

КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ У ВОЛЬФРАМАТНИХ РОЗЧИНАХ

О. О. СМІРНОВ¹, Т. Е. ШЕПІЛЬ¹, В. Ю. КОЗИН¹, А. О. БЄЖЕНКО¹,
К. С. РУТКОВСЬКА², О. І. ПИЛИПЕНКО²

¹ Публічне акціонерне товариство "Український інститут з проектування нафтопереробних і нафтохімічних підприємств "УКРНАФТОХІМПРОЕКТ", Харків;

² Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут"

Встановлено, що корозійну активність вольфраматних розчинів обумовлюють фторид-йони і загальна лужність. Визначено оптимальний режим зварювання вуглецевих, хромистих та хромонікелевих сталей. У вихідному вольфраматному розчині максимальну швидкість корозії зафіксовано для зразків вуглецевої сталі ВСтЗсп зі зварними швами. Електрохімічними дослідженнями виявлено, що у вихідному розчині ця сталь за кімнатної температури кородує у пасивному стані, а з підвищенням температури або концентрації компонентів до значень, які відповідають упареному розчину, – в активному. Хромисті та хромонікелеві сталі марок 08X13, 08X22H6T і 12X18H10T зберігають пасивний стан як у вихідному, так і в упареному розчинах. Пароніти марок ПОН-А, ПОН-Б, ПОН-В і гума ТМКЩ хімічно тривкі, тому придатні для виготовлення прокладок у вихідному розчині Na_2WO_4 .

Ключові слова: вольфрамовий концентрат, випарна установка, хромисті та хромонікелеві сталі, корозійна тривкість, поляризаційна залежність.

Вступ. Під час високотемпературної автоклавно-содової переробки вольфрамових концентратів вдається вилучити не менш ніж 10% вольфраму порівняно з технологією спікання шееліту з карбонатом натрію [1–3]. Вихідною сировиною тут є водна суспензія чорного вольфрамового концентрату, що надходить зі збагачувального відділення комбінату, і сухого карбонату натрію. Основними хімічними реакціями під час переробки концентрату є взаємодія шееліту і молібденіту з утворенням відповідно вольфраму і молібдату натрію. Після розкладання розчин очищають від домішок і упарюють, щоб отримати товарний розчин вольфраму натрію. Тут його корозійну агресивність визначають йони фтору та загальна лужність. Відомо, що йони фтору, як і інші галогенід-йони [4, 5], є сильними активаторами, які викликають локальне корозійне руйнування металів, схильних до пасивації [6–12]. Небезпечною є також лужність розчину, яка спричиняє корозійне руйнування вуглецевих, низьколегованих, аустенітних нержавіючих сталей, а також високоміцних мартенситної і феритної структур [13–19]. Найчастіше корозійне розтріскування виникає у зварних з'єднаннях і елементах, які піддаються деформації. Вважають, що вуглецеві і низьколеговані сталі розтріскуються у розчинах з вмістом $> 5\%$ NaOH [20–22], причому з підвищенням температури і рН ця схильність зростає [20, 21]. Лужне розтріскування особливо небажане для металів, тривкість яких залежить від збереження пасивного стану. Сталі у таких розчинах розтріскуються у певному інтервалі потенціалів, який відповідає області активно-пасивного стану металу [22]. На поляризаційних залежностях більшості вуглецевих сталей присутні області активно-пасивного і стійкого

пасивного стану. Тому зварні з'єднання зі сталей, стаціонарні потенціали яких лежать в області активно-пасивного стану, корозійно розтріскуються вже в перші роки експлуатації, а сталей, що кородують у пасивному стані, не розтріскуються впродовж тривалої експлуатації.

Неметалеві матеріали у випарних установках використовують для виготовлення нагрівальних камер, захисних покривів сепараторів, циркуляційних труб, а також прокладних матеріалів. Висока лужність вольфраматних розчинів і фтор-йони унеможливають застосування кислототривких і вуглеграфітових матеріалів, а також емалей [23]. Тому виготовляти прокладки доцільно з м'якої гуми, пароніту і надто дорогого фторопласту. Таким чином, як конструкційні матеріали для випарних установок, які працюють з лужними розчинами, слід вживати вуглецеві, феритні хромисті, аустенітно-феритно леговані і аустенітні сталі, а також пароніт і м'яку гуму.

Мета випроб – дослідити корозійну тривкість металевих і неметалевих матеріалів у вихідних і упарених вольфраматних розчинах, одержаних шляхом автоклавно-содового розкладання шешітового концентрату.

Методика випробувань. Досліджували як у промислових, так і штучно приготвлених розчинах (табл. 1).

Таблиця 1. Склад розчинів

Вид досліджень	Хімічний склад середовища, g/l						T, °C
	WO ₄ ²⁻	Mo ²⁺	SiO ₃ ²⁻	F ⁻	CO ₃ ²⁻	Na ₂ O	
Гравіметричні (вихідний розчин)	18,0	1,3	0,6	0,9	19,4	9,0	145 і 95
Електрохімічні (упарений)	100,0	7,2	3,2	4,9	109,0	50,0	95 і кімн.

Зразки виготовляли з пластин зі сталей ВСтЗсп, 08Х13, 08Х17Т, 15Х25Т, 08Х22Н6Т, 12Х18Н10Т. Для дослідження схильності до загальної корозії використовували зразки зварних швів розміром 20×80 mm. Швидкість корозії визначали гравіметричним методом. Обробляли зразки за стандартною методикою. Для поляризаційних випроб застосовували потенціостат ІРС-PrO з коміркою з розділеним анодним і катодним просторами. Електродні потенціали вимірювали відносно насиченого хлоридсрібного електрода порівняння. Допоміжним електродом слугував графіт. Поляризаційні залежності одержували, зміщуючи потенціал електрода від стаціонарного у бік позитивних значень. За кожного заданого потенціалу електрод витримували 15 min, після чого реєстрували струм.

Таблиця 2. Режим зварювання сталей

Сталь	Режим
ВСтЗсп	Електроди марки УОНИ/13/45, I = 95...100 А
08Х17Т	Електроди марки ЦЛ-9, I = 95...100 А
08Х22Н6Т	Електроди марки ЦЛ-11, I = 98...103 А
12Х18Н10Т	Неплавкі вольфрамові електроди у захисному середовищі аргону. Присадковий дріт Св-07Х19Н10Б, I = 122...126 А

Для металографічних досліджень використовували мікроскоп МИМ-7 за таких збільшень: у 100 разів – для виявлення мікродефектів, неметалевих включень

і визначення розміру зерна; у 270 – щоб встановити структурні складники металу у різних зонах зварного шва. Структуру сталей визначали електролітичним травленням у 10%-му розчині оксалатної кислоти за густини струму $0,1 \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2}$ і тривалості електролізу 45 s, а вуглецевих – хімічним травленням у спиртовому розчині нітратної кислоти (табл. 2).

Хімічну тривкість паронітів і гуми оцінювали гравіметричним методом зі збереженням еластичних властивостей, які визначали шляхом згинання зразків.

Експериментальні результати. За результатами аналізу розчинів, одержаними після розкладання вольфрамового концентрату, встановили таке. Агресивність упареного розчину визначають фтор-йони і загальна лужність. Під час упарювання концентрація фторид-іонів, які представлені фторидом натрію, збільшується від 0,9 до 7,7 g/l. Загальна лужність розчину, обумовлена продуктами розкладу концентрату (Na_2WO_4 , Na_2MoO_4 , Na_2SiO_3) і надлишком карбонату натрію, зростає від 10,1 до $\approx 87,2$ g/l. Алюмінат-йон у розчині практично відсутній, що пояснюють його майже повним осадженням у вигляді гідроалюмосилікату натрію $\text{Na}_2\text{O}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2\cdot 2\text{H}_2\text{O}$.

Металографічними дослідженнями зварних швів на сталях ВСт3сп, 08ХІ7Т, 15Х25Т, 08Х22Н6Т, 12Х18Н10Т мікро- і макродефектів не виявили. Відсутні різкі переходи від шва до основного металу, підрізи і кратери. Шви мають рівномірну ширину по всій довжині. До травлення в металі шва і в основному (вуглецевій сталі) присутні сульфідні і оксидні включення (бал 1а, ГОСТ 1778-70), а в металі шва і в основному (в легованих сталях) – дисперсні карбідні фази. Середній бал наявності карбідної фази в сталях 08ХІ7Т, 15Х25Т, 08Х22Н6Т, 12Х18Н10Т склав 1–2 (ГОСТ 8233-56). У металі шва сталей 08ХІ7Т, 15Х25Т, 08Х22Н6Т, 12Х18Н10Т карбідів менше, ніж в основному металі, і вони невеликі за розміром.

Мікроструктура вуглецевої сталі феритно-перлітна, сталей 08ХІ7Т і 15Х25Т феритна, 08Х22Н6Т – аустенітно-феритна, 12Х18Н10Т – аустенітна. Вміст фериту у сталі 08Х22Н6Т – до 60%, у сталі 12Х18Н10Т – до 1%. Твердість сталей ВСт3сп – 68 HRB, 15Х25Т – 85 HRB, 08Х22Н6Т – 94 HRB і 12Х18Н10Т – 82 HRB відповідно.

Мікроструктура металу зварного шва сталі ВСт3сп крупнодендритна феритно-перлітна, твердість 78 HRB; сталей 08ХІ7Т і 15Х25Т – дендритна феритно-аустенітна; сталі 08Х22Н6Т – дрібнодендритна аустенітно-феритна. Вміст фериту становив до 20 і 60% відповідно. Твердість металу шва сталі 08Х22Н6Т на три одиниці нижча, ніж основного. Мікроструктура металу зварного шва сталі 12Х18Н10Т дрібнодендритна аустенітна. Вміст фериту до 6%. Межі дендритів вільні від виділень. Твердість металу шва на дві одиниці нижча, ніж основного.

Мікроструктура зони термічного впливу зварних швів сталі ВСт3сп відманштетова, сталей 08ХІ7Т і 15Х25Т феритна, сталі 08Х22Н6Т феритно-аустенітна, сталі 12Х18Н10Т аустенітна. Тут, крім сталі 12Х18Н10Т, виявили ріст зерна. Вміст фериту в зоні термічного впливу сталі 08Х22Н6Т становив до 60%, 12Х18Н10Т – до 2%. Межі зерен в основному чисті.

Виявили (табл. 3), що у вихідному розчині всі досліджені зразки досить корозійнотривкі. За температури 95°C після 400 h випробувань швидкість корозії становила не більше $3,6\cdot 10^{-3}$ mm/year. Зі збільшенням тривалості випробувань до 800 h корозійна тривкість сталей дещо зростала ($\approx 2,1\cdot 10^{-3}$ mm/year). З підвищенням температури розчину до 145°C швидкість корозії сталі ВСт3сп помітно (на порядок) збільшується, а сталей 08Х22Н6Т і 08ХІ7Т майже не змінюється. Корозія всіх використовуваних зразків рівномірна.

Таблиця 3. Результати корозійних випробувань зразків зварних швів

Сталь	Склад розчину, g/l	T, °C	Глибинний показник корозії $k_h \cdot 10^3$, mm/year, через години			
			100	200	400	800
ВСт3сп	18 WO_4^{2-} , 1,3 Mo^{2+} , 0,6 SiO_3^{2-} , 0,9 F^- , 19,4 CO_3^{2-} , 9 Na_2O	95	–	–	1,5	1,0
08X17Г		95	–	–	1,6	1,4
15X25Г		95	–	–	0,9	0,7
08X22Н6Т		95	–	–	2,2	1,7
12X18Н10Т		95	–	–	3,6	2,1
ВСт3сп		145	17,0	13,0	13,0	–
08X17Г		145	1,7	1,5	1,6	–
08X22Н6Т		145	1,9	2,1	2,1	–

Результати електрохімічних досліджень ілюструють рис. 1 і 2. Встановили, що вуглецева сталь ВСт3сп у вихідному розчині при кімнатній температурі кородує в пасивному стані (рис. 1а, крива 1). З її підвищенням до 95°C потенціал корозії зміщується на 0,05 V до негативних значень і вона кородує в активному стані (рис. 1б, крива 1). Сталі 08X13, 08X22Н6Т і 12X18Н10Т в цих умовах кородують у пасивному стані як при кімнатній температурі, так і при 95 °C (рис. 1а і б, криві 2–4).

В упареному розчині потенціал корозії сталі ВСт3сп зміщується у негативну область до $E = -0,55$ V і вона кородує в активному стані (рис. 1с, крива 1), а сталі 08X13, 08X22Н6Т і 12X18Н10Т – в пасивному (рис. 1с, криві 2–4).

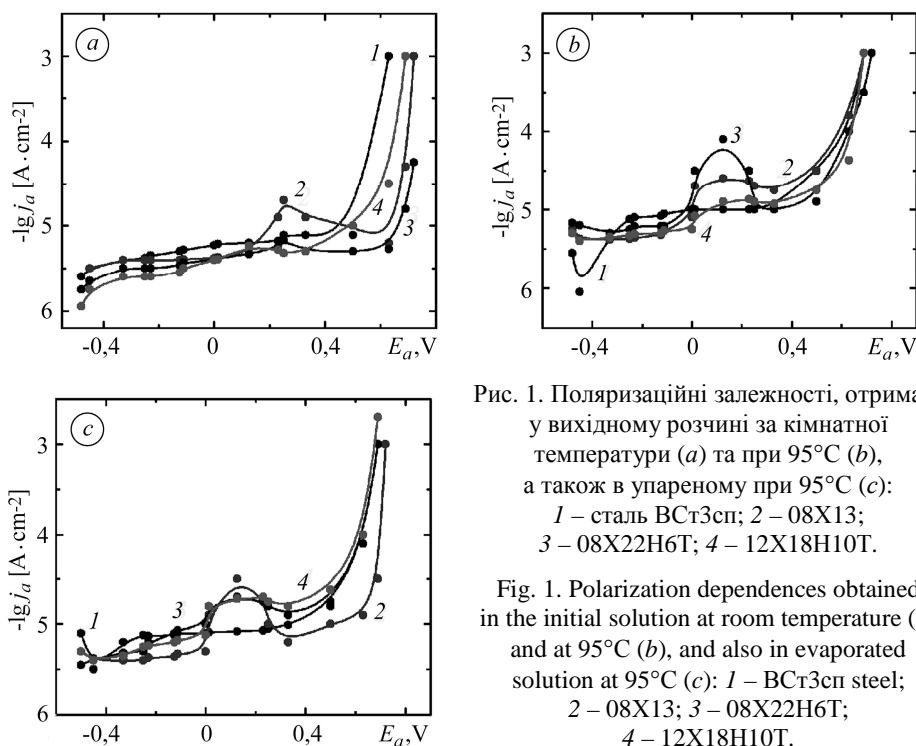


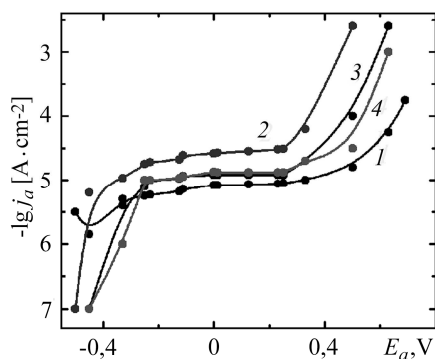
Рис. 1. Поляризаційні залежності, отримані у вихідному розчині за кімнатної температури (а) та при 95°C (б), а також в упареному при 95°C (с): 1 – сталь ВСт3сп; 2 – 08X13; 3 – 08X22Н6Т; 4 – 12X18Н10Т.

Fig. 1. Polarization dependences obtained in the initial solution at room temperature (a) and at 95°C (b), and also in evaporated solution at 95°C (c): 1 – ВСт3сп steel; 2 – 08X13; 3 – 08X22Н6Т; 4 – 12X18Н10Т.

Виявили (рис. 2), що лужність розчину суттєвіше впливає на корозійну тривкість сталі ВСтЗсп, ніж йони фтору. Зі збільшенням загальної лужності від 52,5 (яка відповідає упареному розчину) до 87,2 g/l (яка відповідає товарному вольфраматно-содовому розчину) вона зменшується. При цьому потенціал корозії зсувається у негативний бік, протяжність області пасивного стану зменшується, а струм анодного розчинення збільшується приблизно в 5 разів.

Рис. 2. Вплив складу розчину на анодну поведінку сталі ВСтЗсп:
1 – в упареному розчині; 2 – в 8% Na₂O;
3 – в 5% Na₂O; 4 – в 5% Na₂O + 4,9 g/l F⁻.

Fig. 2. Effect of solution composition on anode behavior of ВСтЗсп steel in the evaporated solution:
1 – evaporated solution; 2 – in 8% Na₂O;
3 – in 5% Na₂O; 4 – in 5% Na₂O + 4.9 g/l F⁻.



Випробувані неметалеві матеріали достатньо тривкі до дії дослідженого середовища (табл. 4). Упарений розчин вольфрамату натрію вже при 95°C агресивніше діє на пароніти. Всі матеріали у заданих умовах випробувань схильні до набухання. При цьому зовнішній вигляд зразків, їх еластичність і колір, а також колір розчину практично не змінилися. Всі використані пароніти у вихідному розчині вольфрамату натрію при 145°C тривкі до корозії, в упареному при 95°C стійка гума ТМКЩ, а пароніти ПОН-А, -Б, -В є обмежено стійкими.

Таблиця 4. Результати випробувань зразків неметалевих матеріалів

Матеріал	Хімічний склад розчину (див. табл. 1)	T, °C	Середній приріст маси зразків (%) за тривалості випробувань, h				
			24	100	200	300	400
Пароніт ПОН-А	Вихідний	145	–	0,75	–	0,68	1,20
Пароніт ПОН-Б			–	0,99	–	1,43	2,09
Пароніт ПОН-В			–	0,80	–	1,02	1,53
Гума ТМКЩ	Упарений	95	0,82	1,14	1,45	0,55	–
Пароніт ПОН-А			0,47	4,45	5,79	4,95	–
Пароніт ПОН-Б			1,37	3,35	4,35	6,17	–
Пароніт ПОН-В			0,64	3,07	4,09	4,09	–

ВИСНОВКИ

Виявлено, що у вихідному розчині найбільше кородують зварні шви з вуглецевої сталі, причому з підвищенням його температури швидкість корозії інтенсивно зростає ($1,5 \cdot 10^{-3}$ mm/year при 95°C, $13 \cdot 10^{-3}$ mm/year при 145°C), а з хромистих і легованої 08X22H6T – однакова як при 95°C, так і при 145°C. Характер корозії всіх досліджених металів рівномірний. Як зварювальні матеріали рекомендовано використовувати: для сталі ВСтЗсп – електроди марки УОНИ 13/45/18, для 08X17T і 15X25T – марки ЦЛ-9, для сталі 08X22H6T – марки ЦЛ-11. Поляризаційними дослідженнями виявили, що у вихідному розчині вуглецева сталь ВСтЗсп за кімнатної температури кородує у пасивному стані. З її підвищенням до

95°C потенціал її корозії зміщується у бік негативних значень і вона кородує в активному стані, як і в упареному розчині. Хромисті і леговані сталі 08X13, 08X22H6T і 12X18H10T зберігають пасивний стан як у вихідному, так і в упареному розчинах. З підвищенням лужності розчину інтервал потенціалів, які відповідають області пасивного стану сталі ВСт3сп, зменшується, що сприяє зростанню швидкості її корозії. Як прокладний матеріал у вихідному розчині вольфрамату натрію з температурою до 145°C доцільно використовувати пароніт ПОН-А, а у розчинах з температурою до 95°C – гуму ТМКЩ.

РЕЗЮМЕ. Показано, что коррозионную активность упаренных вольфраматных растворов обуславливают фторид-ионы и общая щелочность. Установлен оптимальный режим сварки углеродистых, хромистых и хромоникелевых сталей. В исходном вольфраматном растворе максимальную скорость коррозии зафиксировано для образцов со сварным швом из углеродистой стали ВСт3сп. Электрохимическими исследованиями выявлено, что в исходном растворе эта сталь при комнатной температуре корродирует в пассивном состоянии, а с повышением температуры раствора или концентрации компонентов до значений, соответствующих упаренному раствору, – в активном. Хромистые и хромоникелевые стали 08X13, 08X22H6T и 12X18H10T сохраняют пассивное состояние как в исходном, так и в упаренном растворах. Парониты марок ПОН-А, ПОН-Б, ПОН-В и резину ТМКЩ можно использовать для изготовления прокладок в исходном растворе Na_2WO_4 , так как они обладают химической стойкостью.

Ключевые слова: *вольфрамовый концентрат, упаривающая установка, хромистые и хромоникелевые стали, коррозионная стойкость, поляризационная зависимость.*

SUMMARY. It is established that the corrosion activity of tungsten solutions is conditioned by availability of fluoride ions and by total alkalinity. Metallographic study of welded joints allows us to establish the optimal mode for the carbon, chromium and nickel-chromium steels welding. Corrosion tests of steel specimens with the welded joints show that carbon steel ВСт3сп demonstrates a maximum corrosion rate in the initial solution. Electrochemical studies show that the ВСт3сп steel immersed into the initial solution corrodes at room temperature in its passive state. A rise in the solution temperature or an increase in the components concentration to the values corresponding to those of evaporated solution cause the steel corrosion in the active state. Chromium and nickel-chromium steels 08X13, 08X22H6T and 12X18H10T maintain their passive state both in the initial and in the evaporated solution. Due to its chemical stability ПОН-А, ПОН-Б, ПОН-В paronite and the ТМКЩ rubber can be used for the gaskets manufacture intended for the work in the initial Na_2WO_4 solution.

Keywords: *tungsten concentrate, evaporation plant, chromium and nickel-chromium steels, corrosion resistance, polarization dependence.*

1. *Premchand.* Processing of low grade tungsten ore concentrates by hydrometallurgical route with particular reference to India // *Bulletin of Mater. Sci.* – 1996. – **19**, № 2. – P. 295–312.
2. *Martins J. I.* Leaching systems of wolframite and scheelite: a thermodynamic approach // *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Rev.* – 2014. – **35**, № 1. – P. 23–43.
3. *Martins J. P. and Martins F.* Soda ash leaching of scheelite concentrates: the effect of high concentration of sodium carbonate // *Hydrometallurgy.* – 1997. – **46**, № 1–2. – P. 191–203.
4. *The study of inhibiting structural material corrosion in water recycling systems by sodium hydroxide / A. Pilipenko, H. Pancheva, G. Reznichenko, O. Mirgorod, N. Miroshnichenko, A. Sincheskul // Eastern-Europ. J. of Enterprise Technol.* – 2017. – **2**, № 1. – P. 21–28.
5. *Study into the influence of concentration of ions of chlorine and temperature of circulated water on the corrosion carbon steel and cast iron / H. Pancheva, G. Reznichenko, N. Miroshnichenko, A. Sincheskul, A. Pilipenko, V. Loboichenko // Eastern-Europ. J. of Enterprise Technol.* – 2017. – **4**, № 6. – P. 59–64.
6. *Zatkalíková V., Markovičová L., and Oravcová M.* The effect of fluoride on corrosion behavior of austenitic stainless steel // *XIII Int. Scientific Congress Machines. Technologies (Varna, Bulgaria, September, 14–17, 2016).* – P. 56–59.
7. *Dwivedi D., Lepková K., and Becker T.* Carbon steel corrosion: a review of key surface properties and characterization methods // *RSC Adv.* – 2017. – **7**, № 8. – P. 4580–4610.

8. *Singh D. D. N., Ghosh R., and Singh B. K.* Fluoride induced corrosion of steel rebars in contact with alkaline solutions, cement slurry and concrete mortars // *Corr. Sci.* – 2002. – **44**, № 8. – P. 1713–1735.
9. *Macías A. and Escudero M. L.* The effect of fluoride on corrosion of reinforcing steel in alkaline solutions // *Corr. Sci.* – 1994. – **36**, № 12. – P. 2169–2180.
10. *Lot R. T.* Pitting corrosion evaluation of austenitic stainless steel type 304 in acid chloride media // *J. Mater. Environ. Sci.* – 2013. – **4**, № 4. – P. 448–459.
11. *Pitting corrosion and crevice corrosion behaviors of high nitrogen austenitic stainless steels / H. Li, Z. Jiang, Y. Yang, Y. Cao, Z. Zhang // Int. J. of Minerals Metallurgy and Materials.* – 2009. – **16**, № 5. – P. 517–524.
12. *Design of the modified oxide-nickel electrode with improved electrical characteristics / A. Sincheskul, H. Pancheva, V. Loboichenko, S. Avina, O. Khrystych, A. Pilipenko // Eastern-Europ. J. of Enterprise Technol.* – 2017. – **5**, № 6. – P. 23–28.
13. *Pitting corrosion and stress corrosion cracking study in high strength steels in alkaline media / E. Mazario, R. Venegas, P. Herrasti, M. C. Alonso, F. J. Recio // J. of Solid State Electrochemistry.* – 2016. – **20**, № 4. – P. 1223–1227.
14. *Effect of temperature on the stress corrosion cracking of 304L austenitic stainless steels in alkaline solution / G. Zhao, L. Chen, Y. Tang, L. He, B. Long, Z. Nie, H. Chen // Mater. Sci. Forum.* – 2015. – **809–810**. – P. 354–357.
15. *Stress corrosion cracking of X80 pipeline steel in simulated alkaline soil solution / P. Liang, X. Li, C. Du, X. Chen // Materials & Design.* – 2009. – **30**, № 5. – P. 1712–1717.
16. *Chen W.* An overview of near-neutral pH stress corrosion cracking in pipelines and mitigation strategies for its initiation and growth // *Corrosion.* – 2016. – **72**, № 7. – P. 962–977.
17. *Parkins R. N., Blanchard W. K., and Delanty B. S.* Transgranular stress corrosion cracking of high-pressure pipelines in contact with solutions of near neutral pH // *Corrosion.* – 1994. – **50**, № 5. – P. 394–408.
18. *Prawoto Y., Sumeru K., and Wan Nik W. B.* Stress corrosion cracking of steel and aluminum in sodium hydroxide: field failure and laboratory test // *Adv. in Mater. Sci. and Engng.* – 2012. – **2012**, Article ID 235028.
19. *Rihan R. O. and Nesi S.* Erosion-corrosion of mild steel in hot caustic. Part I: NaOH solution // *Corr. Sci.* – 2006. – **48**, № 9. – P. 2633–2659.
20. *Zou J. Y. and Chin D. T.* Mechanism of steel corrosion in concentrated NaOH solutions // *Electrochimica Acta.* – 1987. – **32**, № 12. – P. 1751–1756.
21. *You Y., Zhang Z., and Ma L.* Cracking analysis of 316L stainless steel lining plates in alkaline environments // *Engng. Failure Analysis.* – 2014. – **39**. – P. 34–40.
22. *Hoar T. P. and Scully J. C.* Mechanochemical anodic dissolution of austenitic stainless steel in hot chloride solution at controlled electrode potential // *J. of Electrochem. Soc.* – 1964. – **111**, № 3. – P. 348–352.
23. *Munger C. G.* Corrosion prevention by protective coatings. – Natl Assn of Corrosion Engineers, 1999. – 520 p.

Одержано 20.03.2019