УДК 620.034.15

ОЦІНЮВАННЯ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛЕЙ ПАРОГОНІВ ЗА ЇХ СТРУКТУРНИМИ, МЕХАНІЧНИМИ ТА ЕЛЕКТРОХІМІЧНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

О. П. ОСТАШ, О. В. ВОЛЬДЕМАРОВ, П. В. ГЛАДИШ, А. Д. ІВАСИШИН

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

Показано, що внаслідок нерівномірного напружено-деформованого стану металу у різних зонах (розтягнутій, нейтральній, стиснутій) згинів парогонів зі сталей 12Х1МФ та 15Х1М1Ф трансформація структури і розвиток пошкоджуваності за експлуатаційних умов протікають з різною інтенсивністю. Встановлено, що стандартні механічні характеристики, передбачені чинними нормативними документами, виявляють слабу чутливість (знижуються в 1,03–1,24 рази) до мікроструктурних перетворень та накопичення пошкоджень за умов повзучості цих сталей. Фазовий склад та мікроструктура сталей парогонів істотно впливають на їх електрохімічну поведінку, зокрема, швидкість репасивації свіжоутвореної поверхні V_r. За зростання бала деградації перлітного складника від 3 до 5 і бала мікропошкоджуваності від 2 до 3 сталі 15Х1М1Ф значення V_r знижується більше ніж у двічі, а для сталі 12Х1МФ за такої ж деградації перлітного складника і зростання бала мікропошкоджуваності від 2 до 5 – майже в 4 рази.

Ключові слова: *теплотривкі сталі, структурно-фазова деградація, мікропошкоджуваність, міцність, пластичність, швидкість репасивації свіжоутвореної поверхні.*

Надійність та безпечна експлуатація трубопроводів сучасних енергетичних установок, що працюють під тиском за підвищеної температури, залежать від запасу міцності конструкції та фактичного регламенту тривалої експлуатації. Для їх об’єктивної оцінки потрібна інформація про напружено-деформований та структурний стани металу, особливо у місцях концентрації напружень та деформацій. У практиці діагностування таких об’єктів під час експертиз промислової безпеки застосовують, в основному, методи дефектоскопії, спрямовані на виявлення порушень цілісності матеріалу та зварних з’єднань, у поєднанні з металографічним аналізом і оцінюванням стандартних короткочасових властивостей за твердістю металу поверхневих шарів [1, 2].

Як свідчить багаторічний досвід, експлуатаційні пошкодження найчастіше виникають у зігнутих відводах та зонах, що прилягають до зварних з’єднань. Згини парогонів ТЕС під час експлуатації, окрім дії стаціонарних (за базових режимів експлуатації) і змінних (пуски та зупинки обладнання) навантажень та вібрацій, додатково зазнають впливу циклічних компенсаційних напружень від температурного розширення [3]. У розтягнутій зоні згинів діють вищі напруження, тому деформація повзучості та структурні зміни в ній розвиваються випереджальними темпами порівняно із прямими ділянками труб.

У більшості випадків під час тривалої експлуатації стандартні механічні властивості теплотривких сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф змінюються незначно [4, 5], тому їх структурну деградацію і пошкоджуваність (пороутворення) визначають за результатами металографічного аналізу поверхонь труб парогонів [1, 2], який вимагає висококваліфікованого персоналу для статистичної обробки даних, трудомісткий і має високу собівартість.

Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: ostash@ipm.lviv.ua

Деградація сталей парогонів пов'язана з дифузійним перерозподілом легувальних елементів, розпадом вихідного перліту і утворенням гетерогенної феритно-карбідної структури [4–10]. Через цю гетерогенність змінюються електрохімічні характеристики, що дає можливість оцінювати ступінь деградації сталей за кореляційними залежностями між їх структурно-фазовим станом і електрохімічними параметрами, зокрема пасиваційною здатністю [9, 11]. На основі такого підходу можна створювати нові методики діагностики технічного стану парогонів під час тривалої експлуатації.

Нижче подано встановлені залежності мікропошкоджуваності і пасиваційної здатності сталей від їх структурно-фазового стану в різних зонах згинів тривало експлуатованих парогонів.

Матеріал та методики досліджень. Оцінювали стан металу з трьох зон згинів (розтягнутої, нейтральної та стиснутої) парогонів діаметром 133 mm і товщиною стінки 16 mm зі сталі 12Х1МФ і діаметром 377 mm та товщиною стінки 45 mm зі сталі 15Х1М1Ф, які експлуатували за температури 545°С та тиску 14 МРа впродовж $175 \cdot 10^3$ та $237 \cdot 10^3$ h, відповідно. Стандартні механічні властивості сталей (границі текучості $\sigma_{0,2}$ та міцності σ_B; відносні видовження δ та звуження ψ) за короткочасового статичного розтягу визначали на універсальній розривній машині УМЕ-10ТМ, випробовуючи зразки-смуги (розмір робочої частини 50×10× ×3 mm), вирізані у поздовжньому напрямку.

Кількісний металографічний аналіз структури та електронно-мікроскопічні дослідження характеру і розмірів мікропошкоджень виконували на поперечних шліфах за допомогою оптичного мікроскопа NEOPHOT-21 та растрового електронного Zeiss, EVO 40XVP. При цьому засобами оптичної мікроскопії визначали середній вміст пор як середню площу, зайняту ними на довільно вибраній частині поверхні. За ланцюжок пор приймали щонайменше три мікропори, відстань між якими була рівна або близька до розміру самої мікропори. Кількість пор оцінювали на п'яти вибраних фрагментах зображень мікроструктури сталей, а середній їх вміст обраховували згідно з нормативним документом [2].

Здатність до регенерації пасивності сталей 12Х1МФ та 15Х1М1Ф у різних зонах згинів оцінювали за кінетикою електродного потенціалу металу E в електроліті 75 g/l KCl + 5 g/l лимонної кислоти, згідно з рекомендаціями [12]. Електрохімічні властивості свіжоутвореної поверхні сталей вивчали за зміною потенціалу E після призупинення оновлення поверхні (інтервал часу вимірювання зміни електрохімічного параметра $\Delta\tau$ = 20...250 ms). Цього досягали абразивним руйнуванням захисної оксидної плівки на поверхні металу з допомогою керамічного елемента зачищення. Зусилля притискання абразивного елемента (30 N) гарантувало однакову чистоту поверхні та не впливало на значення початкового електродного потенціалу E_0 пари метал–середовище [11]. Швидкість регенерації пасиваційної плівки V_r визначали на основі часової залежності зміни потенціалу ΔE на свіжоутвореній поверхні як тангенс кута нахилу лінійної ділянки кривої у початковий момент репасивації ($V_r = \Delta E/\Delta\tau$, V/s).

Результати досліджень. ***Трансформація мікроструктури та пошкоджуваність сталей***. Основні структурні складники сталей у вихідному стані такі: ферит (до 80% площі шліфа) і перліт, співвідношення між якими змінюється під час тривалого напрацювання [6, 7]. У структурі сталей парогінних труб ТЕС, що тривало експлуатуються під дією температурно-силових факторів, легувальні елементи внаслідок дифузійних процесів перерозподіляються. Це зумовлює, з одного боку, збідніння твердого розчину (фериту), а з іншого – розпад перліту і перетворення у карбідній фазі, що завершується формуванням грубих стійких карбідів (рис. 1).

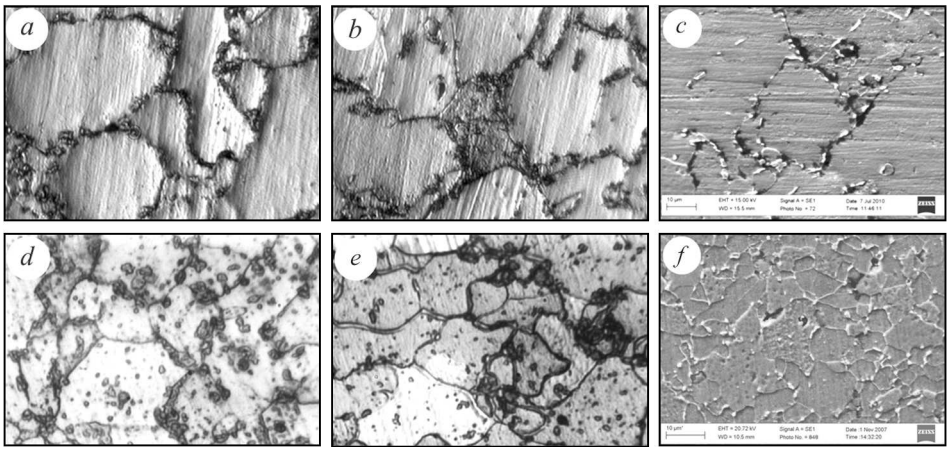

Рис. 1. Мікроструктура (*a*, *b*, *d*, *e*) і мікропошкоджуваність (*c*, *f*) сталей 12Х1МФ (*a*, *b*, *c*) та 15Х1М1Ф (*d*, *e*, *f*) у різних зонах згинів: *a*, *c*, *d*, *f* – зона розтягу; *b*, *e* – зона стиску; *a*, *b*, *d*, *e* – збільшення у 800 разів.

Fig. 1. Microstructure (*a*, *b*, *d*, *e*) and microdamage (*c*, *f*) of 12Х1МФ (*a*, *b*, *c*) and 15Х1М1Ф (*d*, *e*, *f*) steels in different bend zones: *a*, *c*, *d*, *f* – tension zone; *b*, *e* – compression zone; *a*, *b*, *d*, *e* – magnification ×800.

Знеміцнення твердого розчину (рис. 2) можна пов'язати зі збідненням фериту атомами карбідотвірних елементів: молібдену, хрому і ванадію (рис. 3). Хром і молібден утворюють укрупнені складні карбіди на межах зерен, а у тілі зерна виділяються тонкі карбіди ванадію. Це спричинює знеміцнення мікроструктурних елементів – тіла зерна та його меж. У найбільш деградованому металі з розтягнутої ділянки згину мікротвердість меж зерен, де спостерігаються значні виділення карбідів, вища, ніж у тіла зерна (рис. 2).

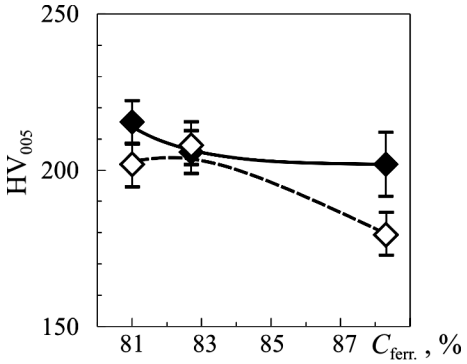

Рис. 2. Зміна мікротвердості сталі 15Х1М1Ф залежно від ступеня деградації (феритизації) в різних зонах згину парогону ($C_{ferr.}$ – середній вміст фериту): ◇ – тіло зерна; ◆ – його межа.

Fig. 2. Microhardness of 15Х1М1Ф steel versus a degree of degradation (ferritizing) in different pipeline bend zones ($C_{ferr.}$ – averaged content of ferrite): ◇ – grain body; ◆ – grain boundary.

Внаслідок нерівномірного напружено-деформованого стану металу в різних зонах (розтягнутій, нейтральній, стиснутій) згинів парогонів процеси трансформації структури і розвитку пошкоджуваності за експлуатаційних умов протікають з різною інтенсивністю. Високотемпературне напрацювання парогонів активізує розпад в металі зони розтягу перлітного складника: перлітні ділянки мікроструктури майже зникають та формуються ферит-коагульовані карбіди. Проте окремі області з перлітними колоніями залишаються на фоні феритно-карбідної структури аж до граничного терміну експлуатації парогонів (табл. 1). У результаті у зоні розтягу карбіди виділяються інтенсивніше, особливо вздовж меж зерен, а на межі поділу карбід–матриця локалізується пороутворення (рис. 1*c*, *f*).

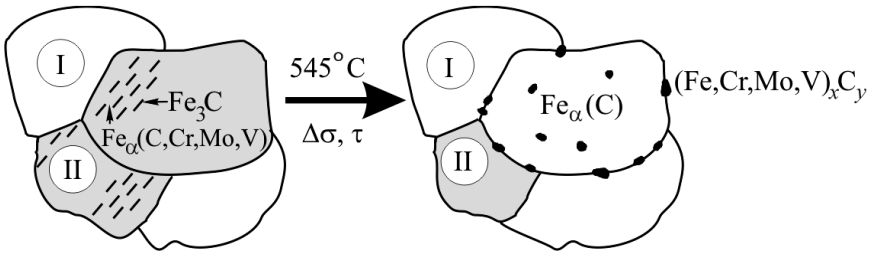

Рис. 3. Схема фазових перетворень у твердому розчині фериту та карбідній фазі в теплотривких сталях за тривалого термомеханічного впливу: I – ферит; II – перліт.

Fig. 3. The scheme of phases transformations in solid solution of ferrite and in carbide phase of high-resistant steels under long-term thermomechanical effect: I – ferrite; II – pearlite.

Мікропори розміром 0,05...0,2 μm виникають у металі згинів парогонів вже після такого напрацювання, коли залишкова деформація труби становить ~0,2% [6]. Зародження мікропор є структурно залежне, у тілі зерна вони виникають біля субмеж або на межі матриця–карбід. Осередками інтенсивного пороутворення служать карбіди, розташовані на стику трьох зерен, тобто в області концентрації мікронапружень. Під час розвитку повзучості найбільш здатні до росту мікропори розміщені на межах феритних зерен, тоді як пори в тілі зерна практично залишаються в початковому стані, тобто мають мінімальний “зародковий” розмір. У зоні розтягу згину зі сталі 12Х1МФ (див. рис. 1*c*), де нагромадження пошкоджень структури інтенсивніше, внаслідок росту кількості та розмірів пор формуються їх ланцюжки, орієнтовані вздовж меж феритних зерен. У сталі 15Х1М1Ф спостерігаємо тільки поодинокі пори (рис. 1*f*), тому для металу різних зон згину парогону зі сталі 12Х1МФ зафіксовано бал мікропошкоджуваності від 2 до 5, а зі сталі 15Х1М1Ф – від 2 до 3 (табл. 1).

Результати короткочасових статичних випроб за одновісного розтягу зразків металу, вирізаних з трьох зон згинів парогонів, свідчать, що стандартні механічні характеристики сталей (передбачені чинним нормативним документом [1]) мало змінюються залежно від ступеня їх деградації. Порівнюючи відносну їх зміну для розтягнутої і стиснутої зон згинів (табл. 1), виявили, що границі міцності і текучості обох сталей зменшуються у 1,03–1,04 і 1,20–1,24 рази, відповідно, за практично незмінної пластичності; твердість знижується в 1,06–1,09 рази, тоді як вміст перліту зменшується більш як у 2 рази, а вміст пор зростає у 3–6 разів.

Оцінка ступеня деградації теплотривких сталей за їх пасивувальною здатністю. Як відомо, під час тривалої експлуатації таких сталей твердий розчин у результаті перерозподілу легувальних елементів між феритом та карбідами розпадається. У хромомолібденованадієвих сталях ступінь трансформації мікроструктури та вміст легувальних елементів у карбідах є критерії деградації та залишкової довговічності металу парогонів [4].

Внаслідок істотних мікроструктурних змін у сталях, пов’язаних з термомеханічним старінням (виділенням складних карбідних фаз), підвищується структурна і, відповідно, електрохімічна гетерогенність матеріалу. Тому зміна співвідношення площ поверхонь поділу під час виділення та формування нових фаз, порушення цілісності або навіть можливе руйнування захисних оксидних плівок можуть суттєво змінити кінетику електродних реакцій.

Таблиця 1. Фазовий склад, показники мікропошкоджуваності та механічні властивості сталей згинів парогонів після тривалої експлуатації

Сталь	Зона згину	Мікро-структура	Середній вміст перліту, %	*)Бал деградації перлітного складника	Середній вміст пор, %	*)Бал мікро-пошкод-жуваності	$\sigma_{0,2}$	σ_B	ψ	δ	НВ
							МРа		%		
12Х1МФ	Розтягнута	Ферит Перліт Карбіди	6	5	0,36	5	280	457	70	–	156
	Нейтральна	– // –	8,5	4	0,15	3	–	–	–	–	163
	Стиснута	– // –	12,5	3	0,06	2	348	472	69	–	166
15Х1М1Ф	Розтягнута	– // –	6	5	0,27	3	338	470	58	13	146
	Нейтральна	– // –	11,6	3	0,20	2	370	482	56	12	155
	Стиснута	– // –	13,3	3	0,095	2	405	491	58	13	159

Примітка: подано усереднені дані випробовувань 3–5 зразків. * СОУ-Н ЕЕ 20.321:2009 [2].

Зростання кількості карбідів під час деградації сталей, враховуючи вказану схему розпаду перліту (рис. 3), супроводжується збільшенням вмісту Cr і Mo у цих карбідах [4, 6]. Показано [9], що це суттєво впливає на анодне розчинення сталі 12Х1МФ і пасиваційні процеси на її поверхні. Виявлено також [9], що пасиваційний вплив сполук Cr і Mo послаблюється зі зміною мікроструктури сталі від 1 до 6 бала шкали деградації перлітного складника [2]. При цьому потенціал пасивації E_p зростає в 1,97 рази, а струм пасивації i_p – в 1,6 рази [9]. Недоліком такого підходу може бути обумовленість отриманих результатів впливом поверхневої оксидної плівки і забруднення контрольованої поверхні під час вимірювань електрохімічних параметрів на промислових об'єктах.

Подібні тенденції зв'язку електрохімічних параметрів і фазового складу отримано для деградованої сталі 15Х1М1Ф, коли електрохімічним параметром вибрали швидкість репасивації свіжоутвореної поверхні V_r [11], що усувало вплив оксидних плівок на поверхні металу. Аналіз даних, одержаних за цією методикою для деградованих сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф, показує, що для металу різних зон згинів парогонів значення V_r суттєво змінюються (табл. 2).

Таблиця 2. Швидкість репасивації сталей 12Х1МФ та 15Х1М1Ф у різних зонах згинів тривало експлуатованих парогонів

Сталь	Зона згину	Швидкість репасивації V_r, V/s
12Х1МФ	Розтягнута	0,049
	Нейтральна	0,140
	Стиснута	0,178
15Х1М1Ф	Розтягнута	0,087/0,182
	Нейтральна	0,154/0,288
	Стиснута	0,182/0,341

Примітка: в чисельнику – дані, отримані в інтервалі часу $\Delta\tau$ = 100 ms вимірювання зміни електродного потенціалу; в знаменнику – $\Delta\tau$ = 250 ms [11].

Пасиваційна дія на метал присутніх у твердому розчині легувальних елементів проявляється сильніше у стиснутій зоні. З перетворенням мікроструктури від 3 до 5 бала (див. табл. 1) за переходу від стиснутої зони до розтягнутої, тобто зі зменшенням вмісту легувальних елементів у фериті, вищезгаданий пасивувальний вплив сполук Cr та Mo в обох сталях послаблюється (табл. 2). Крім цього, сталь 12Х1МФ у розтягнутій зоні згину має значно меншу швидкість репасивації V_r за вищого бала мікропошкоджуваності проти сталі 15Х1М1Ф. У стиснутій зоні згинів ці сталі за однакових балів деградації перлітного складника і мікропошкоджуваності (табл. 1) мають сумірні значення V_r (табл. 2).

Треба зауважити, що величина V_r залежить від часу вимірювання зміни електродного потенціалу в початковий момент репасивації (наприклад, коли $\Delta\tau$ = 100 і 250 ms), хоча якісні тенденції зміни V_r зберігаються (див. табл. 2). Вважають, що інформативність параметра V_r тим вища, що менший інтервал часу $\Delta\tau$ [13]. Аналіз даних за різних значень $\Delta\tau$ показав, що для теплотривких сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф оптимальним є інтервал часу $\Delta\tau$ = 100 ms, що забезпечує можливість аналізу початкових стадій репасивації, а також підвищену чутливість параметра V_r.

Отримані закономірності свідчать, що різний напружено-деформований стан металу в зонах згинів обумовлює і різний ступінь виродження перлітного складника, частка якого у структурі сталей корелює з рівнем показника швидкості репасивації свіжоутвореної поверхні V_r, який монотонно зменшується внаслідок структурно-фазової деградації сталей (рис. 4).

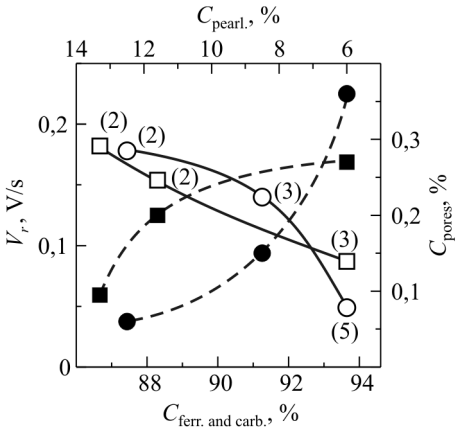

Рис. 4. Зміна швидкості репасивації свіжоутвореної поверхні V_r (○, □) та вмісту пор (●, ■) залежно від фазового складу деградованих сталей 12Х1МФ (○, ●) та 15Х1М1Ф (□, ■) у різних зонах згинів парогонів. Цифри у дужках – бали мікропошкоджуваності (згідно даних табл. 1): $C_{ferr.and\ carb.}$ – середній вміст фериту та карбідів; $C_{pearl.}$ – перліту; C_{pores} – пор.

Fig. 4. The fresh surface repassivation rate, $V_{r\ ,}$ (○, □) and pores content (●, ■) versus phase composition of 12Х1МФ (○, ●) and 15Х1М1Ф (□, ■) degraded steels in different bend zones of pipelines. Microdamage numbers according to the data in Table 1, are denoted by ciphers in brackets: $C_{ferr.and\ carb.}$ – averaged content of ferrite and carbides; $C_{pearl.}$ – averaged content of pearlite; C_{pores} – averaged content of pores.

Таким чином, зміна структурно-фазового стану сталей у тривало експлуатованих згинах парогонів внаслідок перерозподілу карбідотвірних легувальних елементів і розпаду вихідної феритно-цементитної суміші (перліту чи сорбіту) сприяє зростанню зумовленого повзучістю пороутворення, яке у разі формування ланцюжків пор (5 і 6 бали мікропошкоджуваності) призводить до появи міжзеренних мікротріщин (див. рис. 1*c*), а в подальшому – до формування магістральних макротріщин і втрати несучої здатності згину парогону. Оцінювати такий граничний стан металу можна за швидкістю репасивації V_r (рис. 4). Видно, що за зростання бала деградації перлітного складника від 3 до 5 і бала мікропошкоджуваності від 2 до 3 у сталі 15Х1М1Ф (табл. 1) значення V_r знижується у 2,09 рази, а для сталі 12Х1МФ за такої ж деградації перлітного складника і зростання бала мікропошкоджуваності від 2 до 5 (табл. 1) значення V_r зменшується у 3,63 рази. Тобто чутливість параметра V_r до мікроструктурних перетворень під час деградації теплотривких сталей помітно вища порівняно з вищерозглянутими параметрами E_p та i_p [9].

ВИСНОВКИ

Стандартні механічні характеристики, передбачені чинними нормативними документами, виявляють слабу чутливість до мікроструктурних перетворень та накопичення пошкоджень за умов повзучості сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф. Зміни фазового складу та мікроструктури сталей парогонів під час тривалої високотемпературної експлуатації істотно впливають на їх електрохімічну поведінку, зокрема швидкість репасивації свіжоутвореної поверхні V_r, яка для деградованого металу розтягнутої зони згину парогону зі сталі 12Х1МФ майже у чотири рази нижча проти металу стиснутої зони. Параметр V_r чутливіший до ступеня деградації сталей парогонів порівняно з відомими електрохімічними характеристиками E_p та i_p, які у подібному випадку змінюються в 1,6–2 рази.

РЕЗЮМЕ. Показано, что вследствие неравномерного напряженно-деформированного состояния металла гибов паропроводов из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф в различных зонах (растянутой, нейтральной, сжатой) процессы трансформации структуры и развития повреждаемости в условиях эксплуатации протекают с разной интенсивностью. Установлено, что стандартные механические характеристики, предусмотренные действующими нормативными документами, выявляют слабую чувствительность (снижаются в 1,03–1,24

раза) к микроструктурным превращениям и накоплению повреждений в условиях ползучести сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф. Изменения фазового состава и микроструктуры сталей паропроводов существенно влияют на их электрохимическое поведение, в частности, на скорость репассивации свежеобразованной поверхности V_r. При увеличении балла деградации перлитной составляющей от 3 до 5 и балла микроповреждаемости от 2 до 3 стали 15Х1М1Ф значение V_r понижается более чем в 2 раза, а для стали 12Х1МФ при такой же деградации перлитной составляющей и увеличении балла микроповреждаемости от 2 до 5 – почти в 4 раза.

SUMMARY. It is shown, that the processes of structure transformation and damage evolution under service conditions passes with different intensity as a result of nonuniform stress-strain state of the bends of 12Х1МФ and 15Х1М1Ф steel pipelines in different zones (tensile, middle, compressed). It is established, that standard mechanical properties, provided by current normative documents, exhibit weak sensitivity (decrease in 1.03–1.24 times) to the processes of the microstructure change and damage accumulation under creep condition of 12Х1МФ and 15Х1М1Ф steels. Phase composition and microstructure change of pipeline steels has a significant influence on their electrochemical behavior, in particular the fresh surface repassivation rate V_r. The value of V_r decreases more than 2 times for 15Х1М1Ф steel, when pearlite component degradation number increases from 3 to 5 and microdamage number increases from 2 to 3, and almost 4 times for 12Х1МФ steel, when pearlite component degradation number is the same and microdamage number increases from 2 to 5.

1. *СОУ-Н МПЕ 40.1.17.401:2004.* Нормативний документ. Настанова. Контроль металу і продовження терміну експлуатації основних елементів котлів, турбін і трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція. – К.: ОЕП “ГРІФРЕ”, 2005. – 76 с.
2. *СОУ-Н ЕЕ 20.321:2009.* Нормативний документ. Металографічні методи дослідження елементів теплоенергетичного устаткування. Положення. – К.: ОЕП “ГРІФРЕ”, 2009. – 69 с.
3. *Нахалов В. А.* Надежность гибов труб теплоэнергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 184 с.
4. *Мелехов Р. К., Похмурський В. І.* Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. Властивості, деградація. – К.: Наук. думка, 2003. – 373 с.
5. *Застосування* підходів механіки руйнування до оцінки водневої деградації сталей нафто- та газопроводів / В. В. Панасюк, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, З. В. Слободян // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій / За заг. ред. О. Є. Андрейківа, Й. Й. Лучка, В. В. Божидарника. – Львів: Каменяр, 2002. – Вип. 5. – С. 537–546.
6. *Крутасова Е. И.* Надежность метала энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 236 с.
7. *Березина Т. Г., Бугай Н. В., Трунин И. И.* Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. – К.: Техніка, 1991. – 118 с.
8. *Структурна* мікропошкоджуваність сталей парогонів ТЕС / О. П. Осташ, А. І. Кондир, О. В. Вольдемаров та ін. // Фіз.-хім механіка матеріалів. – 2009. – **45**, № 3. – С. 13–22.
9. *Артамонов В. В., Артамонов В. П.* Оптимизация контроля и технической диагностики теплоэнергетического оборудования. – Санкт-Петербург: Наука, 2009. – 191 с.
10. *Оцінювання* впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, Г. В. Кречковська, А. Д. Марков // Фіз.-хім механіка матеріалів. – 2010. – № 2. – С. 42–54.
11. *Патент* України №83614. Спосіб визначення ступеня деградації теплостійких сталей / О. П. Осташ, О. В. Вольдемаров, В. М. Учанін, А. Д. Івасишин. – Опубл. 25.07.2008; Бюл. № 14.
12. *ГКД 34.17.403-96* Химический и физико-химический фазовые анализы металла энергооборудования электростанций. Методические указания. – К.: НИИ энергетики, 1996. – 66 с.
13. *Вплив* корозивного середовища на втомну довговічність деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, Ю. В. Головатюк та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – **44**, № 5. – С. 75–84.

Одержано 30.04.2010