

УДК 620.17: 620.18: 681.518.5

ДІАГНОСТУВАННЯ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ ПАРОГОНІВ ТЕС ЗА ТВЕРДІСТЮ І ТРИЩИНІСТІЙКІСТЮ СТАЛІ

Г. В. КРЕЧКОВСЬКА, О. З. СТУДЕНТ, Г. М. НИКИФОРЧИН

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

Запропоновано неруйнівний метод діагностування поточного стану тривало експлуатованих теплотривких сталей парогонів ТЕС на основі замірів розміру феритних зерен і твердості теплотривкої сталі 15Х1М1Ф безпосередньо на поверхні труби та побудованої залежності типу Холла–Петча, яка графічно складається з двох прямих лінійних ділянок. Перша узгоджується з фізичними уявленнями про зв'язок між розміром зерна та міцністю (твердістю) матеріалу. Другу ділянку стрімкого зниження твердості сталі пов'язано не тільки з подальшою зміною показника мікроструктури сталі, але і розвитком розсіяної в об'ємі металу експлуатаційної пошкодженості. Для визначення граничного стану деградованої сталі використано один з параметрів механіки руйнування – ефективний пороговий розмах коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) $\Delta K_{th\ eff}$, знайдений з урахуванням закриття втомної тріщини. Підставою для його використання стала виявлена інверсія впливу водню на значення $\Delta K_{th\ eff}$ з позитивного на негативний з підвищенням міри експлуатаційної деградації сталі. Інверсію впливу водню пов'язано з трансформацією механізму втомного росту тріщини на припороговій ділянці КІН з кризьзеренного, зумовленого мікророзсувами у верхині тріщини в кожному циклі навантаження, на крихкий з фрагментами міжзеренного руйнування за механізмом відриву на ділянках з пошкодженнями. Тому поріг циклічної тріщиністійкості, який відповідав такій інверсії, прийнято за критичний $\Delta K_{th\ eff}^c$, нижче якого імовірність виникнення крихкого руйнування експлуатованої сталі суттєво зростатиме. За побудованою кореляційною залежністю між коефіцієнтом $\Delta K_{th\ eff}$ і твердістю металу та визначеним критичним значенням $\Delta K_{th\ eff}^c$ оцінено критичне значення твердості металу, нижче якого ризик неконтрольованого крихкого руйнування відчутно зростає через розсіяні в металі пошкодження.

Ключові слова: *теплотривкі сталі, парогони ТЕС, зупинки технологічного процесу, розмір зерна, експлуатаційна пошкодженість, твердість, циклічна тріщиністійкість.*

Забезпечити надійну експлуатацію теплоенергетичного устаткування – важлива для України проблема. Головні парогони ТЕС – одні з найнебезпечніших елементів, оскільки за виникнення в стінці труби наскрізного пошкодження теплоносії з високими параметрами (температура до 540°C і тиск до 24 МПа) виривається назовні, спричиняє значні фінансові втрати, загрожує довіллю і персоналу. Прогнозування поточного технічного стану сталей парогонів після їх тривалої високотемпературної експлуатації – один із необхідних кроків, щоб забезпечити їх роботоздатність. За тривалого впливу високих температури і навантажень мікроструктура таких сталей змінюється і механічні характеристики погіршуються [1–3]. Через вимушену експлуатацію блоків ТЕС упродовж останніх 25 років у режимі маневрування їх зупинки з охолодженням системи парогонів та подальшим їх розігріванням з виходом на технологічно обґрунтований температурно-силовий режим застосовували частіше, ніж у попередні періоди. Це суттєво пришвидшило деградацію теплотривких сталей (і за структурою [4], і за механічними характеристиками [5–7]). Адже через періодичні та вимушені зупинки блоків

Контактна особа: Г. В. КРЕЧКОВСЬКА, e-mail: galyna@ipm.lviv.ua

ТЕС у стінках труб парогонів виникали додаткові термічні напруження, які додавалися до напружень від внутрішнього тиску пари всередині них і могли досягати критичної міцності металу [8]. Крім того, експлуатаційну деградацію сталей парогонів ТЕС пов'язують також з деструктивною дією водню, який може інтенсифікувати трансформацію мікроструктури, а отже, погіршувати механічні характеристики, які забезпечували роботоздатність парогонів на початку експлуатації [9–11]. Внаслідок цього можуть виникати непрогнозовані крихкі руйнування. Тому важливо враховувати вплив тепловміни на деградацію сталей, на що спрямований нормативний документ [12], який бере до уваги цей чинник під час діагностування поточного технічного стану металу.

У практиці експлуатації теплоенергетичного устаткування загалом, і парогонів зокрема, для атестації поточного технічного стану експлуатованих сталей часто використовують доступні методи металографічного аналізу, заміри твердості та ультразвукові методи. Насамперед аналізують розміри зерен та карбідів, їх розподіл всередині і вздовж меж зерен, густину пор. У вихідному стані теплотривкі Cr–Mo–V сталі можуть мати різну мікроструктуру (бейніт-мартенситну, бейнітну, ферит-бейнітну, ферит-перлітну та ферит-карбідну [1, 3, 13–15]), яку визначає швидкість охолодження труб під час термічного оброблення. Проте будь-яку їх структуру у вихідному стані можна трансформувати у ферит-карбідну з майже рівноцінними характеристиками міцності і пластичності (як це зафіксовано на теплотривких сталях під час їх деградації в лабораторних умовах за впливу високих температури і напружень) [1, 10, 13, 15].

Мета дослідження – об'єднати можливості неруйнівного і руйнівного методів діагностування поточного стану експлуатованої теплотривкої сталі шляхом встановлення взаємозв'язку між твердістю в околі зовнішньої поверхні труби парогону ТЕС та циклічною тріщинотійкістю (ЦТ) деградованого металу.

Об'єкт досліджень та методики. Випробовували сталь 15X1M1Ф товстостінних (60 mm) труб діаметром 325 mm головних парогонів ТЕС у вихідному стані (варіант 1 у таблиці) та після $\sim 10^3$ (2), $\sim 48 \cdot 10^3$ (3), $\sim 11 \cdot 10^4$ (4), $\sim 14 \cdot 10^4$ (5) та $\sim 2 \cdot 10^5$ (6, 7) h експлуатації за температури до 545°C і тиску пари до 24 МПа. Щоб з'ясувати вплив зупинок технологічного процесу на інтенсивність деградації сталі, порівняли також її характеристики після практично однакової тривалості експлуатації ($\sim 2 \cdot 10^5$ h), але за різної кількості пусків-зупинок на різних блоках ТЕС: 501 (6) зупинка на одному з них та 576 (7) – на іншому.

Використовуючи програмний пакет Maple 15, розрахували тангенціальні напруження (згідно з рекомендаціями [16]) на різних рівнях перерізу стінки труби, спричинені градієнтом температури по її товщині на різних етапах експлуатації парогонів (стаціонарний режим, під час пуску чи зупинки блоків). При цьому враховували термічні напруження в стінці труб і під час зупинок блоків ТЕС (з охолодженням системи), і під час їх виведення на регламентований режим експлуатації (за її прогрівання) та напруження від внутрішнього тиску пари у трубі. Адже внаслідок їх сумісного впливу напруження в перерізі труб можуть досягати навіть рівня міцності металу.

Твердість НВ металу оцінювали на переносному універсальному твердомірі NOVOTEST та перевіряли на стаціонарному TP-5006-02, а розмір феритного зерна d – шляхом металографічного аналізу структури сталі. Ці характеристики визначали на трьох рівнях по товщині стінки труб (на віддалі 3 mm від зовнішньої і внутрішньої поверхонь труби і в центрі їх перерізу). Середнє значення твердості отримували за результатами ~ 50 замірів на кожному з рівнів у діаметральному перерізі стінки труб (розкид даних при цьому не перевищував 5%). Середній розмір зерен знаходили, використовуючи розроблені у ФМІ НАН України методи комп'ютерного оброблення цифрових зображень структури [17, 18]. Аналізували

не менше 20 з них на кожному з рівнів по товщині стінки труб. Для випроб на ЦТ використали балкові зразки перерізом 12×18 mm з крайовим надрізом, які навантажували за схемою консольного згину (частота 10 Hz, асиметрія циклів навантаження 0,05). Закриття тріщини визначали за зміною податливості зразків у циклі навантаження, заміряючи переміщення в околі вершини тріщини за відомою методикою [19]. Металографічні та фрактографічні дослідження виконували на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP зі системою мікрорентгенівського спектрального аналізу INCA Energy 350.

Оцінювання експлуатаційної деградації сталі за зміною розміру зерна фериту і твердості. Відомо, що розмір зерен d у структурі металу і границю плинності $\sigma_{0,2}$ описує залежність Холла–Петча: $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + K_f d^{-1/2}$. Параметр σ_0 пов'язують з напруженнями, необхідними для руху дислокацій всередині зерна, а доданок $K_f d^{-1/2}$ – з напруженнями, потрібними для активації дислокаційних джерел у суміжних зернах. З іншого боку, відома досить чітка узгодженість між границею плинності і твердістю сталей (механічними характеристиками, визначеними відповідно руйнівним і неруйнівним методами). Існує також спроба побудувати лінійну залежність (подібну до Холла–Петча) твердості від розміру зерна (зокрема, коли величину d змінювали, варіюючи швидкість охолодження сталі з аустенітної області) [20]. Тому припустили, що аналогічну залежність можна отримати, якщо зміну розміру зерна d та твердості за Брінелем HB спричинятиме деградація сталі в експлуатаційних умовах: $HB = A + B \cdot d^{-1/2}$, де A і B – константи. Зазначимо, що схильність металу до пластичного течіння, яку визначають константи рівняння Холла–Петча, стає ключовим чинником за високотемпературної експлуатації сталей за умов, сприятливих для повзучості, коли зниження опору руху дислокацій та енергозатрат на розблокування дислокаційних джерел особливо важливо враховувати [21, 22].

У таблиці наведені значення HB і d для сталі після різної тривалості експлуатації τ_{op} на парогоні ТЕС, оцінені на трьох рівнях по товщині стінки труб.

Розмір зерна фериту d і механічні характеристики сталі 15X1M1Ф після різної тривалості експлуатації на парогоні ТЕС

Варіант сталі	Тривалість експлуатації τ_{op} , h		Місце заміру значень d і HB по товщині стінки труби	Розмір зерна d , μm	HB	$\Delta K_{th\text{eff}}$, МПа	
1	0		Біля зовнішньої поверхні	31	167	4,1	
			Центр перерізу стінки	30	170	–	
			Біля внутрішньої поверхні	30	174	–	
2	$\sim 10^3$		Біля зовнішньої поверхні	–	165	4,0	
3	$\sim 48 \cdot 10^3$			–	161	3,5	
4	$\sim 11 \cdot 10^4$			–	158	3,0	
5	$\sim 14 \cdot 10^4$			–	156	2,2	
6	$\sim 2 \cdot 10^5$	Кількість зупинок	501	Біля зовнішньої поверхні	112	154	1,8
				Центр перерізу стінки	62	164	–
				Біля внутрішньої поверхні	110	149	–
7	$\sim 2 \cdot 10^5$	Кількість зупинок	576	Біля зовнішньої поверхні	160	126	1,2
				Центр перерізу стінки	105	153	–
				Біля внутрішньої поверхні	158	120	–

Виявили (рис. 1), що для сталей у вихідному стані (*I*) та після меншої кількості зупинок процесу (501) (*б*), результати в усьому перерізі стінки труб вкладаються на лінійну залежність $HB-d^{-1/2}$ (ділянка I). Вона подібна до відомої (типу Холла–Петча), тому її описали рівнянням прямої $HB = 135 + 235 \cdot d^{-1/2}$. Проте для сталі після 576 зупинок (*7*) тільки дані для центральної частини стінки труби узгоджуватимуться з цим рівнянням. Водночас цим рівнянням не вдалося описати значення HB і d , отримані біля зовнішньої і внутрішньої поверхонь. Спостерігали відхилення від ділянки I для основного масиву даних у бік нижчих значень твердості, що описали рівнянням $HB = 5 + 1559 \cdot d^{-1/2}$ (ділянка II). Це ознака того, що зниження твердості спричинене не лише зміною розміру зерна, а ще іншим чинником, який проявився лише за більшої кількості пусків-зупинок блоків, тобто за жорсткіших умов експлуатації. Однак ці ж умови не вплинули на відхилення від ділянки I значень d і HB , одержаних для металу в центрі перерізу стінки труби, що свідчить про менш жорсткі силові умови експлуатації та проти приповерхневих шарів труби.

Рис. 1. Залежність $HB-d^{-1/2}$, побудована на основі даних для сталі 15X1M1Ф у вихідному стані (*I*) та після $\sim 2 \cdot 10^5$ h її експлуатації за різної кількості (501 і 576) пусків-зупинок блоків (*б*, *7*): Δ – у центрі перерізу стінки труб; \blacksquare , \circ – біля зовнішньої та внутрішніх поверхонь.

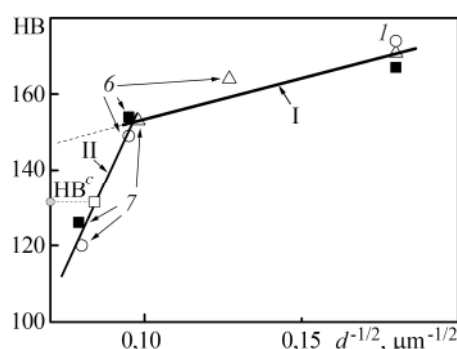


Fig. 1. Dependence $HB-d^{-1/2}$, plotted with account of the data for the 15X1M1Ф steel in as-received state (*I*) and after $\sim 2 \cdot 10^5$ h of its operation after different numbers (501 and 576) of stops and shut-downs of blocks (*б*, *7*): Δ – in centre of the pipes wall cross-section; \blacksquare , \circ – near the internal and external surfaces.

З іншого боку, негативний вплив пусків-зупинок на стан металу пов'язаний з формуванням у стінці труби циклічних термічних напружень, які додатково його посилюють. З урахуванням цього розраховували закономірності зміни тангенціальних напружень у перерізі стінки труб (рис. 2), викликані сумісною дією внутрішнього тиску пари (24 МПа) та термічних напружень через перепад температури по товщині їх стінки на різних етапах експлуатації парогонів (стаціонарний режим, під час пуску чи зупинки блоків). Обидві поверхні труби зазнають значних напружень, близьких навіть до границі плинності, тоді як в центральній частині її стінки виникають або незначні напруження розтягу (до 50 МПа), або значно вищі, але стиску, які є короткочасними, бо з'являються лише під час зупинок. Звідси різний вплив пусків-зупинок на інтенсивність експлуатаційної деградації металу по товщині стінки труби.

Є всі підстави вважати, що ділянка II на залежності $HB-d^{-1/2}$ (див. рис. 1) викликана розвитком розсіяної в об'ємі металу мікропошкоженості, чому сприяє жорсткіший режим експлуатації (більша кількість пусків-зупинок). Крім того, слід брати до уваги також можливий негативний вплив транспортованої пароводяної суміші як наводнювального робочого середовища, особливо за умов повзучості [22]. Тоді за сумісного впливу експлуатаційних напружень і абсорбованого металом водню слід очікувати інтенсивнішого розвитку пошкоженості, яка знижує твердість. Очевидно, що наводнювання сталі від внутрішньої поверхні труби є додатковим чинником деградації металу, прилеглого до неї. Таким чином ді-

лянка I на залежності $Hb-d^{-1/2}$ пов'язана зі структурними змінами у металі, а ділянка II – з розвитком у ньому розсіяної пошкоженості.

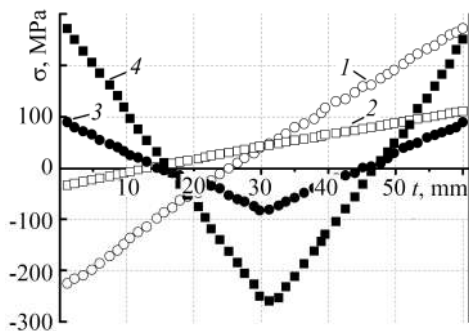


Рис. 2. Розраховані тангенціальні напруження σ по товщині t стінки труби (починаючи від її внутрішньої поверхні) з урахуванням сумісного впливу внутрішнього тиску пари в ній і термічних напружень, спричинених градієнтом температури в стінці труби: 1 – 150°C під час пуску; 2 – 50°C за стаціонарного режиму експлуатації парогону; 3 і 4 – 50 і 150°C відповідно під час планової і вимушеної зупинок технологічного процесу.

Fig. 2. Values of tangential stresses σ across the wall thickness t of the pipe (starting from its inner surface) of the (b) calculated as a result of the joint effect of the internal vapour pressure in it and the thermal stresses in the cross-section of the pipe wall at the temperature gradient:

1 – 150°C at the starts of blocks; 2 – 50°C under operating conditions during stationary operation of the steam pipeline; 3 and 4 – 50 and 150°C during the planned and forced shut-downs of the process correspondingly.

Обґрунтування стадії розвитку у трубах парогонів розсіяної пошкоженості. Аналіз структури сталі після понад $\sim 2 \cdot 10^5$ h експлуатації на парогоні виявив суттєвий градієнт по товщині стінки труб за розмірами і кількістю карбідів уздовж меж зерен. Зокрема, в околі зовнішньої поверхні після 576 зупинок блоків їх розміри досягали 1...1,5 μm , а кількість була найбільшою. Подекуди формувалися скупчення карбідів уздовж меж зерен. Причому карбіди в них відрізнялися за складом: де як легувальний елемент домінував молібден, були яскравіші, а де хром – темніші (рис. 3a). В околі внутрішньої поверхні труби розмір карбідів не перевищував 0,7 μm , а їх кількість значно менша. В центрі її перерізу елементи легування в основному знаходилися у твердому розчині і карбіди уздовж меж зерен були, найімовірніше, винятком із правила, а розміри наявних не перевищували 0,3 μm . Закономірність їх розподілу у структурі так експлуатованої сталі також добре узгоджується з розподілом термічних напружень: максимальний перерозподіл карбідів виявили в тих частинах перерізу стінки труби, де переважали термічні напруження розтягу впродовж всього періоду експлуатації. Описані тенденції стосуються також труби після 501 зупинки блоку. Відрізнялися лише розміри карбідів, які не перевищували 1 μm біля зовнішньої поверхні, 0,5 μm – біля внутрішньої і 0,2 μm – в центрі перерізу стінки труби. Отже, перерозподіл карбідів відбувається за єдиним правилом і термічні напруження відіграють тут ключову роль.

Водночас визначальною відмінністю між цими двома варіантами труб парогонів стали пошкодження уздовж міжфазних меж карбідів (рис. 3b), чи неметалевих включень (рис. 3c) з матрицею, які виявляли лише за високої роздільної здатності у вигляді дрібних мікропор (їх діаметр змінювався в діапазоні 0,1...0,3 μm). Під час спостережень у режимі детектування відбитих електронів (BSD) їх ідентифікували у вигляді чорних крапок уздовж цих меж. Невеликі розміри і розташування уздовж міжфазних меж (де формуються високоградієнтні і за складом, і за напруженнями, і за температурою поля) можуть вказувати на те, що водень, абсорбований сталлю під час експлуатації в таких жорстких силових умовах, міг сприяти такому пороутворенню і подальшому злиттю пор з відшаруванням карбідів і включень від матриці. Максимальна кількість таких пор в околі зовнішньої поверхні труби, яка перенесла найбільшу кількість зупинок блоків, сприяла роз-

витку розсіяної пошкодженості у вигляді міжзеренного розтріскування (рис. 3d). І водень, накопичений у дрібних мікропорах, міг значно впливати на цей процес.

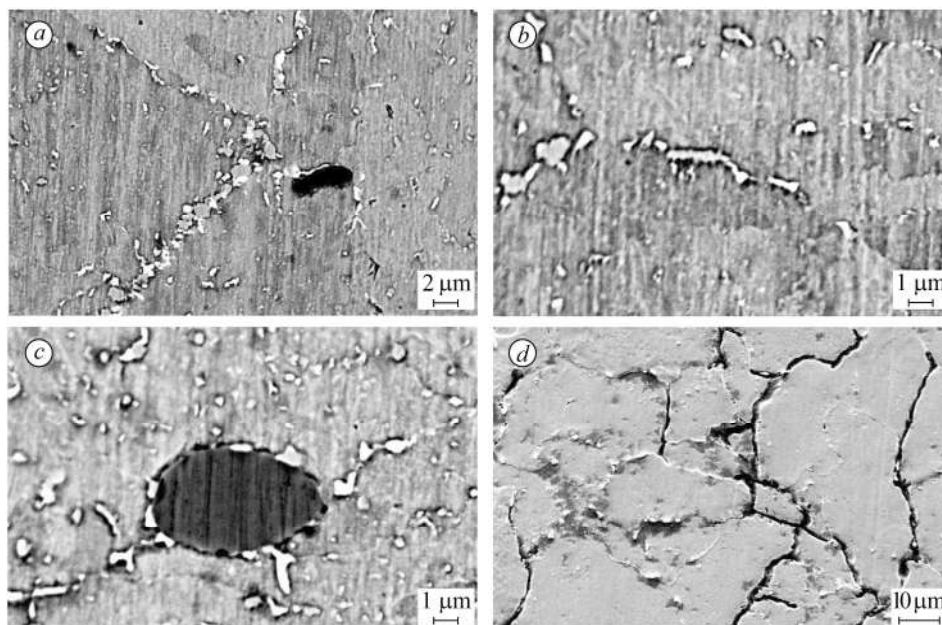


Рис. 3. Характерні металографічні ознаки розсіяної пошкодженості сталі 15X1M1Φ після $\sim 2 \cdot 10^5$ h експлуатації із 576 пусками-зупинками блоку.

Fig. 3. Typical metallography signs of the scattered damages of the 15X1M1Φ steel after $\sim 2 \cdot 10^5$ h operation with 576 starts and shut-downs of the block.

Подібні пошкодження у вигляді мікропор уздовж міжфазних меж і міжзеренного розтріскування спостерігали також біля внутрішньої поверхні труби після 576 зупинок, але вони менше заглиблювалися в переріз стінки труби і зосереджувалися здебільшого в околі її внутрішньої поверхні. В центрі ж перерізу подібна пошкодженість була, найімовірніше, винятком. Не фіксували також її очевидних проявів на трубі після 501 зупинки блоку. Тому дійшли висновку, що пошкодженість металу контролюють не лише тривалість експлуатації труб на парогонгах, а також і кількість циклів термічних напружень і нерівномірний їх розподіл у стінці труби під час тривалої експлуатації.

За результатами фрактографічних досліджень зламів зразків із труб обох парогонів, випробуваних на ЦТ за припорогового навантаження у повітрі, виявили фрагменти міжзеренного руйнування на фоні класичного крізьзеренного втомного рельєфу зламу сталі після 576 зупинок блоку (рис. 4a). Їх вважали фрактографічними діагностичними ознаками міжзеренної розсіяної пошкодженості в околі зовнішньої поверхні труби, які вдалося візуалізувати на поверхні зламу через кардинальну відмінність крізь- і міжзеренного рельєфу зламу. Тоді як на зламі зразка із труби після 501 зупинки блоку міжзеренних фрагментів на припороговій ділянці КІН не було. Псевдоборозенковий утомний рельєф, характерний для низьколегованих теплостійких сталей з типовою зміною їх орієнтації від зерна до зерна, був визначальним (рис. 4b). Відсутність ознак окрихчення спостерігали також у центральній частині перерізу стінки труби після 576 зупинок. Отже, фрактографічно підтвердили, що за нахил ділянки I залежності $NB-d^{-1/2}$ відповідальні структурні зміни, а ділянки II – розсіяна пошкодженість металу.

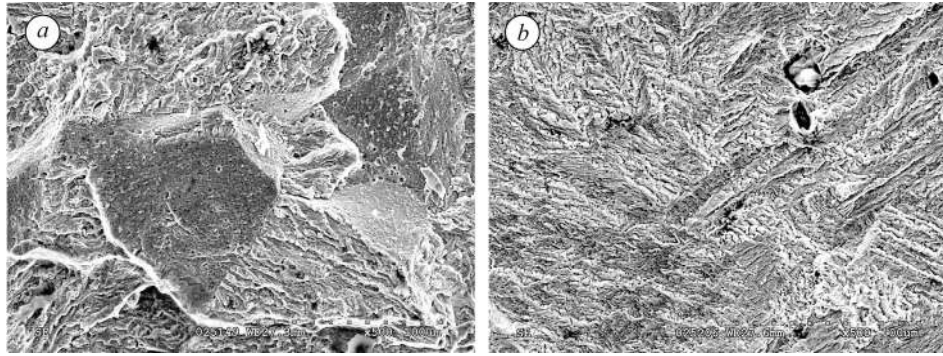


Рис. 4. Фрактограми сталі 15X1M1Φ після $\sim 2 \cdot 10^5$ h її експлуатації із 576 (a) і 501 (b) пусками-зупинками блоку.

Fig. 4. Fractograms of the 15X1M1Φ steel after $\sim 2 \cdot 10^5$ h operation with 576 (a) і 501 (b) starts and shut-downs of the block.

Обґрунтування критичного стану експлуатаційно деградованого металу. Очевидно, що на стадії мікроструктурних змін у металі за розміром зерна d (ділянка I на рис. 1) ще не критично порушується його роботоздатність. Інша ситуація з аналізом стадії розвитку мікропошкодженості (ділянка II). Тут не можна вважати істотне падіння твердості проявом підвищення пластичності металу. Навпаки, це специфічне для експлуатаційної деградації сталей поєднання зниження твердості з одночасним підвищенням крихкості металу [23], на що вказують оцінки опору крихкому руйнуванню і за ударною в'язкістю [7], і за тріщиностійкістю [24]. Крім того, такий метал, не зважаючи на пониженої твердості, особливо чутливий до воднево-механічного руйнування.

За появи ділянки II на залежності $HV-d^{1/2}$ першочерговою стає проблема зниження роботоздатності теплотривкої сталі. Водночас залишається невідомим найнижче значення твердості, пов'язане з розвитком у металі розсіяної пошкодженості, яке слід брати за критичне. Застосовуючи підходи механіки руйнування, вдалося вирішити цю проблему. І справа не лише у підвищеній чутливості показників тріщиностійкості до експлуатаційної деградації сталей [25]. За механічний показник стану металу використали ефективний пороговий розмах КІН $\Delta K_{th\,eff}$, визначений з урахуванням ефекту закриття втомної тріщини [19], який має особливість для низьколегованих сталей, пов'язану з їх наводнюванням. Значення $\Delta K_{th\,eff}$ наводненого металу зростає за реалізації кризьзеренного механізму руйнування внаслідок циклічного деформування металу зони передруйнування шляхом зсуву в кожному з циклів навантаження і знижується за появи елементів крихкого міжзеренного руйнування за механізмом відриву. Оскільки крихкого руйнування металу слід уникати, то такий його стан вважають неприпустимим. На цьому побудована методика визначення критичного значення $\Delta K_{th\,eff}$, закладена у нормативному документі [12].

Оцінювання поточного стану експлуатаційно деградованої сталі за показником $\Delta K_{th\,eff}$. Використали методику пришвидшеної деградації сталей шляхом їх швидкісного термоциклування у газоподібному водні [10, 26], за допомогою якого імітували деградацію металу на будь-якому етапі експлуатації в реальних виробничих умовах. Оцінили ЦТ металу у двох станах: після певної кількості термоциклування зразків у водні без подальшої їх дегазації у вакуумі та після неї. За цією методикою порівняли $\Delta K_{th\,eff}$ зразків після відповідної кількості термоциклів у водні (забезпечуючи так відповідність міри їх деградації) у наводненому і дегазованому станах [24]. Виявили, що абсорбований металом водень може як підвищувати (за незначної кількості термоциклів у водні), так і знижувати (за їх

більшої кількості) цей показник. За критичний прийняли такий рівень $\Delta K_{th\,eff} = \Delta K_{th\,eff}^c$, починаючи з якого вплив абсорбованого металом водню на ефективний поріг ЦТ змінюється з позитивного на негативний (рис. 5). За негативного впливу абсорбований під час експлуатації сталі водень може додатково знижувати її тріщиностійкість, спричиняючи крихке неконтрольоване руйнування елементів парогонів. За отриманими результатами критичне значення $\Delta K_{th\,eff}^c$ становить $1,35 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

Визначення критичного значення твердості експлуатаційно деградованої сталі. За механічними характеристиками сталі (див. таблицю) побудували залежність $\Delta K_{th\,eff}$ –НВ (рис. 6), на якій подібно, як і на кривій $\text{НВ}-d^{-1/2}$ (див. рис. 1), теж можна виділити ділянки I і II. Це свідчення однакової природи чинників, відповідальних за їх формування, зокрема, пов'язаних з різними стадіями експлуатаційної деградації металу. Стрімкіше зниження твердості порівняно з розміром зерна d , і порога $\Delta K_{th\,eff}$ на ділянці II пов'язали з впливом розсіяної пошкодженості.

Рис. 6. Залежність $\Delta K_{th\,eff}$ –НВ для сталі 15X1M1Ф у вихідному стані (1) та після її експлуатації впродовж $\sim 10^3$ (2), $\sim 48\cdot 10^3$ (3), $\sim 11\cdot 10^4$ (4), $\sim 14\cdot 10^4$ (5) та $\sim 2\cdot 10^5$ h (6 та 7) з 501 (6) та 576 (7) зупинками блоків відповідно.

Fig. 6. The $\Delta K_{th\,eff}$ –НВ dependence for the 15X1M1Ф steel in as-received state (1) and after its operation during $\sim 10^3$ (2), $\sim 48\cdot 10^3$ (3), $\sim 11\cdot 10^4$ (4), $\sim 14\cdot 10^4$ (5) and $\sim 2\cdot 10^5$ h (6 and 7) with 501 (6) and 576 (7) shut-downs of blocks correspondingly.

Використавши залежність $\Delta K_{th\,eff}$ –НВ, за критичним значенням $\Delta K_{th\,eff}^c$ визначили критичне значення твердості НВ^c (133 НВ), яке виявилось дещо вищим за мінімальні, отримані в околі обох поверхонь труби після максимальної кількості пусків-зупинок (див. рис. 1). Це означає, що за запропонованою методикою діагностування експлуатований метал, після меншої кількості пусків-зупинок ще не досяг критичного стану, однак, а після більшої їх кількості N твердість сталі зменшилася нижче допустимого рівня, через що підвищується ризик її крихкого руйнування за наводнювання, якого неможливо уникнути під час експлуатації парогонів. Адже сумісна дія робочих напружень і водню в деградованій до критичного стану сталі може спричинити її неконтрольоване крихке руйнування.

ВИСНОВКИ

Побудовано залежність типу Холла–Петрча, яка пов'язала, з одного боку,

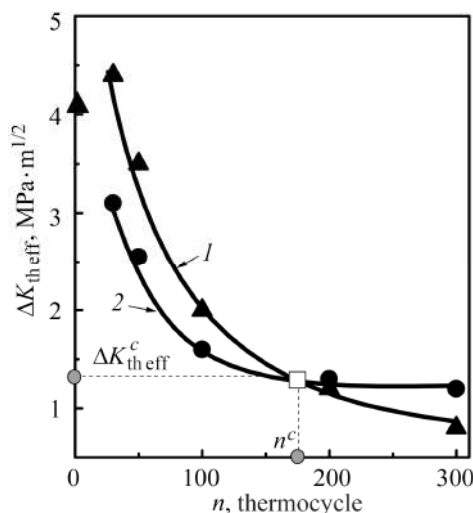
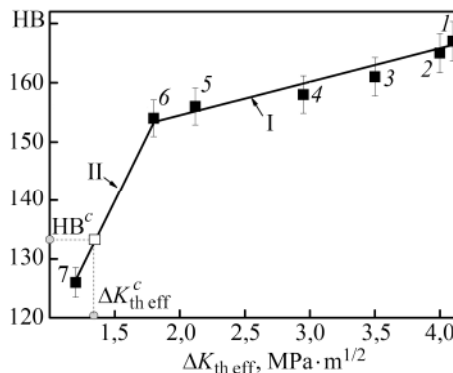


Рис. 5. Вплив кількості термоциклів у водні n на зміну рівня $\Delta K_{th\,eff}$ зразків сталі 15X1M1Ф після їх термоцикування (1) та подальшої дегазації у вакуумі (2).

Fig. 5. Effect of thermocycles number in hydrogen n on the change of the $\Delta K_{th\,eff}$ levels of the 15X1M1Ф steel specimens after its thermocycling (1) and further outgassing in vacuum (2).



твердість металу, а з іншого – розмір зерна для теплотривкої сталі 15X1M1Ф у вихідному стані та після тривалої експлуатації з різною кількістю пусків-зупинок. На ній виділено дві лінійні ділянки: перша спричинена зміною мікроструктури, а друга – розсіяною в об'ємі металу мікропошкодженістю. На цій основі запропоновано неруйнівний метод діагностування поточного стану металу за замірами твердості НВ на зовнішній поверхні труби.

Обґрунтували критичний рівень твердості на поверхні труби, який відповідає допустимому стану металу, залучивши підходи механіки руйнування, зокрема, оцінювання ефективного порога ЦТ. Для цього використали оригінальну методику лабораторної деградації сталі швидкісним термоцикуванням зразків у газоподібному водні. Критичний рівень порога пов'язали з інверсією впливу абсорбованого металом водню на ефективний поріг ЦТ з позитивного на негативний, за досягнення якого реалізується крихке руйнування наводненого металу. За побудованою кореляційною залежністю твердості експлуатованої сталі, заміряною в околі зовнішньої поверхні труби, від ефективного порога ЦТ визначили її критичне значення, нижче якого не рекомендовано експлуатувати досліджувану ділянку парогону. Для запропонованого методу діагностування поточного технічного стану тривало експлуатованих сталей парогонів ТЕС не потрібні руйнівні методи визначення механічних характеристик металу, якщо керуватися Настановою Мін паливно-енерго щодо критичного значення ефективного порога ЦТ теплотривких сталей.

РЕЗЮМЕ. Предложен неразрушающий метод диагностирования текущего состояния длительно эксплуатируемых теплоустойчивых сталей паропроводов ТЭС на основе измерений размера зерен феррита и твердости теплостойкой стали 15X1M1Ф непосредственно на поверхности трубы, а также построенной зависимости между этими характеристиками (типа Холла–Пэтча), которая состоит из двух прямолинейных участков. Первый согласуется с физическими представлениями о связи между размером зерна и прочностью (твердостью) материала. Второй участок стремительного снижения твердости стали обусловлен не только дальнейшим изменением показателя микроструктуры стали, но и развитием рассеянной в объеме металла эксплуатационной поврежденности. Для определения предельного состояния деградированной стали использован один из параметров механики разрушения – эффективный пороговый размах коэффициента интенсивности напряжений $\Delta K_{th\,eff}$, определенный с учетом закрытия усталостной трещины. Основанием для этого стала обнаруженная при повышении степени деградации стали инверсия влияния водорода на уровень $\Delta K_{th\,eff}$ с положительного на отрицательный. Этот эффект обусловлен трансформацией механизма роста усталостной трещины на припороговом участке КИН с транскристаллического, вызванного микросдвигами в вершине трещины в каждом цикле нагружения, на более хрупкий с фрагментами межзеренного разрушения по механизму отрыва в местах с повреждениями. Поэтому порог циклической трещиностойкости, который отвечал такой инверсии, приняли за критическое значение $\Delta K_{th\,eff}^c$, ниже которого вероятность возникновения хрупкого разрушения эксплуатируемой стали существенно возрастает. По построенной корреляционной зависимости между $\Delta K_{th\,eff}$ и твердостью металла, а также с учетом критического значения $\Delta K_{th\,eff}^c$ оценили критическое значение твердости металла, ниже которого риск возникновения неконтролируемого хрупкого разрушения существенно повышается из-за рассеянных в металле повреждений.

SUMMARY. The non-destructive method of the current state diagnostics of the heat-resistant steels after long-term operation at the steam pipe-lines of a thermal power plant, based on measurements of the size of the ferrite grains and the hardness directly on the surface of the heat-resistant steel 15X1M1Ф pipe and on the constructed relationship between these characteristics (Hall–Petch type) is proposed. Graphically this dependence consists of two rectilinear parts. The first one is consistent with the physical view on the connection between the grain size and the strength (hardness) of material. The second one of the sharp decrease in the hardness of steel is related with not only the subsequent change in the steel microstructure, but also with the development of the operational damages scattered in the metal volume. To determine the limiting state of degraded steel, one of the fracture mechanics parameters is used, namely the effective threshold of the stress intensity factor $\Delta K_{th\,eff}$, determined with account of fatigue crack closure effect. The

revealed inversion of the tendency of hydrogen effect on the $\Delta K_{th\,eff}$ level (from the positive to negative) with an increase in the steel degradation degree is used for substantiation of critical $\Delta K_{th\,eff}$. Such inversion of hydrogen effect is caused by the transformation of the fatigue crack growth mechanism on the threshold part of the fatigue crack growth curve from transgranular, due to microshear at the crack tip in each loading cycle to the more brittle one due to formation of the intergranular fragments by separation mechanism within the damaged areas. Therefore, the threshold level of the fatigue fracture resistance, which responded to such an inversion, is taken as the critical $\Delta K_{th\,eff}^c$ value, below which a probability of brittle fracture of the exploited steel significantly increases. Using the constructed correlation dependence between $\Delta K_{th\,eff}$ and metal hardness and also the critical $\Delta K_{th\,eff}^c$ value, the critical value of metal hardness has been estimated since below it a risk of uncontrolled brittle fracture increases significantly due to a scattered in-bulk damaging.

1. Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
2. Березина Т. Г. Структурный метод определения остаточного ресурса длительно работающих паропроводов // Теплоэнергетик. – 1986. – № 3. – С. 53–56.
3. Вплив експлуатаційної пошкодженості паропровідної сталі 12Х1МФ на характеристики її тріщиностійкості / О. М. Романів, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, І. Р. Дзіоба, Б. П. Лонюк // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – **34**, № 1. – С. 101–104.
(Effect of damage in service of 12Kh1MF steam-pipe steel on its crack resistance characteristics / O. M. Romaniv, H. M. Nykyforchyn, I. R. Dzioba, O. Z. Student, B. P. Lonyuk // Materials Science. – 1998. – **34**, № 1 – P. 110–114.)
4. Кречковська Г. В. Структурні зміни в експлуатованій на головному парогоні ТЕС сталі 15Х1М1Ф, пов'язані з зупинками технологічного процесу // Металлофізика и новейшие технологии. – 2008. – 30, спецвип. – С. 701–711.
5. Студент О. З., Кречковська Г. В. Анізотропія механічних властивостей деградованої сталі 15Х1М1Ф після її експлуатації на парогонях ТЕС // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – **47**, № 5. – С. 19–26.
(Student O. Z., Krechkov's'ka H. V. Anisotropy of the mechanical properties of degraded 15Kh1M1F steel after its operation in steam pipelines of thermal power plants // Materials Science. – 2012. – **47**, № 5. – P. 590–597.)
6. Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1МФ гинів головних парогонів ТЕС на її механічні властивості / О. З. Студент, Г. В. Кречковська, Т. Є. Палашук, Я. М. Гладкий // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – **53**, № 4. – С. 34–41.
(Influence of the long-term operation of 12Kh1MF steel of the bends of main steam pipelines of thermal power plants on its mechanical properties / O. Z. Student, H. V. Krechkov's'ka, T. E. Palashchuk, Ya. M. Hladkyi // Materials Science. – 2018. – **53**, № 4. – P. 460–467.)
7. Кречковська Г. В., Студент О. З. Оцінювання деградації сталей парогонів за ударною в'язкістю на зразках з різною геометрією надрізу // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2016. – **52**, № 4. – С. 106–110.
(Krechkov's'ka H. V., Student O. Z. Determination of the degree of degradation of steels of steam pipelines according to their impact toughness on specimens with different geometries of notches // Materials Science. – 2017. – **52**, № 4. – P. 566–571.)
8. Panasyuk V. V. Strength and Fracture of Solids with Cracks. – Lviv: NASU, Karpenko Physico-Mechanical Institute, 2002. – 468 p.
9. Кречковська Г., Студент О. Зміна механічних властивостей теплостійкої сталі 15Х1М1Ф після експлуатації на головних парогонях ТЕС // Металлофізика и новейшие технологии. – 2011. – **33**, спецвип. – С. 437–447.
10. Student O. Z. An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermocycling // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – **34**, № 4. – С. 45–52.
(Student O. Z. Accelerated method for hydrogen degradation of structural steel // Materials Science. – 1998. – **34**, № 4. – P. 497–507.)
11. Кречковська Г. В. Фрактографічні ознаки механізмів транспортування водню в конструкторських сталях // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – **51**, № 4. – С. 67–70.
(Krechkov's'ka H. V. Fractographic signs of the mechanisms of transportation of hydrogen in structural steels // Materials Science. – 2016. – **51**, № 4. – P. 509–513.)

12. *СОУ 40.3-0013044-20:2010*. Настанова. Оцінювання технічного стану металу прямих ділянок головних парогонів ТЕС. Вплив зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану експлуатованого металу. Типова інструкція. – Львів: ДП “ЛКБ” і ФМІ НАНУ, 2010. – 52 с.
13. *Dzioba I.* Failure assessment analysis of pipelines for heat and power generating plants according to the SINTAP procedures // *Int. J. Press. Ves. Pip.* – 2005. – **82**, № 10. – P. 787–796.
14. *Bhadeshia H. K. D. H.* *Vainite in Steels* – London: Institute of Materials, 2001. – 458 p.
15. *Дзіоба І. Р.* Властивості сталі 13ХМФ після експлуатації та деградації в лабораторних умовах // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2010. – **46**, № 3. – С. 65-72.
(*Dzioba I. R.* Properties of 13KhMF steel after operation and degradation under the laboratory conditions // *Materials Science.* – 2010. – **46**, № 3. – P. 357-364.)
16. *Писаренко Г. С., Квітка О. Л., Уманський Е. С.* Опір матеріалів. – К.: Вищ. шк., 1993. – 656 с.
17. *Кількісний аналіз структурних змін у сталі внаслідок високотемпературної витримки у водні* / О. З. Студент, Б. П. Русин, Б. В. Кисіль, М. І. Кобасяр, Т. П. Стахів, А. Д. Марков // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2003. – **39**, № 1. – С. 22–28.
(*Quantitative analysis of structural changes in steel caused by high-temperature holding in hydrogen* / О. Z. Student, B. P. Rusyn, B. P. Kysil', M. I. Kobasyar, T. P. Stakhiv, A. D. Markov // *Materials Science.* – 2003. – **39**, № 1. – P. 17–24.)
18. *Автоматизоване визначення геометрії зерен в експлуатованій паропровідній сталі* / І. М. Журавель, Л. М. Свірська, О. З. Студент, Р. А. Воробель, Г. М. Никифорчин // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2009. – **45**, № 3. – С. 23-29.
(*Automated determination of grain geometry in an exploited steam-pipeline steel* / I. M. Zhuravel', L. M. Svirsk'ka, O. Z. Student, R. A. Vorobel', H. M. Nykyforchyn // *Materials Science.* – 2009. – **45**, № 3. – P. 350–357.)
19. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусив Б. Н.* Эффект закрытия трещины и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов // *Физ.-хим. механика материалов.* – 1983. – **19**, № 3. – С. 47–61.
(*Romaniv O. N., Nikiforchin G. N., Andrusiv B. N.* Effect of crack closure and evaluation of the cyclic crack resistance of constructional alloys // *Soviet Materials Science.* – 1983. – **19**, № 3. – P. 212-225.)
20. *Brooks C. R.* *Principles of the Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels* – USA, Tennessee: The Materials International Society: ASM International. – 1999. – 498 p.
21. *Determination of the period of subcritical growth of creep-fatigue cracks under block loading* / О. Ye. Andreikiv, V. R. Skal's'kyi, V. K. Opanasovych, I. Ya. Dolins'ka, I. P. Shtoiiko // *J. Math. Sci.* – 2017. – **222**, № 2. – P. 103–113.
22. *Повзучість у водні експлуатованої сталі 2,25Cr–Mo* / Л. О. Бабій, О. З. Студент, А. Загурський, А. Д. Марков // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2007. – **43**, № 5. – С. 91–96.
(*Creep of degraded 2.25 Cr-Mo steel in hydrogen* / L. O. Babii, O. Z. Student, A. Zagorski, A. D. Markov // *Materials Science* – 2007. – **43**, № 5. – P. 701–707.)
23. *Никифорчин Г. М., Студент О. З., Марков А. Д.* Аномальний прояв високотемпературної деградації металу шва зварного з'єднання ошаднолегованої сталі // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2007. – **43**, № 1. – С. 73–79.
(*Nykyforchyn H. M., Student O. Z., Markov A. D.* Abnormal behavior of high-temperature degradation of the weld metal of low-alloy steel welded joints // *Materials Science.* – 2007. – **43**, № 1. – P. 77–84.)
24. *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. – **46**, № 2. – С. 42–54.
(*Evaluation of the influence of shut-downs of a technological process on changes in the in-service state of the metal of main steam pipelines of thermal power plants* / H. M. Nykyforchyn, O. Z. Student, H. V. Krechkovs'ka, A. D. Markov // *Materials Science.* – 2010. – **46**, № 2. – P. 177–189.)
25. *Застосування підходів механіки руйнування до оцінки водневої деградації сталей нафто- та паропроводів* / 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: Каменярь, 2002. – Вип. 5. – С. 537–546.
26. *Студент О. З., Лониук В. П.* Методика швидкісного високотемпературного старіння сталей // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 1997. – **33**, № 6. – С. 111–112.
(*Student O. Z., Loniuk V. P.* A method for fast high-temperature aging of steels // *Materials Science.* – 1997. – **33**, № 6. – С. 865–866.)

Одержано 09.10.2018