, Mn – фільтр) за таких умов:  $I = 12 \text{ mA}$ ,  $U = 30 \text{ kV}$ , швидкість руху лічильника  $2^\circ/\text{min}$ , крок сканування

$2\theta = 0,025^\circ$ . Корозію зразків сталей для обсадних труб досліджували на лабораторному автоклаві АСКР-ТТ за температури  $60^\circ\text{C}$  і парціального тиску вуглекислого газу та суміші газів 6 МПа в умовах, максимально наближених до внутрішньосвердловинних. За такого діапазону температур і тисків швидкість корозії металів у свердловині максимальна [19]. Для порівняння випробовували у модельній пластовій воді (МПВ) за температури  $25^\circ\text{C}$  і тиску 0,1 МПа. Швидкість корозії розраховували за формулою:  $K_m = (m_0 - m)/(S \cdot \tau)$ , де  $m_0$ ,  $m$  – маса зразка до і після експерименту, відповідно, g;  $S$  – його площа,  $\text{m}^2$ ;  $\tau$  – час витримки у корозивному середовищі, h. Плівку зі зразків для гравіметричних досліджень у середовищі зі сірководнем знімали хімічним методом [20].

Схильність до корозійно-механічного руйнування за неперервної деформації досліджували, розтягуючи зразки на установці УВП-6 зі швидкістю деформації  $10^{-6} \text{ s}^{-1}$  у лабораторному повітрі та корозійно-активному середовищі. Порівнювали час до руйнування зразка, зміну пластичності та міцності.

**Результати та їх обговорення.** Встановили, що випробовувана сталь має мартенситну структуру (рис. 1), де мартенсит представлений смугами темних і світлих голок. На макрофотографіях спостерігається структурованість металу, сформована внаслідок протягування матеріалу під час виготовлення труб.

Гравіметричними дослідженнями у модельній пластовій воді виявили (табл. 1), що швидкість корозії сталі під час насичення середовища вуглекислим газом при  $25^\circ\text{C}$  та експозиції 504 h становить  $0,315 \text{ g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$ . З додаванням до вуглекислого газу 50% сірководню (за співвідношення їх парціальних тисків 1) вона знижується втричі, і за витримки за таких самих умов становить  $0,116 \text{ g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$ .

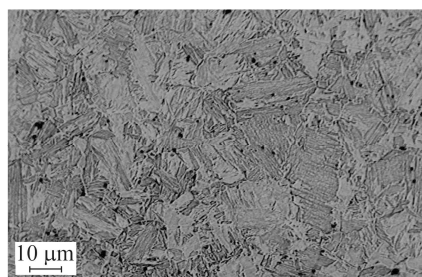


Рис. 1. Структура сталі групи міцності V-150.

Fig. 1. Structure of steel of strength group V-150.

**Таблиця 1. Корозійні властивості сталі класу міцності V-150 у модельній пластовій воді при  $25^\circ\text{C}$  та за тиску 0,1 МПа**

| Пластова вода   | Гравіметричні дослідження, час експозиції 504 h |                             |                              | Електрохімічні дослідження                |                  |                  |
|---|---|-----------------------------|------------------------------|---|------------------|------------------|
|   | $K, \text{ g}/(\text{m}^2 \cdot \text{h})$      | $i, \text{ mA}/\text{cm}^2$ | $E_{\text{согт}}, \text{ V}$ | $i_{\text{согт}}, \text{ mA}/\text{cm}^2$ | $b_a, \text{ V}$ | $b_c, \text{ V}$ |
| Насичена $\text{CO}_2$                                  | 0,315   | 0,031                       | -0,650                       | 0,014                                     | 0,076            | 0,108            |
| Насичена $50\% \text{ CO}_2 + 50\% \text{ H}_2\text{S}$ | 0,116   | 0,011                       | -0,690                       | 0,012                                     | 0,076            | 0,105            |

Поляризаційні криві, зняті у модельній пластовій воді за  $T = 25^\circ\text{C}$  та  $P_{\text{CO}_2} = 0,1 \text{ МПа}$ , свідчать, що з додаванням сірководню потенціал корозії сталі зміщується у бік від'ємніших значень на 40 mV і становить для середовища зі суміші газів  $-690 \pm 5 \text{ mV}$ . Корозія протікає за анодного контролю (табл. 1; рис. 2). На поляризаційних кривих, знятих у середовищі з різними газами, швидкість катодних процесів неоднорідна, що пов'язано з інтенсивним формуванням макінавітової плівки за наявності сірководню [21–23], яке охоплює хемосорбцію [22],  $\text{Fe}_{(s)} + \text{H}_2\text{S}_{(\text{aq})} \rightarrow \text{FeS}_{(\text{ad})} + 2\text{H}_{(\text{ad})}$  і витіснення адсорбованих на поверхні  $\text{H}_2\text{O}$  та  $\text{OH}^-$  зі зміною подвійного електричного шару, що уповільнює швидкість електрохімічних реакцій.

Коефіцієнт Тафеля катодної реакції становить у середньому  $\sim 0,11$  V за декаду. Це означає, що основним катодним процесом за таких умов є воднева деполіризація, яка може бути передумовою наводнювання сталі, зокрема, у середовищі зі сірководнем.

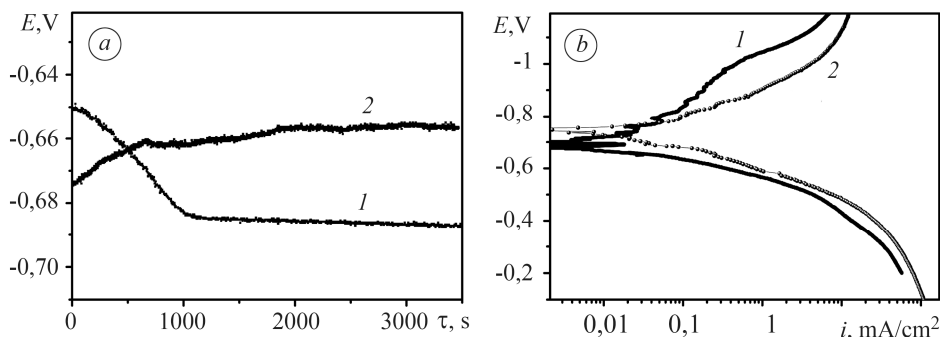
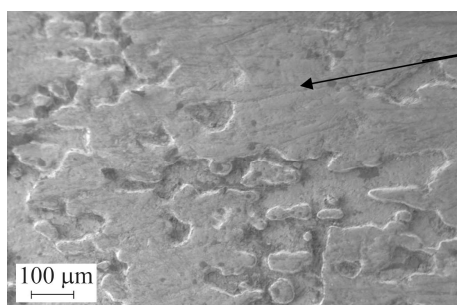


Рис. 2. Зміна потенціалу корозії в часі (а) та поляризаційні криві (б) сталей у модельній пластовій воді ( $T = 25^{\circ}C, P_{CO_2} = 0,1$  МПа), насиченій CO<sub>2</sub> (крива 1) і CO<sub>2</sub> + H<sub>2</sub>S (крива 2).

Fig. 2. Curves of changes of corrosion potential in time (a) and polarization curves (b) of steel in model brine water ( $T = 25^{\circ}C, P_{CO_2} = 0.1$  MPa), saturated with CO<sub>2</sub> (curve 1) and CO<sub>2</sub> + H<sub>2</sub>S (curve 2).

Коефіцієнт Тафеля анодної реакції становить  $\sim 0,06$  V. Отже, сірководень не впливає на її електрохімічну стадію. Значення струму корозії сталі у середовищі, насиченому вуглекислим газом і сумішшю газів, визначені електрохімічним методом за експозиції 1 h, практично не відрізняються і становлять  $0,013$  mA/cm<sup>2</sup>. Однак розраховані за масовими показниками різняться майже втричі: для середовища, насиченого вуглекислим газом, становлять  $0,031$  mA/cm<sup>2</sup>, а сумішшю газів –  $0,011$  mA/cm<sup>2</sup>. Така відмінність пов'язана, зокрема, з тим, що на початковому етапі досліджень на поверхні сталі не формуються захисні шари достатньої товщини, які можуть суттєво змінити електрохімічну поведінку. Після експозиції 504 h у модельній пластовій воді з вуглекислим газом утворюється нещільна крихка плівка на основі FeCO<sub>3</sub>, яка не гальмує корозійних процесів, тому поверхня пошкоджена нерівномірно, з виразками. За випробувань у середовищі з додаванням сірководню на поверхні формуються сульфідні плівки, які знижують швидкість корозії. Аналізом поверхні зразків після довготривалих корозійних досліджень за  $T = 25^{\circ}C$  і  $P = 0,1$  МПа зафіксували утворення несуцільного захисного шару, щільно з'єднаного з матеріалом основи, в складі якого – сірка, кисень та залізо (рис. 3).



| Element | mass% | at.%  |
|---------|-------|-------|
| O K     | 9,22  | 22,96 |
| Na K    | 0,55  | 0,95  |
| S K     | 22,03 | 27,39 |
| Fe K    | 68,2  | 48,69 |
| Всього  | 100   |       |

Рис. 3. Сульфідна плівка на поверхні сталі після експозиції в модельній пластовій воді 504 h за  $T = 25^{\circ}C; P = 0,1$  МПа.

Fig. 3. Sulfide film on the steel surface after exposure to model brine water for 504 h at  $T = 25^{\circ}C; P = 0.1$  MPa.

З підвищенням температури та тиску середовища швидкість корозії сталі у вуглекислотновмісному середовищі зростає практично на порядок (табл. 2), що зумовлено підвищенням швидкості електродних процесів. Тоді як сірководень у середовищі за співвідношення парціальних тисків газів 59 сприяє утворенню суцільної щільної сульфідної плівки товщиною  $\sim 70 \mu\text{m}$  (рис. 4), яка складається, в основному, з макінавіту, троїліту та незначних домішок оксидів і гідроксидів заліза (рис. 5). З підвищенням у десять разів концентрації сірководню (за співвідношення парціальних тисків 5) за автоклавних досліджень її товщина практично не змінюється, однак, дещо зростає швидкість корозії – від 0,042 до 0,047  $\text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{h})$ . Ймовірно, це спричинено інтенсифікацією хімічних реакцій утворення сульфідів. Таким чином, сірководень за тиску 6 МПа при  $60^\circ\text{C}$  знижує швидкість корозії у  $\sim 8,1$  рази.

**Таблиця 2. Корозійні властивості сталі класу міцності V-150 у модельній пластовій воді за підвищених температури та тиску**

| Пластова вода   | Гравіметричні дослідження при $T = 60^\circ\text{C}$ ,<br>$P = 6 \text{ МПа}$ , час експозиції 504 h |                            |                            |
|---|--|----------------------------|----------------------------|
|   | $K, \text{g}/(\text{m}^2\cdot\text{h})$  | $l, \text{mm}/\text{year}$ | $i, \text{mA}/\text{cm}^2$ |
| Насичена $\text{CO}_2$ ( $P = 6 \text{ МПа}$ )                    | 2,119  | 2,36                       | 0,203                      |
| Насичена $\text{CO}_2$ (5,9 МПа) і $\text{H}_2\text{S}$ (0,1 МПа) | 0,042  | 0,208                      | 0,232                      |
| Насичена $\text{CO}_2$ (5 МПа) і $\text{H}_2\text{S}$ (1 МПа)     | 0,047  | 0,293                      | 0,326                      |

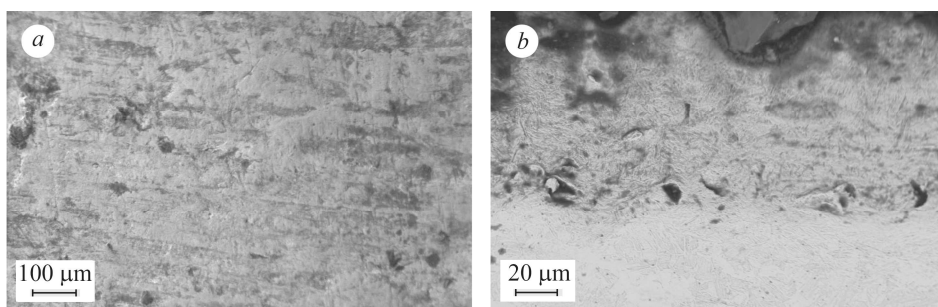


Рис. 4. Сульфідна плівка на поверхні сталі після експозиції в модельній пластовій воді 504 h при  $T = 60^\circ\text{C}$ ; за тиску вуглекислого газу і сірководню 5,9 і 0,1 МПа, відповідно.

Fig. 4. Sulfide film on the steel surface after exposure to model brine water for 504 h at  $T = 60^\circ\text{C}$ ; at a pressure of carbon dioxide and hydrogen sulfide of 5.9 and 0.1 MPa, respectively.

Рис. 5. Рентгенограма сульфідної плівки, сформованої на поверхні сталі після експозиції в модельній пластовій воді 504 h при  $T = 60^\circ\text{C}$ ; за тиску вуглекислого газу і сірководню 5,9 і 0,1 МПа, відповідно.

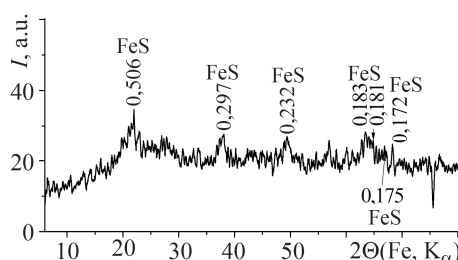


Fig. 5. Radiograph of the sulfide film formed on the steel surface after exposure to model formation water for 504 h at  $T = 60^\circ\text{C}$ ; at a pressure of carbon dioxide and hydrogen sulfide of 5.9 and 0.1 MPa, respectively.

Випробовування сталі за повільного розтягу засвідчили, що її границі плинності та міцності у модельній пластовій воді з  $\text{CO}_2$  та з  $\text{CO}_2 + \text{H}_2\text{S}$  дещо зростають

(табл. 3; рис. 6). Границя міцності змінюється з 750 у повітрі до 795 МПа у середовищі, насиченому вуглекислим газом, а в насиченому сумішню газів (50 : 50) зростає на 10%, що, ймовірно, зумовлено водневим зміцненням. Границя плинності збільшується з 790 у повітрі до ~ 870 МПа у середовищах.

**Таблиця 3. Механічні властивості сталі**

| Середовище                                       | $\sigma_{0,2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\psi$ , % | $\delta$ , % | $\tau$ , h |
|--|----------------------|------------------|------------|--------------|------------|
| Повітря  | 790                  | 940              | 56,54      | 9,1          | 39,3       |
| МПВ + CO <sub>2</sub>                            | 875                  | 900              | 11,87      | 1,9          | 19,9       |
| МПВ + 50% CO <sub>2</sub> + 50% H <sub>2</sub> S | 870                  | 905              | 10,9       | 1,0          | 17,7       |

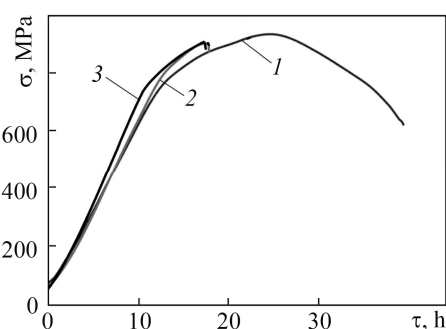


Рис. 6. Діаграма розтягу зразка зі сталі у повітрі (1) та модельній пластовій воді, насиченій вуглекислим газом (2) та сумішню газів 50% CO<sub>2</sub> + 50% H<sub>2</sub>S (3), за температури 25°C; тиску  $P_{CO_2} = 0,1$  МПа, з постійною швидкістю деформації  $10^{-6} \text{ s}^{-1}$ .

Fig. 6. Tensile diagram of steel in air (1) and in model brine water saturated with carbon dioxide (2) and a mixture of gases 50% CO<sub>2</sub> + 50% H<sub>2</sub>S (3) at a temperature of 25°C; pressure  $P_{CO_2} = 0.1$  MPa, with a constant rate of deformation of  $10^{-6} \text{ s}^{-1}$ .

Суттєвіше середовища впливають на пластичні властивості сталі: границя пропорційності зростає на 6 та 17%, відносне звуження знижується в ~ 4,8 та 5,2 рази, а видовження у ~ 4,8 та 9,1 рази для модельної пластової води з CO<sub>2</sub> та з 50% CO<sub>2</sub> + 50% H<sub>2</sub>S, відповідно (табл. 3).

### ВИСНОВКИ

Виявлено, що швидкість корозії вуглецевої сталі V-150 у модельній пластовій воді за насичення вуглекислим газом при 25°C та експозиції 504 h становить 0,315 g/(m<sup>2</sup>·h). З додаванням до вуглекислого газу 50% сірководню вона знижується практично втричі, що пов'язано із формуванням на поверхні сульфідної плівки. Струми корозії сталі у середовищі, насиченому сірководнем і сумішню газів, визначені електрохімічним методом на початку експозиції, практично не відрізняються і становлять ~ 0,013 mA/cm<sup>2</sup>. Однак розраховані за масовими показниками різняться майже втричі, зокрема, для середовища, насиченого вуглекислим газом, становлять 0,031 mA/cm<sup>2</sup>, а сумішню газів – 0,011 mA/cm<sup>2</sup>, що пояснюють утворенням з часом поверхневих сульфідних плівок, які складаються з макінавіту, трійліту та домішок оксидів та гідроксидів заліза. За підвищених тиску та температури їх формування інтенсивніше, що проявляється у швидкості корозії, яка на порядок нижча, ніж у середовищі, насиченому тільки вуглекислим газом. Встановлено, що середовища, насичені вуглекислим газом та сірководнем, підвищують границі міцності та плинності сталі. За наявності сірководню – суттєвіше через вплив наводнювання. Відносне звуження знижується в ~ 4,8 та 5,2 рази, а видовження у ~ 4,8 та 9,1 рази для модельної пластової води з CO<sub>2</sub> та з 50% CO<sub>2</sub> + 50% H<sub>2</sub>S, відповідно.

1. Сизоненко А. В., Ткаченко М. В. Проблема корозії насосно-компресорних труб, що експлуатуються у вуглекислотних середовища // Нафтова інженерія. – 2016. – № 1. – С. 163–168.
2. Vakhrusheva V. S., Dergach T. A., and Sukhomlin G. D. On the modern requirements to the corrosion resistance of pipes made of especially low-carbon stainless steels for the nuclear powergenerating industry // Vopr. Atom. Nauki Tekh. – 2008. – **92**, № 2. – P. 73–77.
3. <https://dokumen.tips/documents/co2-and-h2s-corrosion-in-oil-pipelines.html>
4. <https://core.ac.uk/download/pdf/42605084.pdf>
5. Effects of CO<sub>2</sub> and H<sub>2</sub>S on corrosion of martensitic steels in brines at low temperature / Ruishu Feng, Justin R. Beck, Derek M. Hall, Aysel Buyuksagis, Margaret Ziomek-Moroz, and Serguei N. Lvov // Corrosion. – 2018. – **74**, № 3. – P. 276–287.
6. Abelev E., Ramnarayanan T., and Bernasek S. L. Iron corrosion in CO<sub>2</sub>/brine at low H<sub>2</sub>S concentrations: an electrochemical and surface science study // J. of the Electrochem. Soc. – 2009. – **156**, № 9. – P. C331–C339.
7. Lee K. and Netic S. The effect of trace amount of H<sub>2</sub>S on CO<sub>2</sub> corrosion investigated by using the EIS technique // Corrosion'2005. – TX: NACE, 2005. – Paper № 05630.
8. Videm K. and Kvarekvål J. Corrosion of carbon steel in carbon dioxide-saturated solutions containing small amounts of hydrogen sulfide // Corrosion. – 1995. – **51**, № 4. – P. 260–269.
9. Effect of H<sub>2</sub>S on Fe corrosion in CO<sub>2</sub>-saturated brine / E. Abelev, J. Sellberg, T. A. Ramnarayanan, and S.L. Bernasek // J. Mater. Sci. – 2009. – **44**, № 22. – P. 6167–6181.
10. Choi Y.-S, Netic S., and Ling S. Effect of H<sub>2</sub>S on the CO<sub>2</sub> corrosion of carbon steel in acidic solutions // Electrochim. Acta. – 2011. – **56**. – P. 1752–1760.
11. Kvarekval J., Nyborg R., and Seiersten M. Corrosion product films on carbon steel in semi-sour CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S environments // Corrosion. – 2002. – Paper № 02296.
12. Combined effect of CO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>S and acetic acid on bottom of the line corrosion / M. Singer, B. Brown, A. Camacho, and S. Netic // Corrosion'2007. – TX: NACE, 2007. – Paper № 07661.
13. Corrosion-mechanical failure of pipe steels in hydrogen sulfide environments / M. Khoma, V. Vynar, M. Chuchman, and Ch. Vasylyv / Eds. G. Bolzon, G. Gabetta, H. Nykyforchyn // Degradation Assessment and Failure Prevention of Pipeline Systems. – 2021. – **102**. – P. 231–239.
14. Corrosion-electrochemical properties of 17G1SU steel in chloride-acetate solutions with different concentrations of hydrogen sulfide / M. S. Khoma, V. R. Ivashkiv, N. B. Ratska, B. M. Datsko, and M. R. Chuchman // Materials Science. – 2021. – **56**, № 4. – P. 544–549.
15. Specific features of corrosion and the microelectrochemical heterogeneity of 45 and U8 steels in hydrogen-sulfide media / M. S. Khoma, N. B. Rats'ka, S. A. Holovei, and M. R. Chuchman // Materials Science. – 2019. – **54**, № 6. – P. 501–505.
16. Corrosion cracking of carbon steels of different structure in the hydrogen sulfide environment under static load / M. Khoma, V. Ivashkiv, M. Chuchman, C. Vasylyv, N. Ratska, and B. Datsko // Proc. Struct Integrity. – 2018. – **13**. – P. 2184–2189.
17. Effect of sulfides on the hydrogen overvoltage and hydrogenation of U8 steel in chloride-hydrogen-sulfide media / M. S. Khoma, S. A. Holovei, V. R. Ivashkiv, and Kh. B. Vasylyv // Materials Science. – 2018. – **53**, № 6. – P. 761–768.
18. NACE Standard SP0110-2010. Wet Gas Internal Corrosion Direct Assessment Methodology for Pipelines. – Houston, TX: NACE, 2010.
19. ISO 8407:1991. Corrosion of metals and alloys. Removal of corrosion product from corrosion test specimens.
20. Contribution of CO<sub>2</sub> on hydrogen evolution and permeation in low alloy steel exposed to H<sub>2</sub>S environment / C. Plennevaux, J. Kittel, M. Fregonese, B. Normand, F. Ropital, F. Grosjean, and T. Cassagne // Electrochem. Communications. – 2013. – **26**. – P. 17–20.
21. The formation of ferrous monosulfide polymorphs during the corrosion of iron by aqueous hydrogen sulfide at 21°C / D. W. Shoesmith, P. Taylor, M. G. Bailey, and D. G. Owen // J. Electrochem. Soc. – 1980. – **125**. – P. 1007–1015.
22. Smith S. N. and Wright E. J. Prediction of minimum H<sub>2</sub>S levels required for slightly sour corrosion // Corrosion'1994. – TX: NACE, 1994. – Paper № 11.
23. Electrochemical model of mild steel corrosion in a mixed H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub> aqueous environment in the absence of protective corrosion product layers / Yougui Zheng, Jing Ning, Bruce Brown, and Srdjan Nešić // Corrosion. – 2015. – **71**, № 3. – P. 316–325.

Одержано 02.09.2021