

УДК 539.43.620.191.33:620.034.15

ЦИКЛІЧНА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ СТАЛЕЙ ТРИВАЛО ЕКСПЛУАТОВАНИХ ЗГИНІВ ПАРОГОНІВ

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

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

² ПП "Енергоконтакт", Львів

Внаслідок експлуатаційної деградації сталей 12Х1МФ та 15Х1М1Ф знижується їх опір зародженню та субкритичному росту втомної тріщини, особливо біля зовнішньої поверхні зони розтягу згинів парогонів. Довговічність на стадії зародження початкової макротріщини найчутливіша до структурно-механічної пошкоджувальності деградованих сталей. Показано, що сульфідні включення типу MnS сприяють падінню роботоздатності цих сталей через формування біля них клиноподібних мікропорожнин. Розроблено методику пришвидшеної деградації сталей парогонів у лабораторних умовах за температур 540...630°C і циклічного навантаження з високою асиметрією циклу ($R = 0,6$), що моделює маневрові режими роботи парогонів.

Ключові слова: *теплотривкі сталі, експлуатаційна та модельна деградація, характеристики циклічної тріщиностійкості.*

Згини парогонів теплових електростанцій (ТЕС) під час високотемпературної експлуатації зазнають впливу значних навантажень, викликаних тепловим розширенням металу. Температурні напруження спричинені також нерівномірним нагріванням труби по товщині стінки або довжині. Всі ці навантаження змінюються під час роботи парогону і, особливо суттєво, за пусків і зупинок енергоблоків (за маневрового режиму) [1, 2]. Ремонтні операції, гідравлічні випробування також пов'язані зі змінами навантажень. Жорсткі умови роботи (дія термосилових факторів та робочого середовища) впливають у першу чергу на технічний стан гнутих ділянок, довговічність яких, як правило, є нижча порівняно з прямими ділянками труб, особливо за циклічних навантажень. Крім цього, це обумовлено особливостями напруженого стану гнутих труб та погіршенням механічних властивостей матеріалу під час їх виробництва [3]. Недосконалість технологічного процесу виготовлення згинів парогонів і, особливо, термосилові фактори під час тривалої експлуатації зумовлюють структурно-фазові зміни в металі, зародження і накопичення мікропошкоджень (пор та їх ланцюжків вздовж меж зерен) [2, 4], що служать зародками тріщин, які можуть спричинити неконтрольоване руйнування парогону. Щоб запобігти цьому, необхідно діагностувати стан металу парогонів на етапі структурно-фазових змін та зародження пошкоджень під впливом експлуатаційних чинників, особливо циклічності навантажень. Тому актуально встановити залежності між структурно-фазовим станом і мікропошкоджуваністю тривало експлуатованих сталей парогонів та їх опором руйнуванню на стадіях зародження і субкритичного росту макротріщини за циклічного навантаження.

Мета праці – застосувати підходи механіки втомного руйнування, щоб встановити закономірності деградації сталей тривало експлуатованих парогонів та розробити методику моделювання цього процесу в лабораторних умовах.

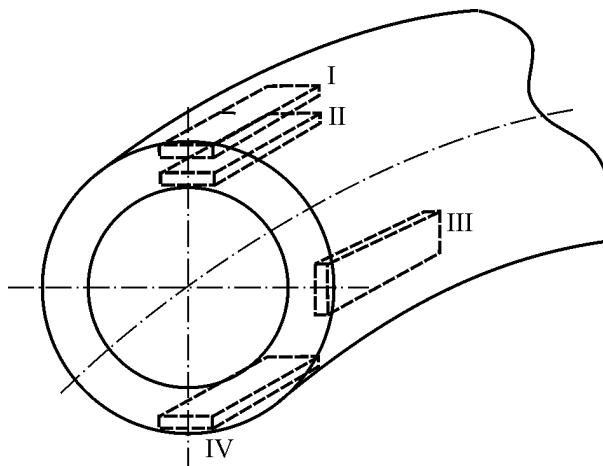
Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: ostash@ipm.lviv.ua

Матеріали і методики. Оцінювали комплекс властивостей та технічний стан металу з різних зон згинів парогонів діаметром 133 mm і товщиною стінки 16 mm зі сталі 12X1MФ та діаметром 377 mm і товщиною стінки 45 mm зі сталі 15X1M1Ф, які експлуатувалися за температури 545°C та тиску пари 14 МПа впродовж $175 \cdot 10^3$ та $237 \cdot 10^3$ h, відповідно. Передбачені чинним нормативним документом [5] механічні властивості сталей за короткочасового статичного розтягу (границі текучості $\sigma_{0,2}$ та міцності σ_B , відносні видовження δ та звуження ψ) визначали на універсальній розривній машині УМЕ-10ТМ, випробовуючи зразки-смуги з розмірами робочої частини 50×10×3 mm.

Опірність сталей зародженню та поширенню втомної макротріщини оцінювали на зразках-смугах з розмірами робочої частини 50×32×3 mm, які для вивчення властивостей матеріалу в приповерхневих шарах різних зон згинів вирізали згідно зі схемою, поданою на рис. 1. Для локалізації впливу скупчень мікропошкоджень у структурі деградованих сталей на боковій поверхні зразків створювали гострий виріз довжиною $h = 5$ mm і радіусом $\rho \approx 0,06$ mm. Навантажували їх за коефіцієнта асиметрії циклу $R = 0,1$ з частотою 10...12 Hz. Момент зародження початкової втомної макротріщини і її довжину фіксували оптично за 24-кратного збільшення. За період N_i до зародження початкової втомної макротріщини приймали кількість циклів навантаження до утворення макротріщини довжиною $a_i = d^*$ (d^* – структурно-механічний параметр матеріалу, що відповідає розміру зони передруйнування за циклічного навантаження [6]). Розмах максимальних напружень у вершині гострого вирізу $\Delta\sigma$, визначали за відомою формулою [7]. Кінетичні діаграми втомного руйнування (залежності швидкості росту втомної тріщини da/dN від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK в її вершині) будували згідно з методичними вказівками [8]. Як характеристику циклічної тріщиностійкості сталей на низькоамплітудній ділянці діаграм da/dN – ΔK вибрали номінальний поріг втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10^{-10}}$, тобто розмах ΔK за швидкості росту тріщини $da/dN = 10^{-10}$ m/cycle, оскільки значення ΔK_{th} суттєво залежить від опору мікропластичній деформації в зоні передруйнування і структури матеріалу [9].

Рис. 1. Схема вирізання зразків зі згинів парогонів: I, II – зовнішня і внутрішня приповерхневі зони розтягу; III – нейтральна; IV – зона стиску (зовнішня приповерхнева).

Fig. 1. A chart of specimens cut out from the steam pipeline bends: I, II – tensile regions (external and internal surface); III – neutral region; IV – compression region (external near-surface).



Елементи парогону в маневровому режимі експлуатуються за складної дії температурно-силового навантаження. Зокрема, за комбінованого впливу статичного та циклічного навантажень, а також змін температурних режимів під час напруцювання. Тому модельну деградацію парогінної сталі 12X1MФ у стані постачання здійснювали за нагріву до температур 540; 570; 600 та 630°C і циклічного навантажування зразків матеріалу при цих температурах. Циклували за розтягаль-

них номінальних напружень з різною асиметрією $R = 0,1 \dots 0,6$ (тобто різною статичною компонентою σ_m) за частоти 10 Hz. Співвідношення $\sigma_m / \sigma_{0,2}^T = 0,5 \dots 0,8$, де $\sigma_{0,2}^T$ – границя текучості сталі 12X1MФ за вибраної температури, приблизно відповідало умовам експлуатації металу за маневрового режиму роботи парогону [1]. При цьому визначали зміни структури і мікропошкоджуваності, а також кількість циклів N_{rs} до появи в зразку залишкової деформації 0,5...0,8%.

Кількісний металографічний аналіз структури виконували на шліфах за допомогою оптичного мікроскопа НЕОРНОТ-21 та растрового електронного Zeiss-EVO 40XVP, на якому також аналізували мікрофрактографічні особливості зламів зразків. При цьому визначали середній вміст пор 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 [10].

Результати та їх обговорення. Трансформація структурно-фазового стану та мікропошкоджуваність парогінних сталей. Основні структурні складники сталей у вихідному стані такі: ферит і перліт (до 20%), співвідношення між якими змінюється під час тривалої експлуатації [2, 4, 11, 12]. 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 і перетворення у карбідній фазі (рис. 2a, b, d, e і рис. 3a). При цьому значна частина молібдену, хрому і ванадію переходить з твердого розчину у спеціальні карбіди. Аналіз деградованого металу після $(150 \dots 220) \cdot 10^3$ h експлуатації (майже 200 вирізок сталі 12X1MФ і 50 сталі 15X1M1Ф) виявив [13], що вміст легувальних елементів у твердому розчині деградованих сталей порівняно з вихідними зменшується, а в карбідах, відповідно, збільшується: молібдену – у 2,5–3 рази; хрому і ванадію – у 1,1–1,5 рази.

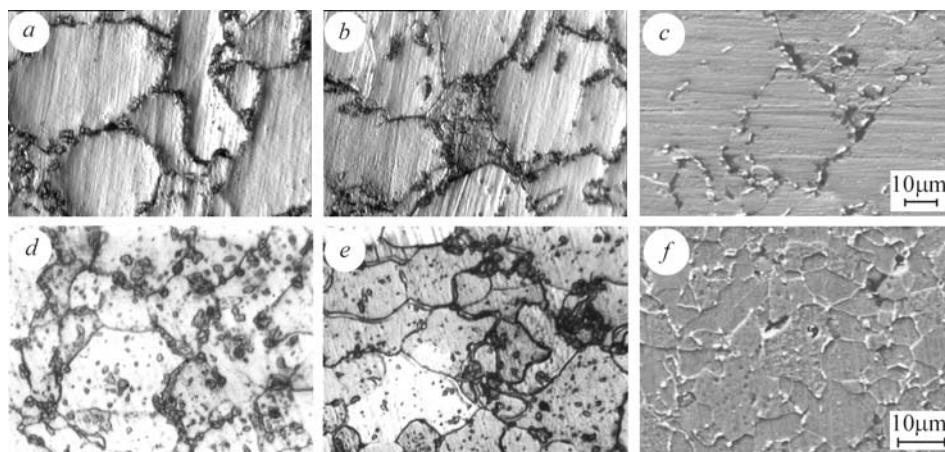


Рис. 2. Мікроструктура (a, b, d, e) і мікропошкоджуваність (c, f) сталей 12X1MФ (a, b, c) та 15X1M1Ф (d, e, f) у різних зонах згинів: a, c, d, f – зона розтягу; b, e – зона стиску; a, b, d, e – збільшення у 800 разів.

Fig. 2. Microstructure (a, b, d, e) and microdamages (c, f) of 12X1MФ (a, b, c) and 15X1M1Ф (d, e, f) steels in different bend zones: a, c, d, f – tension zone; b, e – compression zone; a, b, d, e – magnification $\times 800$.

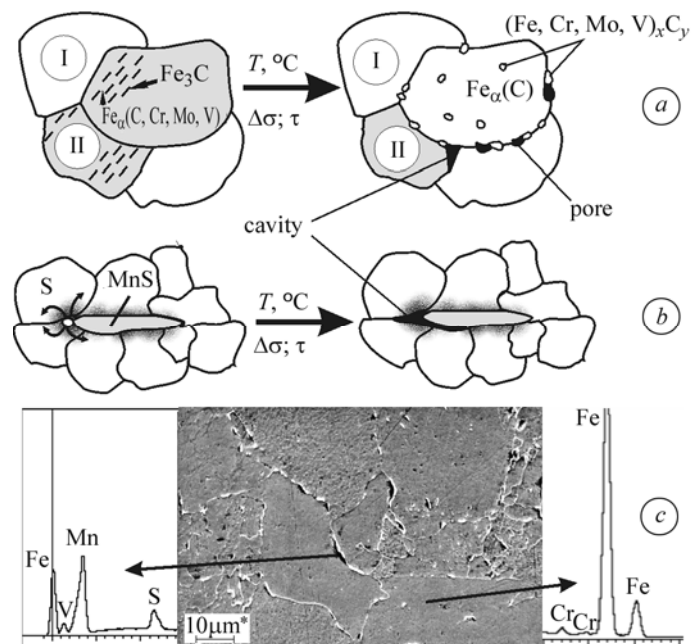


Рис. 3. Механізми зародження і трансформації пор у клиноподібні порожнини в околі карбідів (а) і неметалевих включень (b, c) у теплотривкій сталі 12Х1МФ за умов тривалого термомеханічного впливу: I – ферит; II – перліт.

Fig. 3. Mechanisms of initiation and transformation of pores in wedge-like defects at the carbides (a) and non-metallic inclusions (b, c) in heat resistant 12Х1МФ steel under durable thermo-mechanical effect: I – ferrite; II – pearlite.

Показано [12], що процес виділення і росту карбідів структурно залежний і пов'язаний з накопиченням та перерозподілом дислокацій за умов повзучості. Частинки, сформовані вздовж меж зерен, мають максимальну швидкість росту, а експлуатаційні напруження помітно впливають на їх дисперсність та кількість. Зокрема, в сталі 15Х1М1Ф збільшується кількість дисперсних карбідів типу VC (розміром <0,1 μm), а крупних частинок карбідів M₂₃C₆ (розміром >0,3 μm) зменшується [12].

Знеміцнення феритної матриці під час тривалого високотемпературного напруження пов'язане зі зниженням легуваності твердого розчину атомами карбідотвірних елементів. Виявлено, що мікротвердість феритного зерна в сталі 12Х1МФ за переходу із зони IV в зону I (див. рис. 1) зменшується на 20%, а в сталі 15Х1М1Ф – на 10% [14]. На травленому шліфі мікротвердість на межах зерен для обох сталей змінюється незначно, деяке (на 3...5%) її зниження пов'язане, очевидно, з пороутворенням.

Таким чином, на завершальній стадії структурної деградації утворюються збіднена легувальними елементами матриця Fe_α(C) та переважно коагульовані спеціальні карбіди. Таку трансформацію фазового складу теплотривких сталей при 545...560°C пояснюють (рис. 3а) впливом експлуатаційних механічних напружень (Δσ) упродовж тривалого часу (τ) їх дії, коли перліт розпадається нижче критичної точки A_{c1}.

Внаслідок нерівномірного напружено-деформованого стану металу в різних зонах згинів парогонів (розтягнутій, нейтральній, стиснутій) трансформація структури і розвиток пошкоджень відбуваються з різною інтенсивністю. В металі зони розтягу ділянки перліту майже зникають та формується структура ферит-коагульовані карбіди. Проте окремі області з перлітними колоніями залишаються на

фоні феритно-карбідної структури аж до граничного терміну експлуатації парогонів (див. таблицю). В результаті у зонах розтягу, де структурні зміни розвиваються випереджальними темпами, карбіди виділяються інтенсивніше, особливо вздовж меж зерен, а на межі поділу карбід–матриця локалізується пороутворення (рис. 2с, f і рис. 3а).

Фазовий склад та показники мікропошкоджуваності сталей у різних зонах згинів парогонів після тривалої експлуатації

Сталь	Зона згину	Мікро-структура	Середній вміст перліту, %	*Бал деградації перлітного складника	Середній вміст пор, %	*Бал мікропошкоджуваності
12Х1МФ	Розтягнута	Ферит, перліт, карбіди	6	5	0,36	5
	Нейтральна	Те саме	8,5	4	0,15	3
	Стиснута	Те саме	12,5	3	0,06	2
15Х1М1Ф	Розтягнута	Те саме	6	5	0,27	4
	Нейтральна	Те саме	11,6	3	0,20	2
	Стиснута	Те саме	13,3	3	0,095	2

*СОУ-Н ЕЕ 20.321:2009 [10].

Осередками інтенсивного пороутворення, що призводить до формування клиноподібних порожнин, служать карбіди, що знаходяться на стику трьох зерен (рис. 3а), тобто в зоні підвищеної концентрації мікронапружень. Пори, розташовані в тілі зерна, практично залишаються в початковому стані, тобто мають мінімальний “зародковий” розмір.

Характерним елементом мікроструктури сталей є неметалеві включення MnS (рис. 3b). Незалежно від того, чи розташовані вони на межах зерен, перетинають їх чи знаходяться у тілі зерна, навколо них утворюються два види пошкоджень – пори та клиноподібні порожнини, що формуються вздовж міжфазних меж сульфідне включення–металева матриця (рис. 3b). Біля поверхонь поділу комплексного включення (MnCr)S і матриці пошкоджуваність набагато нижча, або й взагалі відсутня. Це зумовлено більшою стабільністю часток (MnCr)S, а також їх сильнішою когезією з феритною матрицею проти простих сульфідів MnS [15, 16]. Експериментально встановлено, що концентрація сірки біля міжфазної межі сульфідне включення–матриця вища, ніж її середній вміст у матриці (рис. 3с). Згідно з відомими уявленнями [15], в околі включень MnS як структурних концентраторів напружень зароджуються мікропори (рис. 3b). Під час високотемпературного тривалого напрацювання відбуваються часткове розчинення сульфідів MnS та дифузія атомів сірки, що послаблює когезивну міцність системи включення–матриця і меж навколишніх зерен матриці [16]. В умовах підвищеної концентрації напружень у зоні пори, що росте [17], це призводить до її трансформації у порожнину (рис. 3b, c).

У зоні розтягу згину зі сталі 12Х1МФ, де пошкодження накопичуються інтенсивніше, внаслідок росту кількості та розмірів пор формуються їх ланцюжки, орієнтовані вздовж меж феритних зерен (див. рис. 2с). У сталі 15Х1М1Ф таких ланцюжків не виявлено, видно тільки значну кількість пор на межах і в тілі зерен (рис. 2f), тому для металу різних зон згину парогону зі сталі 12Х1МФ зафіксова-

но бал мікропошкоджуваності від 2 до 5, а зі сталі 15X1M1Ф – від 2 до 4 (див. таблицю).

Механічні характеристики $\sigma_{0,2}$ і σ_B (передбачені чинним нормативним документом [5]) для зразків обох сталей, вирізаних з трьох зон згинів парогонів, слабо змінюються залежно від ступеня деградації сталей (див. рис. 4 і таблицю). Значення σ_B і $\sigma_{0,2}$ зменшуються у 1,03–1,04 і 1,20–1,24 рази за практично незмінної пластичності; твердість – у 1,06–1,09 рази, тоді як вміст перліту знижується більш як удвічі, а вміст пор зростає у 3–6 разів.

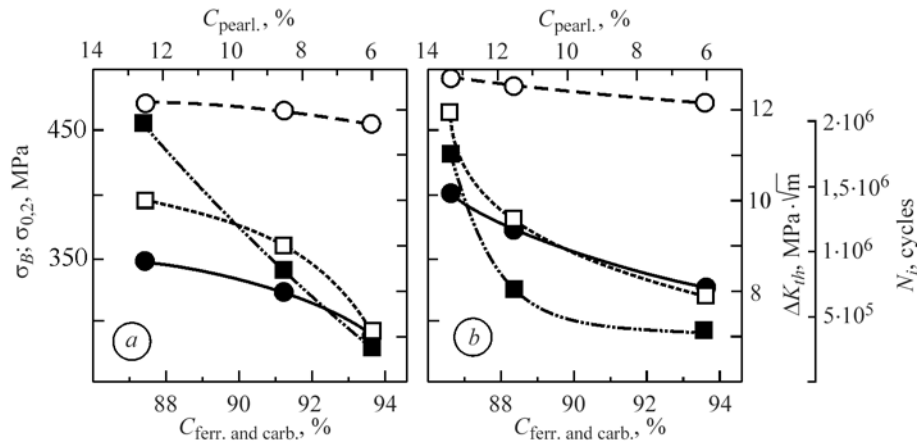


Рис. 4. Зміна характеристик $\sigma_{0,2}$ (●), σ_B (○), періоду N_i (■) до зародження втомної макротріщини при $\Delta\sigma_{\text{ном}} = 60$ і 66 МПа та порога циклічної тріщиностійкості ΔK_{th} (□) залежно від структурно-фазового стану сталей 12X1M1Ф (а) та 15X1M1Ф (б):
 $C_{\text{ferr. and carb.}}$ – середній вміст фериту та карбідів; $C_{\text{pearl.}}$ – перліту.

Fig. 4. Change of $\sigma_{0,2}$ (●), σ_B (○) characteristics, period, N_i (■) to fatigue macrocrack initiation at $\Delta\sigma_{\text{ном}} = 60$ and 66 МПа and also fatigue crack growth resistance, ΔK_{th} , depending on the structural-phase state of 12X1M1Ф (a) and 15X1M1Ф (b) steels:
 $C_{\text{ferr. and carb.}}$ – the average content of ferrite and carbides; $C_{\text{pearl.}}$ – of pearlite.

Циклічна тріщиностійкість як показник роботоздатності сталей парогонів. Критичний стан парогінних сталей визначатиметься їх здатністю чинити опір зародженню та поширенню тріщин, зумовлених осередками пошкоджень структури. За практичної незмінності статичних короткочасових механічних характеристик виявлено суттєві відмінності у циклічній тріщиностійкості сталей у різних зонах згинів парогонів. Залежності періоду N_i до зародження втомної макротріщини завдовжки $a_i = d^* = 100 \dots 150 \mu\text{m}$ від розмаху максимальних напружень у вершині геометричного вирізу $\Delta\sigma_y$ ($\Delta\sigma_y = K_t \Delta\sigma_{\text{ном}}$, де K_t – теоретичний коефіцієнт концентрації напружень, який для вибраної геометрії зразків дорівнює 19,5; $\Delta\sigma_{\text{ном}}$ – розмах номінальних напружень) для металу зон розтягу I і II згинів зсуваються в бік меншої довговічності (рис. 5).

Причому в зоні розтягу втомна довговічність на стадії зародження тріщини для сталі 12X1M1Ф за розмаху номінальних напружень $\Delta\sigma_{\text{ном}} = 60$ МПа зменшується у 5,3 рази, а для сталі 15X1M1Ф за напружень $\Delta\sigma_{\text{ном}} = 66$ МПа – у 4,8 рази порівняно з металом зони стиску (рис. 4). Порогові розмахи максимальних напружень $(\Delta\sigma_y)_{th}$, нижче яких макротріщина біля концентратора не утворюється, знижуються в зоні розтягу згинів на 7% для сталі 15X1M1Ф і на 15% для сталі 12X1M1Ф проти зон стиску.

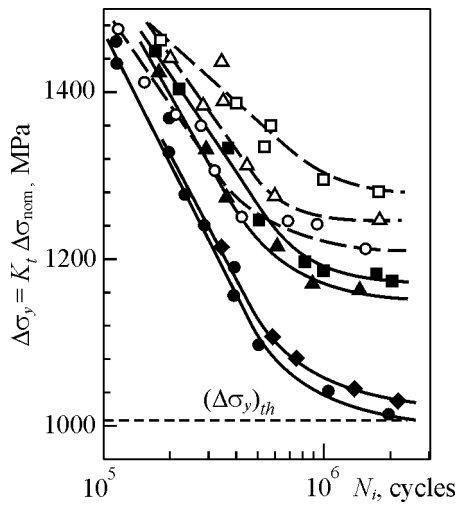


Рис. 5. Діаграми опору зародженню втомної макротріщини в різних зонах згинів парогонів зі сталей 12X1MΦ (●, ◆, ▲, ■) та 15X1M1Φ (○, △, □): ●, ○ – зона I; ◆, ◇ – II; ▲, △ – III; ■, □ – IV (див. рис. 1).

Fig. 5. Curves of fatigue crack initiation resistance in different bend regions of the steam pipeline made of 12X1MΦ (●, ◆, ▲, ■) and 15X1M1Φ (○, △, □) steels: ●, ○ – region I; ◆, ◇ – II; ▲, △ – III; ■, □ – IV (see Fig. 1).

Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини засвідчують, що кінетика субкритичного підростання тріщин втоми також чутлива до структурно-фазових змін сталей у різних зонах згинів (рис. 6). Це у першу чергу стосується порогів втоми ΔK_{th} , тобто початкових стадій росту тріщин. З переходом від зони IV до зони I згину зі сталі 12X1MΦ значення ΔK_{th} зменшується у 1,4 рази, а зі сталі 15X1M1Φ – у 1,5 рази (див. рис. 4), що узгоджується зі спостережуваним на практиці [12, 18] переважним виникненням тріщин на зовнішній поверхні розтягнутої зони згинів парогонів (зона I).

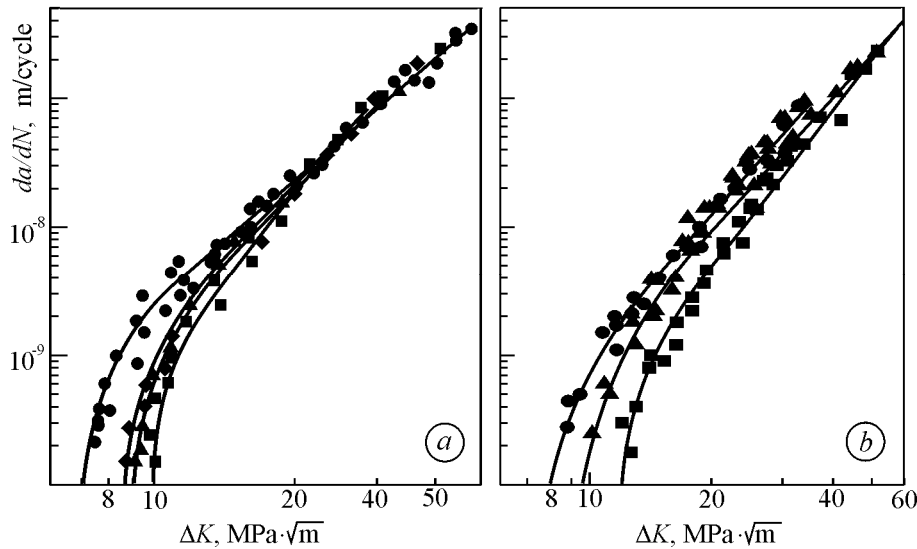


Рис. 6. Діаграми швидкостей росту втомної тріщини в різних зонах згинів парогонів зі сталей 12X1MΦ (a) та 15X1M1Φ (b): ● – зона I; ◆ – II; ▲ – III; ■ – IV (див. рис. 1).

Fig. 6. Curves of fatigue crack growth rates in different bends of steam pipelines made of 12X1MΦ (a) and 15X1M1Φ (b) steels: ● – region I; ◆ – II; ▲ – III; ■ – IV (see Fig. 1).

Слід зауважити, що діаграми опору зародженню (рис. 5) і росту (рис. 6a) втомної макротріщини для зразків зі сталі 12X1MΦ, вирізаних з-під внутрішньої поверхні розтягнутої ділянки згину парогону (зона II), зсунуті у бік вищих значень циклічної тріщиностійкості, ніж діаграми для металу біля зовнішньої поверхні (зона I). Під час пошкодження сталі парогону відповідальним за тріщино-

утворення (поряд із повзучістю) може виступати водневий чинник [2], оскільки локальні концентрації залишкового водню в шарах металу з боку внутрішньої поверхні труби можуть бути дещо вищі [18]. Проте зафіксована вища тріщиностійкість металу в зоні II проти зони I, а також подібні літературні дані [19] свідчать про переважальну роль температурно-силового чинника.

Здебільш зародження тріщин і руйнування гнутих ділянок парогонів пов'язують з високотемпературною повзучістю і впливом знеуглецювання металу поверхневих шарів розтягнутої ділянки згину [18]. На користь такого механізму високотемпературної деградації парогінних сталей свідчать термодинамічні розрахунки констант рівноваги реакції знеуглецювання. Показано [4], що при 560°C константа рівноваги реакції знеуглецювання металу під впливом кисню повітря (в зоні I) досить висока – $K_1 = 4,8 \cdot 10^{31}$. В зоні II, біля внутрішньої стінки труби, реакції протікають за впливу водяної пари, яка розкладається на водень і кисень, і їх константи рівноваги значно нижчі: $K_2 = 1,7 \cdot 10^3$ за впливу кисню і $K_3 = 2,5 \cdot 10^{21}$ за впливу водню [4]. Але для протікання реакції з константою K_3 спочатку має відбутися реакція з досить низькою імовірністю (константа K_2). Крім цього, відомо, що кисень суттєво зменшує роль водню у фізико-хімічних процесах системи метал–середовище [20, 21], оскільки реакція з воднем можлива тільки за відсутності пасивувальної оксидної плівки на поверхні металу [22]. Таким чином, закономірності деградаційних процесів у сталях парогонів ТЕС, а також живильних і екранних трубопроводів котлів [22, 23] можуть різнитися.

За результатами мікрофрактографічного аналізу на поверхнях зламів зразків з розтягнутої зони згинів виявлено ділянки відкольного мікрорельєфу у вигляді плоских фасеток, сумірних з розмірами феритних зерен, а також вторинні міжзеренні мікротріщини (рис. 7а, с). Подібний рельєф зламів зафіксували також на фрактограмах утомних зламів зразків з прямої ділянки парогону, деградованого до критичного рівня [2].

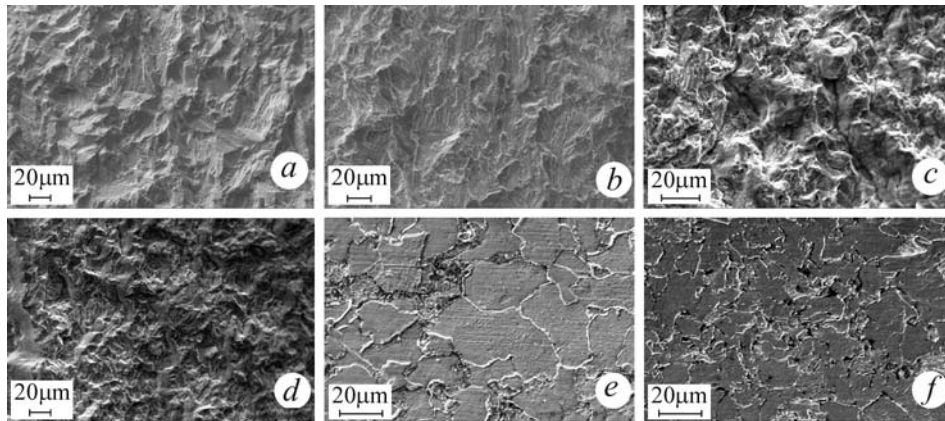


Рис. 7. Мікрофрактограми зламів зразків на ділянках припорогових швидкостей росту втомних тріщин у розтягнутій (а, с) та стиснутій (b, d) зонах згинів парогонів зі сталей 12X1MΦ (а, b) та 15X1M1Φ (с, d), а також електронна мікроструктура сталі 12X1MΦ у вихідному стані (e) та після модельної деградації (f).

Fig. 7. Microfractographs of fracture surface of specimens in the regions of near-threshold fatigue crack growth rates in the tension (a, c) and compressed (b, d) pipeline bends made of 12X1MΦ (a, b) and 15X1M1Φ (b, d) steels and also electron microstructure of 12X1MΦ steel in the initial state (e) and after model degradation (f).

На фоні типового зсувового мікрорельєфу ці фасетки розташовані хаотично. Вони обумовлені межами зерен фериту, вздовж яких під час тривалої експлуатації нагромаджувались пошкоди. Реалізація міжзеренного мікромеханізму руйну-

вання пов'язана із зернограничними виділеннями складних карбідів і порами, які утворюються інтенсивніше в розтягнутій зоні згинів, ніж у стиснутій, де елементи крихкого руйнування практично відсутні (рис. 7b, d).

Модельна термомеханічна деградація сталі парогонів. Під час раптового підвищення (пониження) експлуатаційної температури і тиску пари, наприклад, на етапах пусків-зупинок або під час аварійних ситуацій, у матеріалі трубних елементів парогонів можуть виникати локальні механічні напруження, які навіть перевищують границю текучості металу [12, 18]. Для таких випадків характерна циклічна зміна напружень у часі за асиметричного циклу, коли метал парогону деградує внаслідок повзучості і малоциклової високотемпературної втоми.

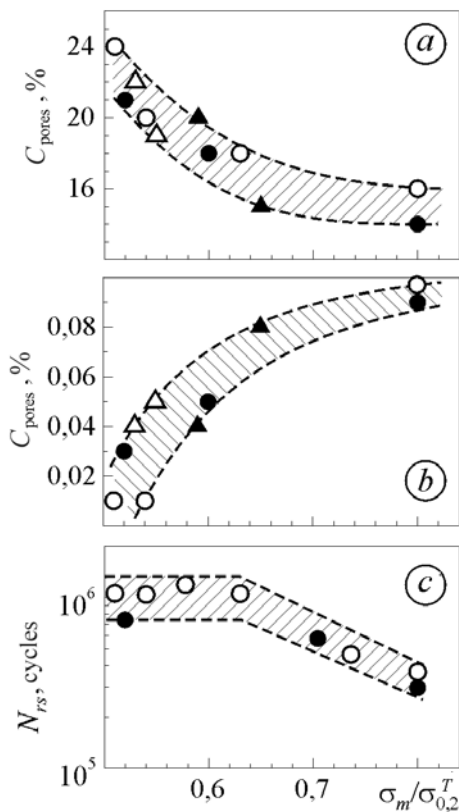


Рис. 8. Залежності структурно-фазового стану (a), мікропошкодженості (b) та кількості циклів N_{rs} до формування залишкової деформації (c) від відносного значення статичної компоненти циклу навантаження ($\sigma_m / \sigma_{0,2}^T$) за модельної деградації сталі 12X1МФ при:
 \circ – 540°C; \bullet – 570; \triangle – 600; \blacktriangle – 630°C.

Fig. 8. Dependence of the structural-phase state (a), microdamaging (b) and a number of cycles, N_{rs} , before formation of residual strain (c) on the relative value of static components of the loading cycle ($\sigma_m / \sigma_{0,2}^T$) under model degradation of 12X1MF steel at temperatures:
 \circ – 540°C; \bullet – 570; \triangle – 600; \blacktriangle – 630°C.

напруження $\sigma_m / \sigma_{0,2}^T = 0,5 \dots 0,8$ за коефіцієнта асиметрії $R = 0,1 \dots 0,6$, тобто можливий вплив водню на деградацію не розглядали.

За таких режимів термомеханічного впливу зафіксовано монотонне зниження частки перлітного складника та зростання вмісту пор циклічної повзучості у мікроструктурі сталі (рис. 8a, b). Несуцільності типу пор або порожнин в об'ємі модельної деградованого металу утворюються, в основному, вздовж меж феритних зерен (рис. 7f), які відсутні у вихідному стані цієї сталі (рис. 7e). Накопичення залишкових деформацій (N_{rs}) залежить від рівня прикладених напружень ($\sigma_m / \sigma_{0,2}^T$). Воно суттєво пришвидшується при $\sigma_m / \sigma_{0,2}^T = 0,7 \dots 0,8$ (рис. 8c), що відповідає маневровим режимам роботи парогонів. Реалізація таких режимів високотемпературних навантажень зумовлює трансформацію мікроструктури в сталі 12X1МФ та її мікропошкодженість, яка досягає 3–4 балу, причому за відсутності водневого середовища. Така методика лабораторної деградації сталей парогонів дає можливість отримувати експрес-інформацію (впродовж одного–двох

десятих годин) про цей процес, який в експлуатаційних умовах досягається за сотні тисяч годин напрацювання.

Таким чином, аналіз закономірностей експлуатаційної і модельної деградації та руйнування теплотривких парогінних сталей свідчить, що надійність парогону визначається структурно-фазовим станом та пошкоджуваністю металу, що сформувалися у першу чергу за умов тривалого впливу температурно-силових факторів.

ВИСНОВКИ

Внаслідок експлуатаційної деградації структури сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф знижується опір зародженню та субкритичному росту тріщини, особливо біля зовнішньої поверхні зони розтягу згинів парогонів. Довговічність N_i на стадії зародження початкової втомної макротріщини чутливіша до мікроструктурних перетворень та накопичення пошкоджуваності в сталях, ніж поріг втоми ΔK_{th} на стадії субкритичного поширення макротріщини. При цьому стандартні механічні характеристики, передбачені чинними нормативними документами для оцінки ресурсу металу парогонів, виявляють слабу чутливість. Показано, що сульфідні включення типу MnS знижують роботоздатність сталей парогонів через формування біля них клиноподібних мікропорожнин.

Запропоновано методику пришвидшеної деградації сталей парогонів ТЕС у лабораторних умовах, яка дає можливість отримувати значну трансформацію вихідної структури і мікропошкодженість сталей тільки за сумісного впливу високої температури і циклічних напружень.

РЕЗЮМЕ. Эксплуатационная деградация структуры сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф понижает сопротивление зарождению и субкритическому росту усталостной трещины, особенно возле внешней поверхности зоны растяжения гибов паропроводов. Долговечность на стадии зарождения начальной макротрещины наиболее чувствительна к структурно-механической повреждаемости деградированных сталей. Показано, что сульфидные включения типа MnS способствуют падению работоспособности паропроводной стали вследствие формирования возле них клиновидных микрополостей. Разработана методика ускоренной деградации сталей паропроводов в лабораторных условиях при температурах 540...630°C и циклическом нагружении с высокой асимметрией цикла ($R = 0,6$), которая моделирует маневровые режимы работы (пуски-остановки) паропроводов.

SUMMARY. Service degradation of the 12Х1МФ and 15 Х1М1Ф steels structure decreases the resistance to fatigue crack initiation and subcritical fatigue crack growth near the external tensile zone surface of the steam pipeline bends. Durability at the stage of the initial macrocrack initiation is the most sensitive to the structural-mechanical damaging of degraded steels. It is shown that sulphide inclusions like MnS facilitate the decrease of serviceability of steam pipeline steels due to formation of the wedge-like micropores near them. The methods of the accelerated degradation of steam pipeline steels in the laboratory conditions at 540...630°C and under fatigue loading with a high stress ratio ($R = 0.6$) that models the maneuver conditions, i.e. start-stop of steam pipelines operation, are developed.

1. Бугай Н. В., Березина Т. Г., Трунин И. И. Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – С. 38–39.
2. Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, Г. В. Кречковська та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – 46, № 2. – С. 42–54.
(Nykyforchyn H. M., 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.)
3. Нахалов В. А. Надежность гибов труб теплоэнергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 184 с.
4. Структурна мікропошкоджуваність сталей парогонів ТЕС / О. П. Остап, А. І. Кондир, О. В. Вольдемаров та ін. // Фіз.-хім механіка матеріалів. – 2009. – № 3. – С. 13–22.

- (*Ostash O. P., Kondyr A. I., Vol'demarov 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**, № 2. – P. 340–349.)
5. *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.
 6. *Осташ О. П.* Нові підходи в механіці втомного руйнування // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2006. – **42**, № 1. – С. 13–25.
(*Ostash O. P.* New Approaches in fatigue fracture mechanics // *Materials Science*. – 2006. – **42**, № 1. – P. 5–19.)
 7. *Образец* для исследования закономерностей зарождения трещин / В. В. Панасюк, М. П. Саврук, А. И. Зборомирский и др. // Там же. – 1984. – **20**, № 4. – С. 66–77.
 8. *РД 50-345-82*. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 96 с.
 9. *Романив О. Н., Ткач А. Н., Симинькович В. Н.* Структура и припороговая усталость сталей // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 1983. – № 4. – С. 19–33.
 10. *СОУ-Н ЕЕ 20.321:2009*. Нормативний документ. Металографічні методи дослідження елементів теплоенергетичного устаткування. Положення. – К.: ОЕП “ГРІФРЕ”, 2009. – 69 с.
 11. *Крутасова Е. И.* Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 236 с.
 12. *Березина Т. Г., Бугай Н. В., Трунин И. И.* Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. – К.: Техніка, 1991. – 118 с.
 13. *Дуравкін І. П.* Прогнозування понадпаркового залишкового ресурсу головних паропроводів ТЕС: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2009. – 21 с.
 14. *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., Vol'demarov O. V., Hladysh P. V., and Ivasyshyn A. D.* Evaluation of the degradation of steels of steam pipelines according to their structural, mechanical, and electrochemical characteristics // *Materials Science*. – 2010. – **46**, № 4. – P. 431–439.)
 15. *Middleton C. J.* Reheat cavity nucleation and nucleation control in bainite creepresisting low-alloy steel: roles of manganese sulphide, residual sulphur and sulphur stabilizing elements // *Metal. Sci.* – 1981. – **15**, № 4. – P. 154–167.
 16. *Sijacki-Zeravcic V. and Radovic M.* Influence of sulphur on carbidization process in metal for pipelines 0,5Cr0,5Mo0,25V type after exploitation // *Proc. Conf. Mat. Aging Component Life Extention*. – Milano, 1995. – **1**. – P. 113–122.
 17. *Mc. Mahon Jr. C. J.* Some aspects of sulphur induced embrittlement of steels at elevated temperatures // *Proc. Int. Conf. Fracture, ICF-6*. – New Delhi, India, 1984. – **1**. – P. 143–161.
 18. *Мелехов Р. К., Похмурський В. І.* Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. Властивості, деградація. – К.: Наук. думка, 2003. – 373 с.
 19. *Студент О. З., Свірська Л. М., Дзіоба І. Р.* Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1МФ з різних зон гину парогону ТЕС на її механічні характеристики // *Фіз.-хім механіка матеріалів*. – 2012. – **48**, № 2. – С. 111–118.
 20. *Ткачов В. І., Іваськевич Л. М., Возничак О. М.* Деградація сталей у газоподібному водні з інгібувальними домішками // Там же. – 2007. – **43**, № 3. – С. 71–75.
(*Tkachov V. I., Ivas'kevych L. M., and Voznychak O. M.* Degradation of steel in gaseous hydrogen with inhibiting admixtures // *Materials Science*. – 2007. – **43**, № 3. – P. 377–382.)
 21. *Патент України № 43003*. Спосіб гальмування водневої крихкості сталей у газовому середовищі водню підвищених тисків та температур / Л. М. Іваськевич, В. І. Витвицький, М. П. Бережницька та ін. – Опубл. 27.07.2009; Бюл. № 14.
 22. *Образование* межкристаллитных трещин в экранных трубах котлов ТЭС / Р. К. Мелехов, А. М. Круцан, А. В. Василик, И. И. Василенко // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 1985. – **21**, № 5. – С. 92–96.
 23. *Вайнман А. Б.* Водородное охрупчивание экранных труб барабанных котлов высокого давления и его предупреждение // *Энергетика*. – 1985. – № 7. – С. 11–14.

Одержано 21.02.2012