

УДК 620.179.14:621.186.3

ДІАГНОСТУВАННЯ СТРУКТУРНО-МЕХАНІЧНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ ПАРОГОНІВ КОЕРЦИТИМЕТРИЧНИМ МЕТОДОМ І ПРОГНОЗУВАННЯ ЇХ РЕСУРСУ

О. П. ОСТАШ¹, О. В. ВОЛЬДЕМАРОВ¹, П. В. ГЛАДИШ²

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

² ПП "Енергоконтакт", Львів

Досліджено хімічний і фазовий склад, морфологію структури і фізико-механічні властивості сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф згинів парогонів теплових електростанцій (ТЕС) після 175...280·10³ h експлуатації. Експериментально обґрунтована можливість діагностики структурно-механічного стану сталей тривало експлуатованих парогонів за вимірами їх коерцитивної сили H_C . Запропоновано методику прогнозування залишкового ресурсу на підставі залежностей значення H_C від часу експлуатації і кількості пусків-зупинок парогонів ТЕС. Констатовано, що необхідно створювати нову базу даних про кореляційні залежності властивостей експлуатаційно деградованих теплотривких сталей від їх структурно-фазового стану і мікропошкодженої, оскільки відомі залежності для цих сталей у вихідному стані (постачання) непридатні для такої діагностики.

Ключові слова: *теплотривкі сталі, експлуатаційна та модельна деградації, механічні характеристики, коерцитивна сила, прогнозування залишкового ресурсу.*

Надійність та безпечну експлуатацію трубопроводів енергетичних установок, що працюють за високих (до 16 МПа) тисків і підвищених (до 570°C) температур, визначають запас міцності конструкції та стабільність технологічних показників. У результаті довготривалого напруження під дією термосилових чинників трансформується вихідний структурний і фазовий стан і накопичуються пошкодження матеріалу парогонів, через що змінюються його фізико-механічні характеристики. Для їх об'єктивної оцінки потрібна інформація про структурний та напружено-деформований стан металу, особливо у місцях концентрації напружень та деформацій. У практиці діагностування об'єктів відповідального призначення під час експертизи промислової безпеки застосовують, в основному, методи дефектоскопії, спрямовані на виявлення порушень цілісності матеріалу та зварних з'єднань, у поєднанні з металографічним аналізом і оцінкою механічних властивостей за твердістю металу поверхневих шарів [1]. Проте одержати об'єктивну інформацію про реальний стан металу стінок парогону та оцінити його ресурс роботоздатності можна також іншими методами неруйнівного контролю, які базуються на структурній чутливості фізичних характеристик металів. Їх перевагою є діагностика технічного стану об'єктів на стадії структурно-фазових змін (не тільки на поверхні, а й в об'ємі конструкційного матеріалу) та початкової пошкоджуваності (пор, мікротріщин тощо), тобто ще задовго до появи крупних дефектів, які є предметом дефектоскопічного контролю. З позицій механіки руйнування це означає, що граничний стан об'єкта контролю, зокрема парогону, розглядають на стадії зародження початкової макротріщини.

Багаторічними дослідженнями встановили кореляційні зв'язки між структурним станом, хімічним і фазовим складом, механічними характеристиками ма-

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

теріалів і виробів, з одного боку, та їх магнетними і електричними властивостями – з іншого. Це послужило основою для розвитку одного з напрямків фізики неруйнівного контролю – магнетного структурного аналізу сталей і сплавів, який розвивається на стику двох наук: фізики магнетних явищ і фізичного матеріалознавства [2]. Але не всі магнетні властивості однаково чутливі до зміни структурного стану і фазового складу матеріалів. Крива намагнечування, форма і площа петлі магнетного гістерезису, а також основні параметри, які їх описують (зокрема, коерцитивна сила H_C) – це структурно-чутливі характеристики матеріалів. Теорія магнетизму не завжди може передбачити кількісний зв'язок між магнетними параметрами і структурним станом матеріалів, проте її можна успішно використати для якісного аналізу закономірностей його зміни [2]. Серед головних причин магнетного гістерезису – затримка росту зародків зворотної магнетної фази і незворотні зміщення доменних меж між різними магнетними фазами внаслідок їх взаємодії з неоднорідностями матеріалу і різного роду дефектами кристалічної будови феромагнетика [2]. У першу чергу це пов'язано з впливом меж зерен, виділень вторинної фази з кристалічною ґраткою, відмінною від матриці (наприклад, карбідів у сталях), локальних зон зі сегрегаціями легувальних елементів або значних внутрішніх напружень II і III роду (наприклад, пов'язаних з дефектами типу дислокацій чи деформаціями внаслідок фазових перетворень), а також пор, тріщин тощо.

Мета цієї праці – встановити закономірності зміни коерцитивної сили сталей 12X1MФ і 15X1M1Ф згинів тривало експлуатованих парогонів залежно від їх структурно-фазового складу і мікропошкоженості та розробити на цій основі методику прогнозування залишкового ресурсу парогонів.

Матеріали і методика досліджень. Оцінювали комплекс властивостей парогінних труб, виготовлених зі сталей 12X1MФ та 15X1M1Ф. Парогони експлуатували на теплових електростанціях (Білоцерківській, Калуській, Ладизинській, Одеській, Придніпровській, Чернігівській) за температур 545...560°C і тисків 13,5...15 МПа упродовж 175...280·10³ h (зі сталі 12X1MФ) та за 545°C і тиску 14 МПа упродовж 190...237·10³ h (зі сталі 15X1M1Ф). Для оцінки властивостей металу до експлуатації досліджували елемент труби зі сталі 12X1MФ у вихідному стані, але іншого постачання, ніж експлуатовані.

Оскільки під час пусків-зупинок енергоблоків елементи парогонів експлуатують у маневровому режимі за складної дії температурно-силових чинників (за комбінованого впливу статичного і малоциклового навантажень та зміни температурних режимів), що суттєво пришвидшує деградацію парогінних сталей [3], досліджували модельну деградацію парогінної сталі 12X1MФ у стані постачання за нагріву до температур 540; 570; 600 і 630°C та циклічного навантажування зразків матеріалу за цих температур [4]. Циклували зразки за розтягальних номінальних напружень з різним коефіцієнтом асиметрії $R = 0,1...0,6$ (тобто різною статичною компонентною σ_m) за частоти 5 Hz. Співвідношення $\sigma_m / \sigma_{0,2}^T = 0,5...0,8$, де $\sigma_{0,2}^T$ – границя текучості сталі за вибраної температури, приблизно відповідало умовам експлуатації металу за маневрового режиму роботи парогону [5]. Магнетну характеристику модельно деградованої сталі вимірювали після циклування у розвантаженому зразку.

Випробовували зразки-смуги з розмірами робочої частини 50×10×3 mm, вирізані у поздовжньому напрямку з різних зон згинів парогонів. Передбачені чинним нормативним документом [1] механічні властивості сталей за короткочасового статичного розтягу визначали на універсальній розривній машині УМЕ-10ТМ. Крім цього, зразки статично навантажували ступінчасто, коли кожному наступ-

ному підвищенню рівня діючих номінальних напружень σ_{nom} передували повне розвантаження зразка і відповідне вимірювання значень H_C .

Втомні випробування металу після експлуатаційної деградації в різних зонах згину парогону здійснювали за пульсівного ($R = 0,1$) циклу навантаження зі сталими значеннями розмаху ($\Delta\sigma_{\text{nom}}$) з частотою 10...12 Hz. Вимірювали значення H_C у розвантаженому зразку після певної кількості циклів ΔN . Прирости ΔN вибирали так, щоб забезпечити магнетний контроль мікроструктурної пошкоджуваності матеріалу на різних стадіях інкубаційного і субкритичного періодів циклічного деформування та тріщиноутворення. Вимірювали коерцитивну силу H_C приладом КРМ-Ц за глибини промагнечування металу об'єкта до 40 mm з точністю ± 5 A/m, заздалегідь калібруючи прилад на еталонних зразках.

Зміни структури і мікропошкодженості встановлювали за результатами кількісного металографічного аналізу шліфів. Для цього використовували оптичний мікроскоп НЕОРНОТ-21 та растровий електронний Zeiss-EVO 40XVP. Визначали також характер і розміри мікропошкоджень. Середній вміст пор обчислювали як середню площу, зайняту ними в полі зору шліфа. 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 [6].

Оскільки кінетика фазових та мікроструктурних перетворень під час деградації залежить від сумісного впливу температури (T) і часу експлуатації (τ), процеси розпаду перліту та накопичення мікропошкоджень описували, застосовуючи параметр Ларсона–Міллера $P = T(C + \lg\tau)$, де для сталі 12Х1МФ константа $C = 24$ [7], а температура – в $^{\circ}\text{C}$.

Результати та їх обговорення. Вплив напружено-деформованого стану на опір пошкоджуваності та коерцитивну силу теплозв'язаних сталей. Особливості деградаційних процесів у матеріалі різних зон згинів контрольованих парогонів [8] зумовлюють зміну коерцитивної сили H_C^0 , виміряної на зразках до механічних випроб. Для ненапруженого металу її значення зростає від 300 до 320 A/m для сталі 12Х1МФ та від 270 до 290 A/m – для сталі 15Х1М1Ф за переходу від зони стиску до зони розтягу. В цьому ж діапазоні зафіксовано зміну значень H_C^0 на тамплетях з цих парогонів. У зразках сталі 12Х1МФ у стані постачання $H_C^0 = 295$ A/m (табл. 1 і рис. 1). Після пружної деформації розтягом зразків коерцитивна сила металу практично не змінюється (рис. 1) до значень H_C^T , що відповідають границі текучості $\sigma_{0,2}$ сталей у різних зонах згинів (табл. 1), коли починається незворотна перебудова доменної структури внаслідок розвертання меж доменів під час мікро- та макропластичної деформації. Зі збільшенням навантаження в області незворотних пластичних деформацій, коли $\sigma_{\text{nom}} > \sigma_{0,2}$ (рис. 1), інтенсивне накопичення пошкод супроводжується різким зростанням параметра H_C до максимальних значень H_C^B (залежно від зони згинів), що відповідають границі міцності σ_B матеріалу цих зон (рис. 1 і табл. 1). Коерцитивна сила за статичного навантаження збільшується від початкового значення H_C^0 до критичного H_C^B приблизно в 1,4 (сталь 12Х1МФ) та в 1,7 рази (сталь 15Х1М1Ф) [9]. Подібні залежності зафіксовано також для низки маловуглецевих і низьколегованих сталей [10, 11].

Накопичення пошкоджень у матеріалі зон згину зі сталі 15Х1М1Ф під час циклічного навантаження у пружній області при $\Delta\sigma_{\text{nom}} = 280$ МПа $< \sigma_{0,2}$ (табл. 1) проявляється у монотонному рості коерцитивної сили (рис. 2). Для металу ней-

тральної та стиснутої зон згину цей ріст є незначним аж до $N \sim 2 \cdot 10^6$ циклів на-працювання.

Таблиця 1. Характеристики сталей

Сталь	Зони згину	Механічні					Магнетні		
		$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ	НВ	H_C^0	H_C^T	H_C^B
		МПа		%			А/м		
12Х1МФ	Вихідний стан	344	469	19	51	155	295	310	473
	Розтягнута	280	457	–	70	156	320	322	437
	Нейтральна	–	–	–	–	163	310	–	–
	Стиснута	348	472	–	69	166	300	331	412
15Х1М1Ф	Розтягнута	338	470	13	58	146	290	360	470
	Нейтральна	370	482	12	56	155	280	380	460
	Стиснута	405	491	13	58	159	270	390	450

Примітка. Подано усереднені дані випроб 3–5 зразків.

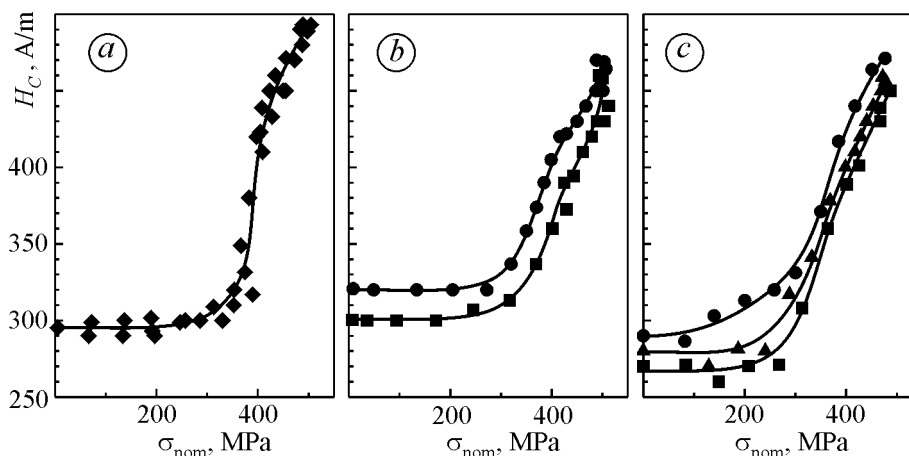


Рис. 1. Зміна коерцитивної сили за статичного розтягу зразків сталі 12Х1МФ у вихідному стані (а) та зразків, вирізаних з експлуатованих згинів парогонів: б – сталь 12Х1МФ; с – сталь 15Х1М1Ф; ● – розтягнута зона; ▲ – нейтральна; ■ – стиснута.

Fig. 1. Change of coercive force under static tension of 12X1MΦ steel in the virgin state (a) and in specimens cut out from the exploited bends of steam pipelines: b – 12X1MΦ steel; c – 15X1M1Φ steel; ● – tension zone; ▲ – neutral; ■ – compressed.

Проте для матеріалу зони розтягу при $N > 2 \cdot 10^5$ циклів внаслідок інтенсивного накопичення локальних пластичних деформацій значення H_C різко зростає до максимального, близького до значення H_C^B за статичного навантаження. При цьому на поверхні зразка формується сітка мікротріщин втоми, що призводить до руйнування зразка. Циклування в області пружно-пластичних деформацій ($\Delta\sigma_{\text{ном}} = 350 \text{ МПа} > \sigma_{0,2}$) в умовах малоциклової втоми інтенсифікує пошкоджуваність та

зумовлює ріст коерцитивної сили відразу після перших циклів навантаження. Наявність значення H_C різко зростає до максимального, близького до значення H_C^B за статичного навантаження, коли зразок руйнується (рис. 2). Такі граничні значення коерцитивної сили, близькі за статичного та циклічного навантажень і зумовлені напружено-деформованим станом та мікропошкодженням матеріалу, зафіксували також раніше [11, 12]. За ними можна прогнозувати критичний стан парогонів. Очевидно, що такі значення H_C залежатимуть від структурно-фазового стану матеріалів.

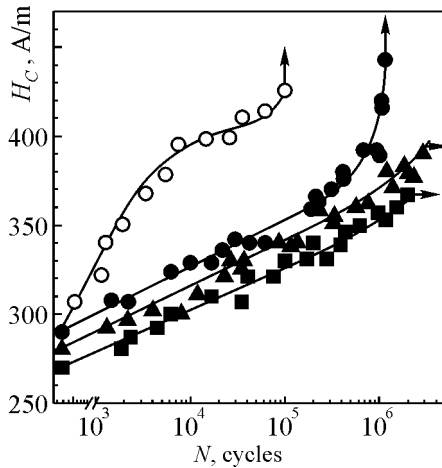


Рис. 2. Зміна коерцитивної сили за циклічного навантаження розмахом напружень

$\Delta\sigma_{\text{ном}} = 280$ МПа (●, ▲, ■) і 350 МПа (○) зразків зі сталі 15X1M1Φ, вирізаних з експлуатованого згину парогону:

●, ○ – розтягнута зона;

▲ – нейтральна; ■ – стиснута.

Fig. 2. Change of coercive force under cyclic loading with stress range $\Delta\sigma_{\text{ном}} = 280$ МПа (●, ▲, ■) and 350 МПа (○) of 15X1M1Φ steel of the exploited bend of steam pipeline: ●, ○ – tension zone; ▲ – neutral; ■ – compressed.

Структурно-механічна залежність значень H_C термооброблених сталей. Для магнетного структурного аналізу необхідно знати закономірності зміни магнетних і механічних характеристик матеріалів залежно від їх хімічного складу, режимів термічної обробки, структурно-фазового стану, морфології і дисперсності структурних елементів з урахуванням впливу експлуатаційних чинників (зовнішніх і внутрішніх механічних напружень, температури, середовища, тривалості їх дії тощо). Виявлено, що для вуглецевих і легованих сталей залежність коерцитивної сили від їх хімічного складу часто неоднозначна. Наприклад, коерцитиметричним методом загалом неможливо оцінити вміст вуглецю в легованих хромом сталях. Крім концентрації вуглецю, на параметр H_C впливає низка чинників: вміст і склад домішок; морфологія, дисперсність та вміст карбідних фаз; розмір зерен фериту і перліту тощо [13]. При цьому значення H_C обернено пропорційне розміру зерна сталей, оскільки обумовлене затримкою чи гальмуванням руху доменних стінок межами зерен і субзерен [13, 14]. Воно підвищується зі зростанням вмісту перлітної і карбідної фаз [13, 15, 16], причому вплив зернистого перліту (глобулярних карбідів) суттєво менший, ніж пластинчастого. Це збільшення помітніше за наявності дисперсних карбідів [13, 15, 16], а максимум зафіксовано за присутності карбідних часточок розміром 1,0...1,5 μm [17], коли їх середній розмір сумірний із шириною доменних стінок матриці [18].

Аналізуючи вплив структурних чинників на затримку зміщення доменних меж і гальмування ковзання дислокацій, зауважили подібність цього впливу на магнетні і механічні характеристики сталей [2], що визначає кореляційні зв'язки між ними. Зокрема, переважно коерцитивна сила H_C підвищується за зростання границь текучості $\sigma_{0,2}$ і міцності σ_B , твердості НВ і HRC і, відповідно, за зменшення відносних видовження δ і звуження ψ матеріалу [13, 14, 19–21]. Подібні закономірності встановлено для теплотривкої сталі у вихідному стані (до експлуатації): після різних режимів нормалізації холоднодеформованої сталі 12X1M1Φ її міцність ($\sigma_{0,2}$; σ_B) знизилася у 1,5–3 рази, пластичність (δ) зросла у 2,5–3,5 рази, а

коерцитивна сила упала вдвічі [22]. Таким чином, термообробленим сталям у вихідному стані (постачання), у тому числі теплотривким сталям парогонів ТЕС [22–24], властивий кореляційний зв'язок між характеристиками короткочасової міцності і пластичності та коерцитивною силою (рис. 3 а): її підвищення зумовлене ростом міцності і зниженням пластичності сталі. Значення H_C залежить від структурно-фазового стану сталей. Найменше (248 А/м) має сталь у рівноважному стані після відпалу (табл. 2). Феритно-перлітним і перлітно-сорбітним структурам після нормалізації або гартування з високим відпуском притаманні значення 278...350 А/м. З появою в структурі мартенситної чи бейнітної фаз, а також продуктів розпаду мартенситу після відпуску воно зростає до 560...980 А/м (табл. 2). Зауважимо, що теплотривкі сталі парогонів у вихідному стані мають феритно-перлітну, феритно-карбідну, феритно-бейнітну, бейнітну і бейнітно-мартенситну структури [5, 7, 24, 25].

Таблиця 2. Режими термічної обробки, мікроструктура і коерцитивна сила сталі 12Х1МФ

Термообробка	Мікроструктура	H_C , А/м
Стан постачання	Ферит, перліт, карбіди	295
Відпал 980°C	Ферит, перліт, карбіди	248
Нормалізація 980°C	Ферит, перліт, бейніт, карбіди	614
Нормалізація 870°C	Ферит, перліт, карбіди	350
Нормалізація 790°C	Ферит, перліт, карбіди	300
Нормалізація 980°C, обдування холодним повітрям	Ферит, бейніт, карбіди	653
Нормалізація 980°C, відпуск 750°C	Ферит, перліт, карбіди	330
Гартування 980°C	Мартенсит, бейніт, карбіди	980
Гартування 980°C, відпуск 550°C	Сорбіт, троостит, карбіди	560
Гартування 980°C, відпуск 750°C	Перліт, сорбіт, карбіди	278

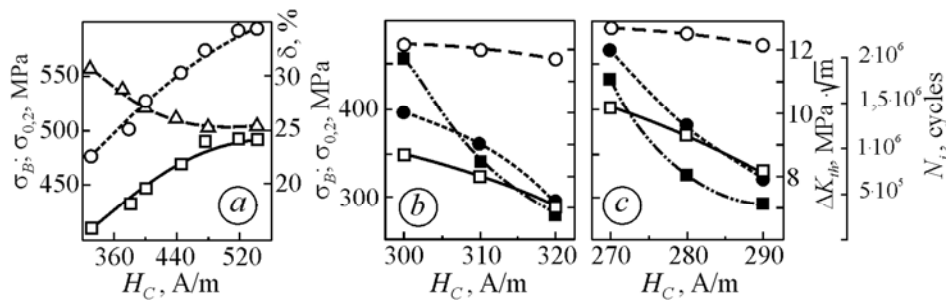


Рис. 3. Залежності між механічними характеристиками і коерцитивною силою для сталі 12Х1МФ після різних термообробок [24] (а) та сталей 12Х1МФ (б) і 15Х1М1Ф (с) після експлуатаційної деградації: ○ – границя міцності σ_B ; □ – границя текучості $\sigma_{0,2}$; △ – відносне видовження δ ; ● – поріг втоми ΔK_{th} ; ■ – період N_f до зародження втомної макротріщини при $\Delta\sigma_{nom} = 60...66$ МПа [4].

Fig. 3. Dependences of mechanical characteristics on coercive force for 12X1MF steel after different heat treatment regimes [24] (a) and for 12X1MF (b) and 15X1M1F steels (c) after exploitation degradation: ○ – ultimate strength σ_B ; □ – yield strength $\sigma_{0,2}$; △ – elongation δ ; ● – fatigue threshold ΔK_{th} ; ■ – period N_f to fatigue macrocrack initiation at $\Delta\sigma_{nom} = 60...66$ МПа [4].

Структурно-механічна залежність значень H_C тривало експлуатованих сталей парогонів. За результатами металографічного аналізу основні структурні складники сталей парогонів у вихідному стані такі: ферит і перліт або бейніт (до 20%), співвідношення між якими змінюється під час експлуатації [3–5, 24, 26, 27]. Під дією температурно-силових чинників легувальні елементи внаслідок інтенсивних дифузійних процесів перерозподіляються, що зумовлює, з одного боку, збіднення твердого розчину (фериту), а з іншого – розпад перліту (бейніту) і перетворення в карбідній фазі [5, 7, 24, 27]. Вже на початкових стадіях експлуатації парогонів починають розмиватися чіткі окреслення меж другої фази і відбувається сфероїдизація карбідних частинок. Аналізом металу після $150 \dots 220 \cdot 10^3$ h напрацювання виявлено [28], що вміст молібдену, хрому і ванадію у твердому розчині деградованих сталей 12X1MФ і 15X1M1Ф порівняно з вихідними значно зменшується, а у спеціальних карбідах, відповідно, збільшується. Зростає кількість комплексно легованих карбідів [26], що сприяє розпаду вихідної перлітної (або бейнітної) фази. Встановлено [5], що процес виділення і росту карбідів структурно залежний і пов'язаний із накопиченням та перерозподілом дислокацій за умов повзучості [26, 29]. Частилки карбідів, сформовані вздовж меж феритних зерен, коагулюють з максимальною швидкістю, а їх дисперсність і кількість залежать від експлуатаційних напружень. Таким чином, на завершальній стадії мікроструктурної деградації утворюються збіднена легувальними елементами матриця $Fe_\alpha(C)$ та переважно коагульовані спеціальні карбіди $(Fe, Cr, Mo, V)_x C_y$. Таку трансформацію фазового складу теплотривких сталей при $545 \dots 560^\circ C$ (тобто значно нижче за критичну точку A_{C1}) можна пояснити у першу чергу тривалим впливом експлуатаційних механічних напружень, а також водневого середовища [30]. На нашу думку, на відміну від живильних і котельних труб ТЕС, для парогонів вплив механічного фактора переважальний [4].

Внаслідок нерівномірного напружено-деформованого стану металу згинів парогонів у різних зонах (розтягнутій, нейтральній, стиснутій) трансформація структури і розвиток пошкоджуваності відбуваються з різною інтенсивністю. В металі зони розтягу перлітні ділянки мікроструктури майже зникають та формується переважно структура ферит–коагульовані карбіди. При цьому вміст дрібних карбідів (менше $1 \mu m$) зростає, а крупних (більших $3 \mu m$) зменшується (рис. 4a, b). Водночас загальний вміст карбідної фази в зоні розтягу згинів збільшується за рахунок часточок з проміжним розміром $1 \dots 3 \mu m$. Надалі тут пришвидшується пороутворення (рис. 4c). Мікропори розміром $0,05 \dots 0,2 \mu m$ виникають після напрацювання, що відповідає другій стадії розвитку повзучості [7]. Зароджуються вони на міжфазних межах карбід–матриця чи неметалево включення–матриця, або в тілі феритного зерна на субмежах [4, 29]. Після тривалого напрацювання парогонів розмір пор у структурі сталей $1 \dots 3 \mu m$ [29], після чого вздовж меж зерен формуються їх ланцюжки, які служать зародками міжзеренних тріщин [3]. Ріст вмісту дрібних карбідів (рис. 4b) і пор (рис. 4c) супроводжується підвищенням коерцитивної сили H_C (рис. 4 d), тобто (як вказано вище) карбіди розміром $\sim 1 \mu m$ впливають на її значення.

Для тривало експлуатованих сталей 12X1MФ і 15X1M1Ф зафіксовано принципово інші залежності між коерцитивною силою і механічними характеристиками (рис. 3b, c), порівняно з вихідним станом (після термообробки), коли коерцитивна сила зменшується зі зниженням міцності сталі (рис 3a). Літературні [26, 29] і отримані дані (табл. 1 і рис. 3b, c) свідчать, що передбачені чинним нормативним документом [1] механічні характеристики сталей слабо змінюються залежно від ступеня деградації, демонструючи деяке зниження, що супроводжується ростом значення H_C . Чутливіші тут параметри механіки втомного руйнування

[4, 31], зокрема, характеристики циклічної тріщиностійкості N_i та ΔK_{th} на стадіях зародження і початкового росту втомної макротріщини (рис. 3b, c). Таким чином, великий масив літературних даних про залежності коерцитивної сили від механічних властивостей недеградованих термооброблених сталей [2] непридатний для діагностики стану сталей тривало експлуатованих парогонів.

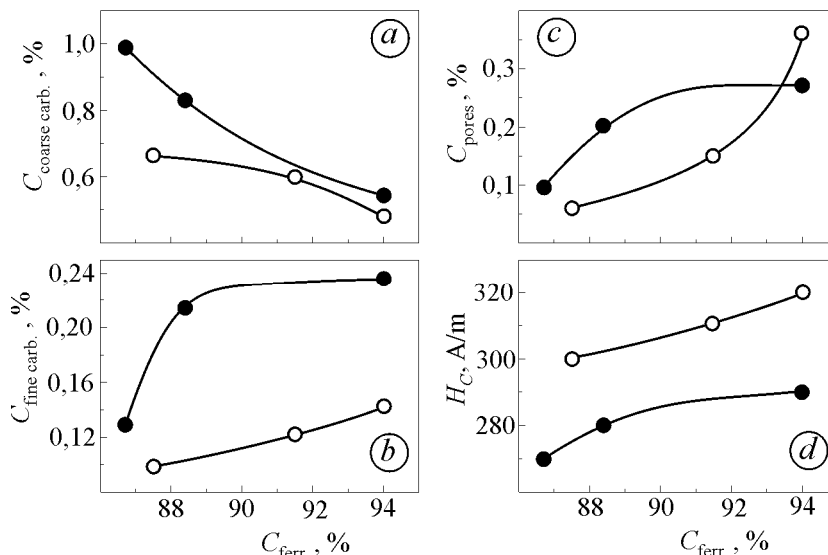


Рис. 4. Залежності вмісту крупних (a) і дрібних (b) карбідів та пор (c), а також коерцитивної сили (d) для сталей 12X1MΦ (○) і 15X1M1Φ (●) від вмісту фериту (міри їх експлуатаційної деградації).

Fig. 4. Dependences of the content of coarse (a) and fine (b) carbides and pores (c) and also of coercive force (d) for 12X1MΦ (○) and 15X1M1Φ (●) steels on ferrite content (their degradation degree) during exploitation.

Розглянемо можливі причини підвищення значення H_C сталей парогонів після тривалої експлуатації. Характерна тут феритизація структури обумовлює зниження характеристик міцності, що повинно супроводжуватися падінням значень H_C . Тому реальний ріст параметра H_C , без сумніву, пов'язаний з утворенням дисперсної карбідної фази (рис 4b, d). Але, крім цього, залежить від тонкої (дислокаційної) структури і внутрішніх напружень. Дефекти і спотворення кристалічної ґратки, внаслідок яких виникають напруження II і III роду, є перепорою на шляху руху дислокацій, що призводить до підвищення критичного напруження зсуву. Це проявляється у гальмуванні зміщення міждомених стінок під час перемагнетичування, тобто у рості значення H_C [20]. Відомо, що коерцитивна сила залежить від густини дислокацій N_0 [2, 32]

$$H_C = \alpha \sqrt{N_0}, \quad (1)$$

а також відносної зміни $\Delta d/d$ міжплощинної віддалі d кристалічної ґратки [33]

$$H_C = f(\Delta d/d). \quad (2)$$

Виявлено [34], що для згинів парогонів зі сталі 12X1MΦ за експлуатації при температурі 540°C і тиску 14 МПа це може спостерігатися за напрацювання більше $90 \cdot 10^3$ h. Збільшення густини дислокацій на малокутових межах субзерен або межах матриця–включення з ростом циклічних деформацій призводить до утворення мікротріщин [35], чому сприяють ланцюжки міжзеренних пор. Мікротріщини вздовж меж зерен формують розмагнетичувальне поле, внаслідок чого росте значення H_C матеріалу [36].

Отже, як і для тривало експлуатованих авіаконструкцій з алюмінієвих сплавів [37], зовнішні і внутрішні механічні напруження є одними з головних чинників, які визначають закономірності деградації властивостей сталей парогонів під час тривалої експлуатації і їх відмінності від встановлених закономірностей зміни фізико-механічних властивостей термооброблених сталей (включаючи теплотривкі) у вихідному стані. Тому для діагностики технічного стану і прогнозування залишкового ресурсу елементів енергетичного обладнання необхідно створювати окрему базу даних про кореляційні зв'язки між структурою, механічними і фізичними характеристиками та пошкодженістю деградованих конструкційних сталей.

Прогнозування залишкового ресурсу парогонів. Оцінювання (прогнозування) залишкового ресурсу парогонів стає особливо актуальним після досягнення тривалості їх експлуатації понад парковий ресурс, який визначають залежно від марки сталі парогону, його розмірного фактора (зовнішнього діаметра і товщини стінки), тиску і температури експлуатації. При цьому оцінюють еквівалентну температуру експлуатації, якщо вона змінюється в різні періоди роботи, використовуючи параметр Ларсона–Міллера, а також особливу увагу приділяють згинам парогонів [38]. Існує низка підходів до оцінювання ресурсу роботоздатності матеріалу, що працює в умовах повзучості. Їх суть зводиться до встановлення зв'язку між часом до руйнування матеріалу і ступенем його пошкодженості, а його критичний стан визначають запас тривалої міцності, залишкова деформація, швидкість повзучості та бал мікропошкодженості (ланцюги пор) матеріалу [28, 29, 38, 39]. Однак реалізація таких підходів згідно з існуючими нормативними документами [1, 6, 40] має деякі недоліки. Часто відсутні експериментальні дані про довготривалу міцність і швидкість повзучості матеріалу конкретних парогонів. Перші заміри параметрів виконують у вихідному стані, а наступні – тільки через $50 \dots 100 \cdot 10^3$ h, що зумовлює великий розкид даних [38]. Металографічний аналіз є надто локальний і вимагає трудомісного статистичного підходу. Необхідно враховувати вплив малоциклової втоми матеріалу, зумовленої пусками і зупинками обладнання [3, 39]. На наш погляд, враховуючи вищенаведені структурно-механічні залежності коерцитивної сили тривало експлуатованих сталей парогонів, для ефективнішого прогнозування ресурсу парогонів потрібно залучати методи магнетної структуроскопії. Аналіз результатів дослідження матеріалу парогонів, експлуатованих за різних температурно-часових умов (табл. 3), свідчить (рис. 5), що параметр Ларсона–Міллера однозначно і задовільно описує зміну визначальної карбідної фази (рис. 5b), мікродефектів – пор, їх ланцюжків і клиноподібних порожнин [4] (рис. 5c) та коерцитивної сили (рис. 5d) сталі 12X1MФ. Крім цього, за значенням H_C можна чіткіше класифікувати стан парогону, ніж за балом мікропошкодженості (табл. 3).

Таблиця 3. Температурно-часові параметри експлуатації, мікропошкоджуваність та коерцитивна сила сталі 12X1MФ у зоні розтягу згинів парогонів

Параметри	ТЕС				
	Калузька	Одеська *)	Придніпровська	Чернігівська	
Робоча температура, °C	545	545	550	550	560
Термін експлуатації, h	175000	198200	280000	215900	215000
Бал мікропошкоджуваності	5	5	5	5	6
H_C , A/m	320	360	380	420	470

*) Парогін зі сталі 15XM.

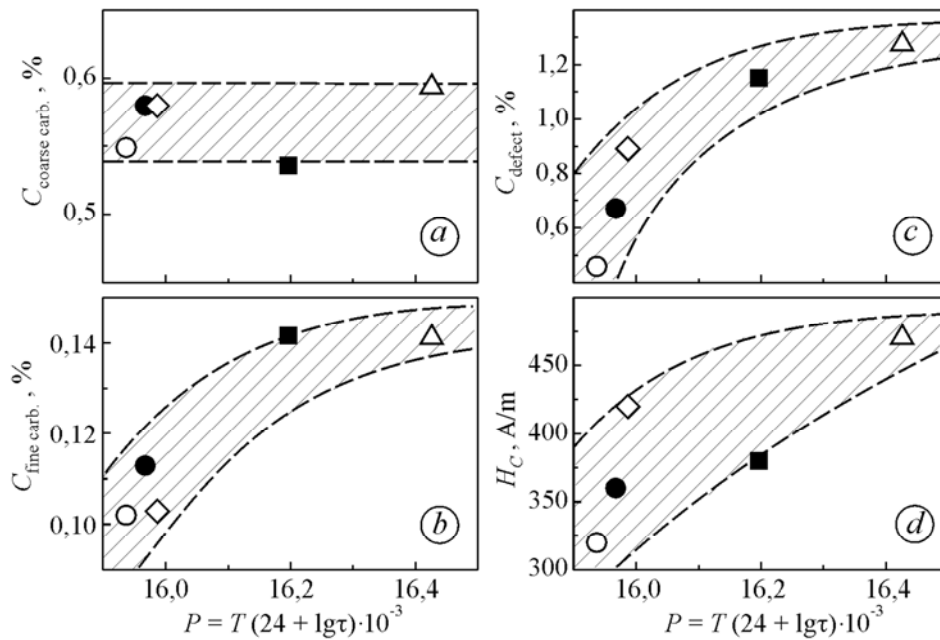


Рис. 5. Залежності вмісту крупних (а) і дрібних (б) карбідів та мікродефектів (с), а також коерцитивної сили (д) від параметра Ларсона–Міллера для сталі 12Х1МФ у зоні розтягу згинів парогонів зі станцій, перелік яких подано в табл. 3.

Fig. 5. Dependences of the content of coarse (a) and fine (b) carbides and microdefects (c) and also of coercive force (d) on Larson–Miller parameter for 12X1MΦ steel in the tension zone of steam pipeline bends from the plants listed in Table 3.

Встановлено, що параметр Ларсона–Міллера не описує зміну коерцитивної сили модельно деградованої сталі 12Х1МФ [4] за різних рівнів ($\sigma_m / \sigma_{0,2}^T$) навантаження, які відповідають умовам малоциклового навантаження під час пусків-зупинок парогонів (рис. 6а). Проте, модифікуючи цей параметр (рис. 6б), можна отримати однозначну залежність значення H_C від температурно-часових і силових експлуатаційних параметрів парогонів, що вказує на можливість врахування дії механічного чинника під час пусків-зупинок.

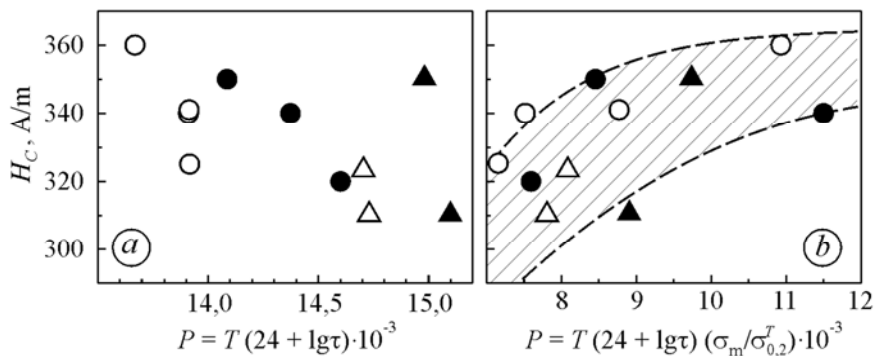


Рис. 6. Залежності коерцитивної сили від відомого (а) і модифікованого (б) параметра Ларсона–Міллера для модельно деградованої сталі 12Х1МФ.

Fig. 6. Dependences of coercive force on the known (a) and modified (b) Larson–Miller parameter for model degraded 12X1MΦ steel.

Залишковий ресурс згинів парогонів визначає пошкодженість їх металу і сьогодні його, в основному, оцінюють за результатами металографічних досліджень і встановлення бала пошкодженості [1, 6]. Коерцитиметричний аналіз згинів парогонів ряду ТЕС (вказаних вище) виявив (рис. 7), що для сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф існують залежності між значеннями H_C металу і балом його мікропошкодженості (mark of microdamaging), які обмежені величинами H_C^{base} знизу і H_C^{cr} зверху, що відповідають коерцитивній силі сталей у вихідному стані (постачання) і усередненим значенням H_C за умов руйнування під статичним і циклічним навантаженнями (див. рис. 1 і 2). За цими залежностями можна просто і ефективно оцінювати технічний стан металу тривало експлуатованих згинів парогонів. Відзначимо, що як і результати зміни електрохімічних параметрів [26], дані на рис. 7 також підтверджують більшу схильність до експлуатаційної деградації сталі 15Х1М1Ф, ніж сталі 12Х1МФ. Недоліком тут є відсутність можливості часової оцінки їх роботоздатності. Тому, враховуючи результати, подані на рис. 7, можна рекомендувати побудову індивідуальних для кожного згину експериментальних залежностей $H_C - \tau$, з одного боку, і залежностей $H_C - N_{s-s}$ – з іншого, де τ – тривалість експлуатації; N_{s-s} – кількість пусків-зупинок парогону. Такі залежності потрібно будувати за результатами замірів величини H_C у вихідному стані і через інтервали $\Delta\tau = 25 \dots 30 \cdot 10^3$ h та $\Delta N_{s-s} = 100 \dots 150$ пусків-зупинок і аналітично описувати у вигляді

$$H_C = F_1(\tau); H_C = F_2(N_{s-s}), \quad (3)$$

де функції F_1 і F_2 залежно від характеру масиву експериментальних даних апроксимують поліномами першого чи другого порядку і уточнюють після кожного з наступних замірів. На основі цих залежностей за умови $H_C = H_C^{cr}$ визначають граничну тривалість експлуатації τ^{cr} і кількість пусків-зупинок N_{s-s}^{cr} , за якими прогнозують залишковий ресурс (τ^{res} , N_{s-s}^{res}) згину парогону:

$$\tau^{res} = \tau^{cr} - \tau; \quad N_{s-s}^{res} = N_{s-s}^{cr} - N_{s-s}, \quad (4)$$

де τ і N_{s-s} – відповідні значення на момент прогнозування залишкового ресурсу.

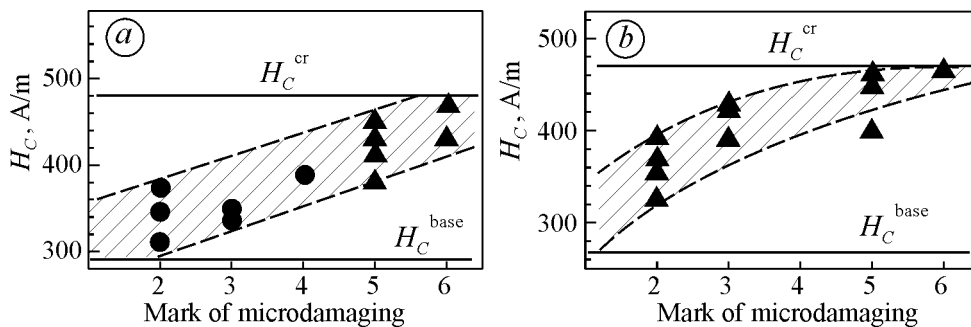


Рис. 7. Залежності коерцитивної сили деградованих сталей 12Х1МФ (а) і 15Х1М1Ф (b) від бала мікропошкодженості: ● – модельна деградація; ▲ – експлуатаційна в зоні розтягу згинів парогонів; H_C^{base} , H_C^{cr} – вихідне і критичне значення коерцитивної сили сталей.

Fig. 7. Dependences of coercive force of degraded 12X1MΦ (a) and 15X1M1Φ (b) steels on the degree of microdamaging: ● – model degradation; ▲ – exploitation degradation in the tensile zone of steam pipeline bends; H_C^{base} , H_C^{cr} – virgin and critical levels of coercive force of steels.

ВИСНОВКИ

Експериментально обґрунтована можливість діагностики структурно-механічного стану сталей тривало експлуатованих парогонів за вимірами їх коерцитивної сили H_C . Запропоновано методику прогнозування залишкового ресурсу на підставі залежностей значення H_C від часу експлуатації і кількості пусків-зупинок парогонів ТЕС. Констатовано, що необхідно створювати нову базу даних про кореляційні залежності властивостей експлуатаційно деградованих теплотривких сталей від їх структурно-фазового стану і мікропошкоженості, оскільки відомі залежності для цих сталей у вихідному стані (постачання) непридатні для такої діагностики.

РЕЗЮМЕ. Исследованы химический и фазовый состав, морфология структуры и физико-механические свойства сталей 12X1MФ и 15X1M1Ф гибов паропроводов тепловых электростанций после 175...280·10³ h эксплуатации. Экспериментально обоснована возможность диагностики структурно-механического состояния сталей длительно эксплуатируемых паропроводов на базе измерений их коэрцитивной силы H_C . Предложена методика прогнозирования остаточного ресурса на основе зависимостей значения H_C от времени эксплуатации и количества пусков-остановок паропроводов ТЭС. Констатировано, что необходимо создавать новую базу данных о корреляционных зависимостях физико-механических свойств эксплуатационно деградированных теплостойких сталей от их структурно-фазового состояния и микроповрежденности, поскольку известные зависимости для этих сталей в исходном состоянии (поставки) непригодны для такой диагностики.

SUMMARY. Chemical and phase content, structure morphology and physico-mechanical properties of 12X1MФ and 15X1M1Ф steels of heat power plant steam pipeline bends after exploitation during 175...280·10³ h are investigated. The possibility of diagnostics of the structural-mechanical state of steels of the steam pipelines after long-term service using the measurements of their coercive force H_C is experimentally grounded. The method of prediction of the residual life time employing the dependences of H_C on exploitation time and a number of starts and shutdowns of pipelines is proposed. It is shown that it is necessary to create a new data base on correlation dependences of the properties of exploitation degraded heat-resistant steels on their structural-phase state and microdamaging since the known dependences for these steels in the virgin state (as-received) for such diagnostics are unsuitable.

1. *COУ-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. *Михеев М. Н., Горкунов Э. С.* Магнитные методы структурного анализа и неразрушающего контроля. – М.: Наука, 1993. – 252 с.
3. *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.*
(*Ныкуфорчин Н. М., Student O. Z., Krechkovs'ka H. V., and Markov A. D.* Evaluation of the influence of shutdowns of a technological process on changes in the in-service state of the metal of main steam pipelines of thermal power plants // *Materials Science. – 2010. – 46, № 2. – P. 177–189.*)
4. *Осташ О. П., Вольдемаров О. В, Гладыш П. В.* Циклічна тріщиностійкість сталей тривало експлуатованих згинів парогонів // Там же. – 2012. – 48, № 4. – С. 14–24.
(*Ostash O. P., Voldemarov O. V., and Hladysh P. V.* Fatigue crack growth resistance of steels of long-term exploited steam pipeline bends // *Ibid. – 2012. – 48, № 4. – P. 427–437.*)
5. *Березина Т. Г., Бугай Н. В., Трунин И. И.* Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. – К.: Техніка, 1991. – 118 с.
6. *COУ-Н ЕЕ 20.321:2009.* Нормативний документ. Металографічні методи дослідження елементів теплоенергетичного устаткування. Положення. – К.: ОЕП “ГРІФРЕ”, 2009. – 69 с.
7. *Мелехов Р. К., Похмурський В. І.* Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. Властивості, деградація. – К.: Наук. думка, 2003. – 384 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.
(*Ostash O. P., Kondyr A. I., Voldemarov O. V., Hladysh P. V., and Kurechko M. V. Structural microdamageability of steels of the steam pipelines of thermal power plants // Materials Science. – 2009. – 45, № 3. – P. 340–349.*)
9. *Магнітна діагностика мікроструктурної деградації та накопичення пошкоджуваності в сталі парогонів* / О. П. Осташ, О. В. Вольдемаров, О. А. Федоришин та ін. // Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – 2007. – Вип. 12. – С. 46–52.
10. *Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій* / Під. заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2004. – С. 749–753.
11. *Магнитная диагностика и остаточный ресурс подъемных сооружений* / Б. Е. Попов, В. С. Котельников, А. В. Зарудный и др. // Безопасность труда в промышленности. – 2001. – № 2. – С. 44–49.
12. *Бондаренко А. Ю.* Магнітний коерцитиметричний контроль технічного стану зварних з'єднань: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Івано-Франківськ, 2007. – 21 с.
13. *Взаимосвязь коэрцитивной силы с химическим составом и микроструктурой отожженных сталей* / Э. С. Горкунов, В. М. Сомова, Т. П. Царькова и др. // Дефектоскопия. – 1997. – № 8. – С. 31–49.
14. *Бида Г. В.* Размер зерна и корреляция прочностных, пластических и вязких свойств с коэрцитивной силой феррито-перлитных сталей // Техн. диагностика и неразр. контроль. – 2010. – № 4. – С. 40–45.
15. *Jiles D. C.* Magnetic properties and microstructure of AISI 1000 series carbon steels // J. Phys. D. Appl. Phys. – 1988. – **21**. – P. 1186–1195.
16. *Thompson S. M., Tanner B. K.* The magnetic properties of paralytic steels as a function of carbon content // J. Magn. Mater. – 1993. – **123**. – P. 283–298.
17. *Hers K., Kuppler P., Deimel P.* Microstructure and Bloch wall arrangement in 22NiMoCr3.7 steel // Ibid. – 1981. – **24**. – P. 206–214.
18. *Чулкина А. А., Ульянов А. И.* Влияние магнитных свойств цементита на коэрцитивную силу высокоуглеродистых сталей после закалки и отпуска // Физика металлов и металловедение. – 2009. – **108**, № 6. – С. 581–588.
19. *Magnetic and metallurgical properties of high-tensile steels* / B. K. Tanner, J. A. Szpunar, S. N. Willcock et al. // J. Mater. Sci. – 1988. – **23**. – P. 4534–4540.
20. *Влияние температуры конца прокатки и степени обжатия на механические свойства и коэрцитивную силу стали 3сп* / Э. В. Аронсон, Г. В. Бида, В. М. Камардин и др. // Дефектоскопия. – 1977. – № 4. – С. 99–104.
21. *Горкунов Э. С., Тартачная М. В.* Магнитные методы и приборы неразрушающего контроля структуры, фазового состава и прочностных характеристик сталей и сплавов (Обзор) // Завод. лаборатория. – 1993. – № 7. – С. 22–25.
22. *О возможности электромагнитного контроля микроструктуры и механических свойств холоднодеформированных труб из стали марки 12Х1МФ* / В. А. Бурганова, П. А. Халилеев, Л. В. Кохман и др. // Дефектоскопия. – 1971. – № 5. – С. 51–56.
23. *Контроль ожидаемой длительной прочности труб из стали марки 12Х1МФ* / В. А. Бурганова, Л. В. Кохман, П. А. Халилеев и др. // Там же. – 1973. – № 6. – С. 42–47.
24. *Крутасова Е. И.* Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 236 с.
25. *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.*)
26. *Прогнозирование служебных свойств паропроводов из стали 12Х1МФ после их проектного срока службы* / Г. А. Бологов, К. А. Ланская, Г. М. Новицкая, Т. Ю. Рушиц // Теплоэнергетика. – 1979. – № 9. – С. 54–58.
27. *Оцінювання деградації сталей парогонів за їх структурними, механічними та електрохімічними характеристиками* / О. П. Осташ, О. В. Вольдемаров, П. В. Гладіш, А. Д. Івашишин // Фіз.-хім механіка матеріалів. – 2010. – **46**, № 4. – С. 5–12.

- (*Ostash O. P., Voldemarov O. V., Hladysh P. V., and Ivasyshyn A. D.* Evaluation of the degradation of steels of steam Fatigue crack growth resistance of steels of long-term exploited steam pipelines according to their structural, mechanical, and electrochemical characteristics // *Materials Science*. – 2010. – **46**, № 4. – P. 431–439.)
28. *Дуравкін І. П.* Прогнозування понадпаркового залишкового ресурсу головних паропроводів ТЕС: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2009. – 20 с.
 29. *Структура, повреждаемость и свойства гибов паропроводов после длительной эксплуатации* / И. И. Минц, Т. Г. Березина, Л. Е. Ходыкина и др. // *Теплоэнергетика*. – 1981. – №10. – С. 49–51.
 30. *Студент О. З.* Прискорений метод водневої деградації конструкційних сталей // *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.)
 31. *Студент О. З., Свірська Л. М., Дзіоба І. Р.* Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1М1Ф з різних зон гину парогону ТЕС на їх механічні характеристики // Там же. – 2012. – **48**, № 2. – С. 111–118.
(*Student O. Z., Svirs'ka L. M., Dzioba I. R.* Influence of the long-term operation of 12Kh1M1F steel from different zones of a bend of steam pipeline of a thermal power plant on its mechanical characteristics // *Ibid.* – 2012. – **48**, № 2. – P. 239–246.)
 32. *Кулеев В. Г., Царькова Т. П.* Особенности зависимости коэрцитивной силы сталей от упругих растягивающих напряжений после пластических деформаций и термообработки // *Физика металлов и металловедение*. – 2007. – **104**, № 5. – С. 479–486.
 33. *On the efficiency of application of magnetic and electrical parameters for nondestructive testing of crystal-lattice microdistortions in heat-treated carbon steels* / E. S. Gorkunov, S. M. Zadvorkin, L. S. Goruleva, A. B. Bukhvalov // *Russian J. of Nondestructive Testing*. – 2012. – **48**, № 3. – P. 166–175.
 34. *Структура и магнитные свойства паропроводных труб из стали 12Х1МФ после длительной эксплуатации в условиях ползучести* / А. П. Ничипурук, Н. И. Носкова, Э. С. Горкунов и др. // *Дефектоскопия*. – 1995. – № 7. – С. 62–67.
 35. *Microcrack initiation and growth in heat-resistant 15Kh2MFA steel under cyclic deformation* / P. V. Yasniy, V. B. Hlado, V. B. Hutsaylyuk, and T. Vuherer // *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* – 2005. – **28**. – P. 391–397.
 36. *Characterisation of Cr–Mo steel subjected to high temperature using magnetic NDE techniques* / A. Mitra, Y. N. Mohapatra, A. K. Panda et al. // *NDT World Review*. – 2008. – **2** (40) June. – P.72–74.
 37. *Діагностика технічного стану авіаконструкцій після довготривалої експлуатації* / О. П. Осташ, Д. С. Ківа, В. М. Учанін та ін. // *Техн. диагностика и неразр. контроль*. – 2013. – № 2. – С. 15–22.
 38. *Должанский П. Р.* Особенности оценки остаточного ресурса паропроводных труб при эксплуатации сверх паркового ресурса // *Теплоэнергетика*. – 2005. – № 8. – С. 35–39.
 39. *Оценка ресурса работоспособности паропроводов из стали 12МХ* / Е. Я. Векслер, Л. А. Ковалева, В. И. Куманин, В. М. Чайковский // Там же. – 1981. – № 11. – С. 9–12.
 40. *РД 10-577-03.* Типовая инструкция по контролю металла и продлению срока службы основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций. – М.: НПО “Промбезопасность”, 2003. – 96 с.

Одержано 08.02.2013