

УДК 621.325:669.539.43

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

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

Для врахування впливу пусків-зупинок енергоблоків ТЕС на технічний стан деградованого металу парогонів запропоновано підхід, що передбачає побудову базових залежностей, які враховують механічний та технологічний показники експлуатованого металу. Механічним показником є ефективний поріг циклічної тріщиностійкості $\Delta K_{th\text{ eff}}$, технологічним – ефективна тривалість експлуатації τ_{eff} . Базові залежності $\Delta K_{th\text{ eff}} - \tau_{\text{eff}}$ побудовано за результатами випроб на циклічну тріщиностійкість сталей 12Х1МФ та 15Х1М1Ф після їх різної історії експлуатації. Показано, що моделювання деградації в лабораторних умовах можна використовувати для визначення поточного технічного стану металу після його тривалої експлуатації без механічних випроб.

Ключові слова: високотемпературна воднева деградація, парогони ТЕС, тепло-тривкі сталі, зупинки технологічного процесу.

На сьогодні фахівці визнають, що стан теплоенергетичного устаткування в Україні наблизився до критичного, що ослаблює енергетичну незалежність України. Адже значна частина об'єднаних в енергетичну систему енергоблоків (~54 %) експлуатується понад $2 \cdot 10^5$ h [1]. Таке масштабне зношування теплоенергетичного устаткування ставить на чільне місце проблему, пов'язану з оцінюванням ресурсу (зокрема, залишкового) та пошуком шляхів його продовження.

Для цього необхідно коректно оцінити технічний стан обладнання і, залежно від результатів оцінювання, розробляти заходи, спрямовані на підвищення надійності його експлуатації. Одним із важливих кроків такого оцінювання є визначення стану експлуатованого металу, який зазнає сумісного впливу низки технологічних чинників, що спричиняють деградацію. До них відносять наводнювальне середовище та жорсткі температурно-силові умови експлуатації (зокрема, температура пари в парогонях досягає 570°C , а тиск – 24 МПа). Але останнім часом фахівці-експлуатаційники визнають однією з головних причин втрати робоздатності обладнання часті зупинки технологічного процесу через експлуатацію блоків у маневровому режимі. Нагрівання і охолодження під час зупинок супроводжується виникненням додаткових термічних напружень у перерізі труб, які сумарно з напруженнями від внутрішнього тиску можуть подекуди досягати критичних значень [2, 3]. Це полегшує зародження та поширення тріщин у трубах, інтенсифіковані шкідливим впливом абсорбованого металом водню, і призводить до очевидної деградації у вигляді пошкод у конструкції, які поширюються аж до її остаточного руйнування. Проте цьому, відносно швидкому етапу деградації, передує значно повільніший етап, який не обов'язково пов'язаний з дефекто- чи тріщиноутворенням, а проявляється у зміні субструктури, мікроструктури і, як наслідок, погіршенні механічних властивостей металу [4–6]. При цьому, попри збе-

Контактна особа: О. З. СТУДЕНТ, e-mail: student@ipm.lviv.ua

реження цілісності конструкції, тривало експлуатований метал втрачає властивості, які забезпечували йому роботоздатність на початку експлуатації. І важливу роль у цьому відіграє його наводнювання. Адже концентрація водню в такому металі вища за властиву йому у вихідному стані і розподілений він нерівномірно (поблизу реальних зламів парогінних труб його локальний вміст істотно перевищує середній для металу рівень) [7]. Експериментально встановлено, що розчинений у металі водень пришвидшує дифузійний перерозподіл елементів легування [8, 9], інтенсифікуючи структурні зміни, а швидкість перерозподілу залежить і від температури, і від напружень [10, 11]. Тому можна сподіватися, що зміна мікроструктури металу парогонів під час їх тривалої високотемпературної експлуатації пришвидшуватиметься через вплив і наводнювання, і додаткових напружень розтягу, що виникають під час пусків-зупинок енергоблоків. При цьому в першу чергу скорочуватиметься етап деградації металу на структурному рівні з відповідною зміною механічних властивостей, а вже як наслідок цього – час до зародження тріщин і загальна довговічність конструкції.

Нижче розроблено підхід до оцінювання технічного стану експлуатованого металу парогонів з урахуванням впливу зупинок технологічного процесу на блоках ТЕС.

Об'єкт дослідження. Головні парогони, якими перегріту пару подають від котла до турбіни, відносять до особливо небезпечних та відповідальних

елементів енергоблоків ТЕС. Звичайно їх виготовляють із оцаднолегованих теплотривких сталей 15X1M1Ф та 12X1MФ (табл. 1 і 2). Зразки для досліджень властивостей сталей у вихідному стані виготовляли з труб запасу, які пройшли типові термічне оброблення на заводі під час виготовлення (сталь 15X1M1Ф: нормалізація від температури 1040°C після

Таблиця 1. Хімічний склад (mass.%) сталей 15X1M1Ф та 12X1MФ у вихідному стані										
Сталь	C	Cr	Mo	V	Co	Ni	Si	Mn	S	P
15X1M1Ф	0,16	1,39	0,97	0,29	0,017	0,20	0,30	0,91	0,017	0,021
12X1MФ	0,10	1,10	0,26	0,17	–	–	0,26	0,54	0,019	0,015

Таблиця 2. Механічні властивості сталей 15X1M1Ф та 12X1MФ у вихідному стані							
12X1MФ				15X1M1Ф			
σ_B	$\sigma_{0,2}$	ψ	δ	σ_B	$\sigma_{0,2}$	ψ	δ
МПа		%		МПа		%	
445	285	74	30	530	340	63	20

витримування 40 min, охолодження зі швидкістю $>5^\circ\text{C}/\text{min}$, відпуск при 740°C впродовж 3 h; сталь 12X1MФ: нормалізація на повітрі від 980°C з тригодинним відпуском при 740°C).

У вихідному стані обидві сталі мали майже однаковий запас пластичності, якщо судити за співвідношенням границь текучості та міцності (в обох випадках $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,64$, що є нижчим за регламентований для них максимальний рівень 0,7 [12]).

Для врахування впливу зупинок технологічного процесу на технічний стан експлуатованого металу головних парогонів ТЕС дослідили сталь 15X1M1Ф, яка експлуатувалася за температури до 545°C і тиску до 24 МПа, та сталь 12X1MФ, яка експлуатувалася за температури до 540°C і тиску до 14 МПа. Труби зі сталі 15X1M1Ф мали діаметр 325 mm і товщину стінки 60 mm, а зі сталі 12X1MФ – 325 mm і 38 mm (діаметр і товщина), відповідно.

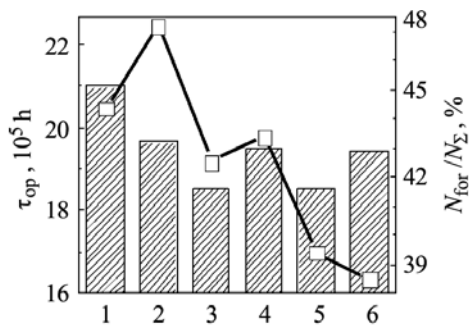


Рис. 1. Тривалість експлуатації τ_{op} (стовпчики) та відсоток вимушених зупинок N_{for} від їх загальної кількості, N_{Σ} , (крива) для сталі 15X1M1Φ з головних парогонів (аналіз шести блоків ТЕС).

Fig. 1. Operation time τ_{op} (bars) and a percentage ratio of forced shut-downs N_{for} vs. total amount of shut-downs, N_{Σ} , (curve) for 15X1M1Φ steam pipeline steel (analysis of six blocks of a heat power plant).

Для обґрунтування вибору металу для досліджень проаналізували вибіркові дані з тривалості експлуатації та кількості планових і вимушених зупинок технологічного процесу для обох сталей. Дані для сталі 15X1M1Φ наведено на рис. 1.

Досліджували метал з двох блоків (2 і 6 на рис. 1), які практично за однакової тривалості експлуатації $\tau_{op} \sim 2 \cdot 10^5$ h найбільше відрізнялися за кількістю зупинок технологічного процесу і за співвідношенням N_{for} / N_{Σ} . Зразки з деградованого металу вирізали з вертикальних ділянок парогонів різних блоків, які експлуатувалися за практично однакових температурно-силових умов.

Методики досліджень. Для оцінювання стану деградованого металу використали показники механіки руйнування, зокрема порогові показники циклічної тріщиностійкості (ЦТ), які виявили достатньо високу чутливість до зміни стану деградованого металу [13]. Характеристики ЦТ визначали на повітрі за результатами втомних випроб балкових зразків ($10 \times 20 \times 160$ mm) з крайовим надрізом, навантажених консольним згином з частотою $f = 10$ Hz за коефіцієнта асиметрії циклу навантаження $R = 0,05$. Зразки вирізали безпосередньо з труб, зорієнтувавши їх в осьовому напрямі. При цьому тріщини в них росли в радіальному напрямі діаметрального перерізу труби (поперек стінки труби). За результатами випроб будували кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) в координатах швидкість росту втомної тріщини (РВТ) da/dN від номінального (ΔK) і ефективного (ΔK_{eff}) розмахів коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН). Під час визначення ΔK_{eff} враховували ефект закриття тріщини (ЗТ). З КДВР визначали номінальні $\Delta K_{th} = K_{th \max} - K_{th \min}$ та ефективні $\Delta K_{th \text{ eff}} = K_{th \max} - K_{th \text{ cl}}$ порогові розмахи КІН. Величину $K_{th \text{ cl}}$, що характеризує ЗТ і відповідає частині циклу навантаження, впродовж якої метал в околі вершини тріщини циклічно не деформується, визначали за методом податливості [6]. Завдяки високій локальності ефективний поріг ЦТ віддзеркалює зміни структурного стану металу під час експлуатації на субмікрорівні і тому дає змогу судити про рівень деградації металу [14].

Для моделювання в лабораторних умовах деградації сталей внаслідок пусків-зупинок технологічного процесу використали метал з труб запасу. Зразки термоцикували у газоподібному водні під тиском 0,3 МПа від кімнатної до максимально можливої під час експлуатації парогонів температури 570°C з витриманням за кожної з них впродовж 1 h [12, 15].

Особливості підходу до оцінювання технічного стану експлуатованих теплотривких сталей. Для оцінювання реального стану деградованого металу використали механічний та технологічний показники технічного стану експлуатованого металу. Перший з них (механічний показник) має бути

достатньо чутливий до зміни стану металу внаслідок експлуатації. Порівнянням механічних властивостей (характеристик міцності і пластичності за кімнатної та робочої температур, твердості, статичної та циклічної тріщиностійкості, структурних показників) виявили, що параметри механіки руйнування найчутливіші до деградації теплотривких сталей в експлуатаційних умовах [16]. Тому за механічний показник технічного стану металу використали ефективний поріг ЦТ.

До технологічних чинників, які впливають на інтенсивність деградації металу в експлуатаційних умовах, слід віднести не лише тривалість високо-температурної експлуатації τ_{op} , а ще і наводнювання з пари [17] та кількість зупинок технологічного процесу. При цьому бажано враховувати можливу невідповідність режимів охолодження системи впродовж планових та вимушених (аварійних, з більшою швидкістю охолодження системи) зупинок, що, відповідно, по-різному впливали на деградацію металу. Тому кількість вимушених зупинок N_{for} потрібно виокремити з їх загальної кількості N_{Σ} , а за технологічний показник стану експлуатованого металу пропонуємо використовувати не номінальну τ_{op} , а ефективну τ_{eff} тривалість експлуатації: $\tau_{eff} = \tau_{op} [1+k]$, де $k = m \cdot (N_{for} / N_{\Sigma})^p$. Коефіцієнти m і p визначають емпірично і вони враховують вплив швидшого охолодження впродовж вимушених зупинок та наводнювання на інтенсифікацію деградації металу [18–20].

Реалізація підходу до оцінювання технічного стану експлуатованого металу. Прийняли, що швидкість охолодження під час вимушених зупинок може до 5 раз перевищувати швидкість охолодження під час планових зупинок. Вплив водню, абсорбованого металом під час високотемпературної експлуатації, на дифузійний перерозподіл складників мікроструктури відчутніший після вимушеної зупинки порівняно з плановою, і цю невідповідність описали квадратичною залежністю. Тому коефіцієнт k у виразі для визначення ефективної тривалості експлуатації τ_{eff} з урахуванням впливу зупинок обчислили як $k = 5 \cdot (N_{for} / N_{\Sigma})^2$.

Тоді за результатами механічних випроб на ЦТ сталей 12X1MФ та 15X1M1Ф після різної тривалості експлуатації τ_{op} визначили відповідні їм рівні $\Delta K_{th\,eff}$ та, використавши дані з протоколів їх експлуатації на парогонях, вирахували для них значення τ_{eff} . За отриманими результатами побудували базові залежності $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$ для кожної з досліджених сталей (рис. 2a і c), за якими оцінювали реальний технічний стан металу, який підлягає експертизі, без механічних випроб зразків з нього. Зокрема, за порахованою ефективною тривалістю експлуатації τ_{eff} (на основі даних з протоколів експлуатації металу на парогоні) з базовою залежністю можна визначити відповідний їй рівень $\Delta K_{th\,eff}$.

Водночас залишається відкритим питання обґрунтованості значення механічного показника стану металу, яке слід вважати за критичне і за досягнення якого метал треба знімати з експлуатації. Для цього використали результати випроб на ЦТ зразків, попередньо деградованих у лабораторних умовах термоцикуванням у газоподібному водні від максимальної для парогонів температури до кімнатної, моделюючи так зупинки технологічного процесу. Оскільки абсорбований металом під час деградації водень впливає на його порогові та критичні показники ЦТ [21–26], то для з'ясування рівня деградації металу без впливу на оцінку наявного в металі водню, частину зразків випробовували на ЦТ після двогодинної дегазації у вакуумі. Отримані залежності ефективних порогів ЦТ $\Delta K_{th\,eff}$ від кількості термоциклів у водні n (рис.

2b і d) перетинаються. Це означає, що до певного рівня деградації металу (яка задається кількістю термоциклів у водні, що не перевищує n_c) наявний у металі водень підвищує його здатність чинити опір РВТ (за показником $\Delta K_{th\,eff}$). Перевищення цього рівня супроводжується зниженням параметра $\Delta K_{th\,eff}$ деградованого за таких умов металу під впливом абсорбованого ним водню. Це вказує на появу схильності тривало експлуатованого металу до водневої крихкості, тому цей стан пропонуємо вважати критичним.

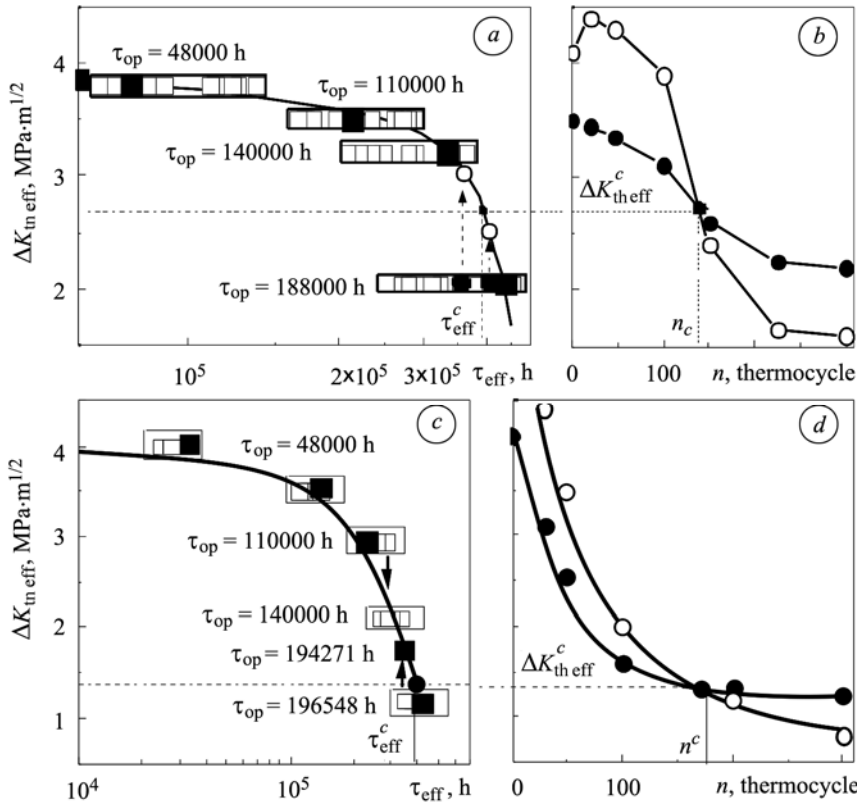


Рис. 2. Базові залежності $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$ (a, c) для визначення технічного стану сталей 12X1MΦ (a, b) та 15X1M1Φ (c, d) з парогонів ТЕС після різного часу експлуатації τ_{op} (■, ○ – точки, отримані за результатами випроб сталей на ЦТ з визначенням $\Delta K_{th\,eff}$ та обчисленням τ_{eff} ; □, ● – точки, отримані лише розрахунком τ_{eff}). Залежності механічного показника $\Delta K_{th\,eff}$ (b, d) для обох сталей, деградованих в лабораторних умовах, від кількості термоциклів у водні n (○ – наводнений та ● – дегазований після термоцикування у водні метал).

Fig. 2. Basic curves $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$ (a, c) for estimation of the technical state of 12X1MΦ (a, b) and 15X1M1Φ (c, d) steels after different operation time, τ_{op} , on steam pipelines (■, ○ – points obtained as a result of fatigue crack growth resistance tests with defining $\Delta K_{th\,eff}$ and calculating τ_{eff} ; □, ● – points obtained from calculating τ_{eff} only). Dependences of the mechanical factor $\Delta K_{th\,eff}$ (b, d) for both steels degraded in laboratory conditions vs. a number of thermocycles in hydrogen n (○ – hydrogenated metal; ● – degassed metal after thermocycling in hydrogen).

Вважаємо, що механічний показник стану металу (в нашому випадку це – ефективний поріг ЦТ $\Delta K_{th\,eff}$) описує його незалежно від умов, за яких він деградував (лабораторні чи експлуатаційні). Тоді, по-перше, за критичне значення цього показника можна взяти значення $\Delta K_{th\,eff}$, отримане в точці перетину залежностей $\Delta K_{th\,eff} - n$ для наводненого і дегазованого після термоцикування у водні металу (рис. 2b і d), а, по-друге, тривало експлуатований ме-

тал з таким самим рівнем $\Delta K_{th\,eff}$ буде також деградований до критичного рівня. Відповідне ж йому значення ефективної тривалості експлуатації металу τ_{eff}^c вважали за технологічний показник стану критично деградованого металу.

Наведені діаграми дають змогу оцінити реальний стан сталей 12X1MФ та 15X1M1Ф після їх тривалої експлуатації на парогонях ТЕС без вирізання металу з труб для механічних досліджень. Для цього достатньо проаналізувати дані з протоколів експлуатації металу на реальних об'єктах (зокрема, номінальну тривалість експлуатації τ_{op} та сумарну кількість зупинок технологічного процесу N_{Σ} і вимушених N_{for} у тому числі) та вирахувати ефективну тривалість експлуатації металу τ_{eff} . Отримане значення τ_{eff} відкласти на осі абсцис відповідної для аналізованої сталі базової залежності (рис. 2a і c) та провести від цієї точки вертикаль до перетину з базовою залежністю $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$. Якщо ця точка перетину лежатиме вище за точку з координатами $(\tau_{eff}^c, \Delta K_{th\,eff}^c)$, що відповідає критичному рівню деградації металу, то його експлуатацію можна продовжити.

У протилежному випадку, коли точка перетину вертикалі з базовою залежністю $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$ розташовується нижче точки критичного стану, можливе руйнування елемента під час подальшої експлуатації внаслідок негативного впливу абсорбованого металом водню на механічний показник його роботоздатності $\Delta K_{th\,eff}$.

Апробували запропонований підхід на сталі 12X1MФ з двох блоків, які, попри практично однакову тривалість експлуатації, істотно відрізнялися за кількістю зупинок технологічного процесу. На основі даних з протоколів їх експлуатації для них розрахували значення τ_{eff} і нанесли їх у вигляді чорних позначок (рис. 2a) на рівні $\tau_{op} = 188\,000$ h. Отримали очевидну відмінність за технологічним показником стану металу τ_{eff} атестованих сталей. Після їх випроб на ЦТ відповідні їм значення $\Delta K_{th\,eff}$ нанесли на базову залежність білими позначками. Виявилося, що одержані за результатами механічних випроб позначки розташувалися на рівнях попередньо розрахованих значень τ_{eff} . Це дає підстави стверджувати, що за неможливості вирізання металу для його тестування за механічним показником стану металу ($\Delta K_{th\,eff}$) достатньо розрахувати відповідне йому значення τ_{eff} , щоб судити про його стан на цьому етапі експлуатації. Стрілками на рис. 2a вказано напрям проектування точок (білі позначки), отриманих розрахунком τ_{eff} , для визначення реального стану металу за показником $\Delta K_{th\,eff}$.

Подібно вплив зупинок технологічного процесу на технічний стан металу головних парогонів перевірили також на сталі 15X1M1Ф з двох блоків, які теж за практично однакової тривалості експлуатації $\tau_{op} \sim 2 \cdot 10^5$ h істотно відрізнялися за кількістю зупинок технологічного процесу (див. рис. 1). Отримані за результатами розрахунків значення τ_{eff} нанесли у вигляді білих позначень на рис. 2c на відповідному рівні тривалості експлуатації τ_{op} . Випробувавши обидва експлуатовані метали на ЦТ (два нижні чорні квадратики на рис. 2c,) виявили, що одержану розрахунком точку для металу, експлуатованого за меншої кількості зупинок, слід перемістити вище, а для експлуатованого за більшої кількості зупинок – залишити незмінною. При цьому обидві точки добре укладаються на загальну базову залежність. Стрілки на рис. 2c мають таке ж призначення, що і на рис. 2a.

Отже, з базової залежності $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$ для тривало експлуатованої сталі можна за критичним рівнем $\Delta K_{th\,eff}^c$, визначеним на зразках, деградованих у лабораторних умовах, знайти критичне значення технологічного показника

τ_{eff}^c . Тоді технічний стан металу на проміжних етапах експлуатації (чорні квадрати на рис. 2а і с) можна характеризувати без додаткових механічних випроб, спроектувавши ці крапки на базову залежність і оцінивши відповідні їм значення $\Delta K_{\text{th eff}}$. Крім того, якщо отримане з базової залежності значення $\tau_{\text{eff}} \leq \tau_{\text{eff}}^c$, то подальша експлуатація металу безпечна. Якщо ж $\tau_{\text{eff}} > \tau_{\text{eff}}^c$, то абсорбований металом під час експлуатації водень може викликати його руйнування.

Процеси, відповідальні за деградацію сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ під час тривалої експлуатації. Для обґрунтування надійної роботи парогону важливо розуміти природу процесів, які відбуваються під час експлуатації і спричиняють втрату металом механічних властивостей, що забезпечували його розрахунковий ресурс на початку експлуатації. Проаналізуємо під таким кутом зору базові залежності для сталей, які для простоти опису позначимо як $P_{\text{mech}} - P_{\text{tech}}$, де механічний показник стану металу P_{mech} відповідає параметру $\Delta K_{\text{th eff}}$, а технологічний P_{tech} – часу τ_{eff} (рис. 3).

Базові залежності умовно поділимо на чотири діапазони, на переходах між якими спостерігається характерні зміни: зона I обмежена справа точкою, в якій порушується лінійність залежності $P_{\text{mech}} - P_{\text{tech}}$; зона II – точкою перетину продовжень дотичних, якими екстрапольовано початкову і кінцеву ділянку базової залежності; зона III – точкою з координатами $(P_{\text{tech}}^c, P_{\text{mech}}^c)$, що відповідає точці $(\tau_{\text{eff}}^c, \Delta K_{\text{th eff}}^c)$; зона IV – відповідає стану металу, деградованому понад критичний рівень.

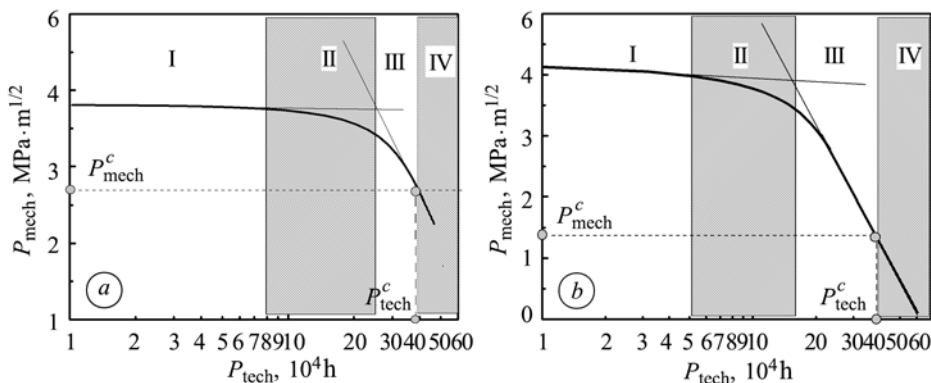


Рис. 3. Базові залежності $P_{\text{mech}} - P_{\text{tech}}$ для визначення технічного стану експлуатованих на парогонках ТЕС сталей 12X1MФ (а) та 15X1M1Ф (б) на основі даних з історії їх експлуатації: $P_{\text{tech}}^c, P_{\text{mech}}^c$ – критичні значення технологічного і механічного показників їх стану, відповідно.

Fig. 3. Basic curves $P_{\text{mech}} - P_{\text{tech}}$ for estimation of the technical state of 12X1MФ (a) and 15X1M1Ф (b) steels after exploitation on steam pipelines based on data from their service history: $P_{\text{tech}}^c, P_{\text{mech}}^c$ – critical values of technological and mechanical parameters of theirs states, respectively.

Порівняння базових залежностей обох сталей нашоувхує на несподіваний висновок щодо стабільності їх механічного стану в часі тривалої експлуатації. Якщо порівняти досліджені сталі за технологічним показником P_{tech}^c , то вони практично не відрізняються. Водночас за показником P_{mech}^c вони істотно різні. Причому сталь з вищим вмістом молібдену, яка у вихідному стані мала вищі показники міцності, тривалої міцності, ЦТ і залишалася кращою за стабільністю механічного показника P_{mech} аж до понад $\sim 10^5$ h, раптом почала набагато інтенсивніше втрачати свою роботоzдатність. Це приблизно відповідає початку експлуатації блоків у маневровому режимі з частими пусками і запус-

ками устаткування. Подібний висновок напрашується і з порівняння залежностей $\Delta K_{th\text{ eff}} - n$ (рис. 2b і d). Термоцикування у водні, яким моделювали зупинки технологічного процесу, інтенсивніше знижує рівень ЦТ сталі 15X1M1Ф проти сталі 12X1MФ. Це дає підстави стверджувати, що вищі показники роботоздатності сталі 15X1M1Ф у вихідному стані, які і послужили однією з підстав її впровадження для виготовлення головних парогонів ТЕС, не забезпечили стабільності її властивостей за частих зупинок технологічного процесу.

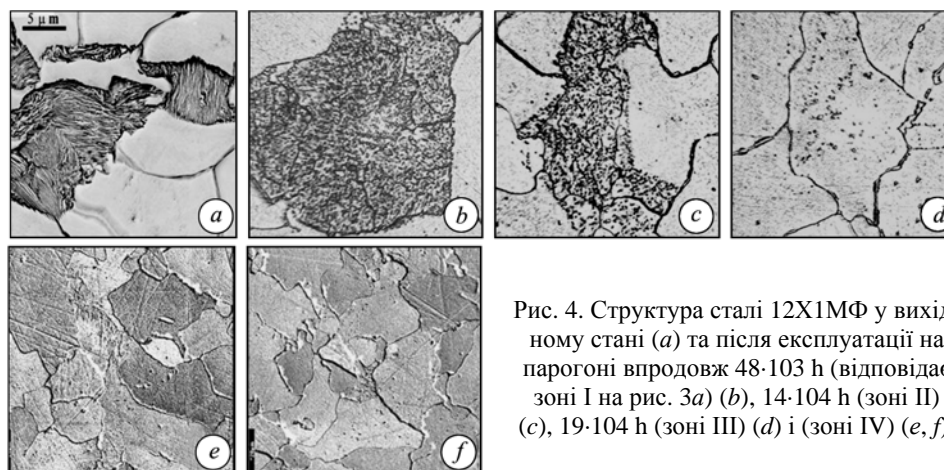


Рис. 4. Структура сталі 12X1MФ у вихідному стані (a) та після експлуатації на парогоні впродовж 48·10³ h (відповідає зоні I на рис. 3a) (b), 14·10⁴ h (зоні II) (c), 19·10⁴ h (зоні III) (d) і (зоні IV) (e, f).

Fig. 4. Microstructure of 12X1MФ steel in a virgin state (a) and after exploitation on the pipeline for 48·10³ h (zone I in Fig. 3a) (b), 14·10⁴ h (zone II) (c, d) and 19·10⁴ h (zone III) (d) and (zone IV on Fig. 3 a) (e, f).

З аналізу результатів металографічних досліджень обох сталей після різної тривалості експлуатації дійшли висновку, що основні зміни структури сталей відбуваються на рівні перерозподілу карбідних складників. Якщо на початку експлуатації сталь має ферит-перлітну структуру, то основні зміни зафіксовано у перліті (сталь 12X1MФ) [15], а якщо бейніт-феритну – то в бейніті (сталь 15X1M1Ф) [22]. Причому незалежно від структури у вихідному стані (ферит-перлітна у сталі 12X1MФ на рис. 4a, чи бейніт-феритну у сталі 15X1M1Ф на рис. 5a) спільною особливістю їх деградації є переміщення карбідів на межі зерен, внаслідок чого після експлуатації в їх структурі переважають зерна фериту з карбідами на їх межах. Відмінність у тому, за якого часу експлуатації та після якої кількості зупинок технологічного процесу змінюється структура сталі.

Згідно з даними [4], основні якісні зміни фазового складу карбідів зафіксували впродовж перших 3...8·10³ h експлуатації, що досить добре узгоджується з тривалістю експлуатації в межах I зони. При цьому, якщо структура сталі у вихідному стані є ферит-перлітною, то з початком експлуатації в ній збільшується кількість складнолегованих карбідів типу Me₇C₃ та Me₂₃C₆ на основі заліза та хрому, а кількість карбідів цементитного типу (Me₃C) стрімко зменшується (рис. 4b).

Якщо ж у вихідному стані сталь має структуру бейніт-феритну, то в межах зони I вуглець покидає пересичений ним твердий розчин в α-залізі з виділенням дрібних високолегованих хромом і молібденом карбідів вздовж пакетів бейніту (рис. 5b). За подальшої експлуатації карбіди переміщуються на межі зерен та коагулюють. Ці процеси передбачають дифузійний перерозподіл і вуглецю, і елементів легування на відносно великі віддалі, подекуди сумірні з розміром зерна (20...50 μm). За нашими розрахунками високотемпературна експлуатація при 540°C впродовж 11...15·10⁴ h є достатня, для такого

дифузійного перерозподілу елементів, внаслідок чого на межах зерен з'являються складнолеговані карбіди та відбувається їх коагуляція. Ці процеси протікають в межах зони II (див. рис. 3a, b). Великі карбіди металографічно зафіксовані на межах феритних зерен після $15 \cdot 10^4$ h (рис. 4c і 5c).

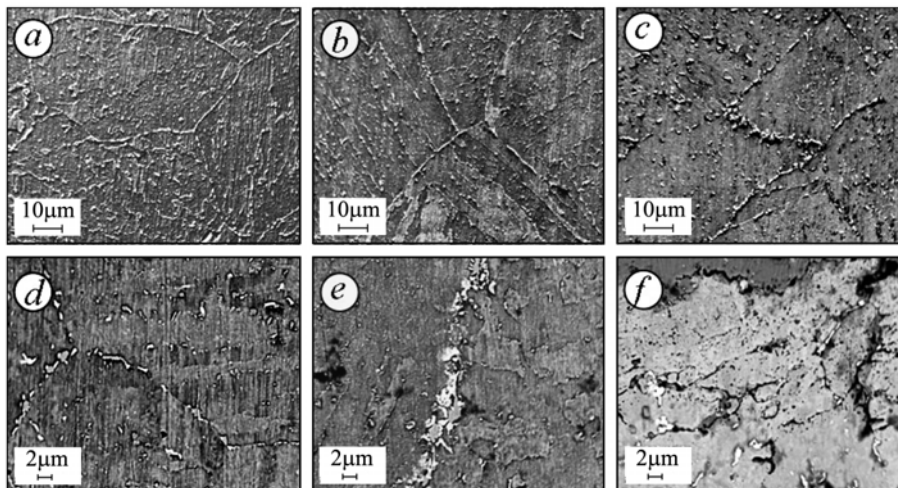


Рис. 5. Структура сталі 15X1M1Φ у вихідному стані (a) та після експлуатації на парогоні ТЕС (b) впродовж $48 \cdot 10^3$ h (відповідає зоні I на рис. 3b), $14 \cdot 10^4$ h (зоні II) (c) і $19 \cdot 10^4$ h (зоні III) (d, e), (зоні IV) (f).

Fig. 5. Microstructure of 15X1M1Φ steel in a virgin state (a) and after exploitation on the pipeline (b) for $48 \cdot 10^3$ h (correspond to zone I in Fig. 3b), $14 \cdot 10^4$ h (zone II) (c) and $19 \cdot 10^4$ h (zone III) (d, e), (zone IV) (f).

Зростання кількості зупинок технологічного процесу може істотно інтенсифікувати структурні зміни в металі. Це впливає з аналізу історії експлуатації парогонів, оскільки маневровий режим роботи ТЕС почали запроваджувати саме з кінця минулого сторіччя, коли тривалість експлуатації металу головних парогонів на більшості ТЕС досягла $14 \dots 17 \cdot 10^4$ h. Це дає підстави вважати, що проілюстроване на рис. 3 стрімкіше зниження механічного показника роботоздатності P_{mech} сталей 12X1MΦ і 15X1M1Φ після $14 \cdot 10^4$ та $11 \cdot 10^4$ h експлуатації, що відповідає початку зони III на базових залежностях, може бути спричинене впливом на деградацію металу саме зупинок технологічного процесу, які почастишали. І це пришвидшило наступний етап деградації, яка проявилася втратою когерентного зв'язку великих карбідів вздовж меж зерен з матрицею (рис. 4d і 5d). При цьому межі зерен розпушуються, а дефекти на них стають пастками для розчиненого в металі водню. Потрапляючи в ці пастки і молізуючись, водень створює в них тиск, сприяючи розшаруванню вздовж меж карбідів з матрицею і полегшує злиття мікропорожнин вздовж меж зерен. Іншими словами, водень сприяє мікророзтріскуванню вздовж меж зерен шляхом злиття суміжних мікропорожнин. На цьому етапі завершується гарантована безпека експлуатації устаткування (кінець зони III).

Описані вище процеси залежать від низки чинників: розміру і форми карбідів, їх густини, невідповідності коефіцієнтів лінійного розширення карбідів та матриці, градієнта термічних напружень у стінці труби під час зупинок, а також вмісту водню в деградованому металі. Всі ці процеси протікають вибірково у місцях, з найсприятливішими для деградації металу умовами. Як наслідок, попри оманливе збереження металом суцільності, в багатьох локальних місцях

спостерігається злиття мікропорожнин і розтріскування вздовж меж зерен (рис. 4f і 5f). Метал, деградований до такого стану, потрапляє до зони IV (рис. 3). Схематично процеси, спричинені деградацією, показано на рис. 6.

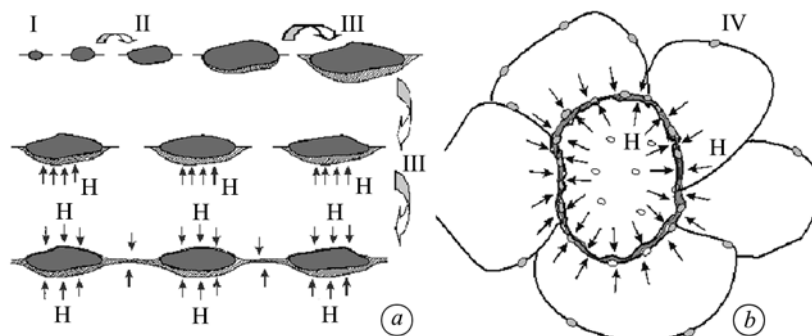


Рис. 6. Схематичне зображення етапів зміни структури сталей під час деградації на переходах між зонами базової залежності на рис. 3.

Fig. 6. Schematic representation of structural change stages, caused by degradation in the transitions between zones of the basic dependence in Fig. 3.

Стрімкіший загин базових залежностей на рис. 3 донизу пов'язаний спочатку з коагуляцією карбідів вже на межах зерен (зона II), а потім – з їх декогезією від матриці та заповненням утворених порожнин воднем (зона III). За допомогою електронної мікроскопії у метали, стан якого відповідає зоні III, виявлено перші мікропори діаметром $0,05 \dots 0,1 \mu\text{m}$, сумірні з розмірами карбідів. На цьому етапі експлуатації, попри існування мікропорожнин вздовж меж зерен, метал все ще зберігає високий рівень роботоздатності. Однак з переходом до зони IV в металі ньому починають руйнуватися перетинки між сусідніми мікропорожнинами з утворенням міжзеренних мікротріщин, ріст яких інтенсифікує накопичений у порожнинах водень.

За наведеною на рис. 6b схемою критичний стан деградованого металу досягається, коли порушується зв'язок окремих зерен зі суміжними зернами. Тоді з огляду на здатність металу витримувати механічні навантаження деградований до критичного рівня метал можна порівняти з таким, у якому є порожнини завбільшки з розмір зерна.

Проте фактично це міжзеренні тріщини і об'єм між їх берегами на порядок менший за об'єм самого зерна. Це важливо, оскільки в тріщинах легше, ніж у порожнинах, сумірних з розміром зерна, досягається вищий тиск водню внаслідок його молізації, який додатково полегшуватиме руйнування. І якщо в межах зони III виникають розпорошені у робочому перерізі труби пошкоди, розміри яких сумірні з розмірами карбідів (рис. 7a), то в межах зони IV – розміри цих пошкод зростають до розміру зерна. І хоч метал не втрачає суцільності, але насправді у робочому перерізі деталі, який визначає її тримку здатність, є значна кількість хаотично розташованих зерен, які не зв'язані зі сусідніми зернами. Це не означає, що за досягнення металом критичного рівня (перехід в зону IV) елемент конструкції втрачає тримку здатність. Однак під час подальшої експлуатації імовірність його руйнування постійно зростатиме, оскільки все більше зерен втрачатимуть зв'язок зі суміжними зернами і густина дефектів завбільшки із зерно також зростатиме. Цьому сприятимуть і водень, накопичений у дефектах, і зупинки технологічного процесу, які спричинять термічні напруження, що звикло перевищують робочі.

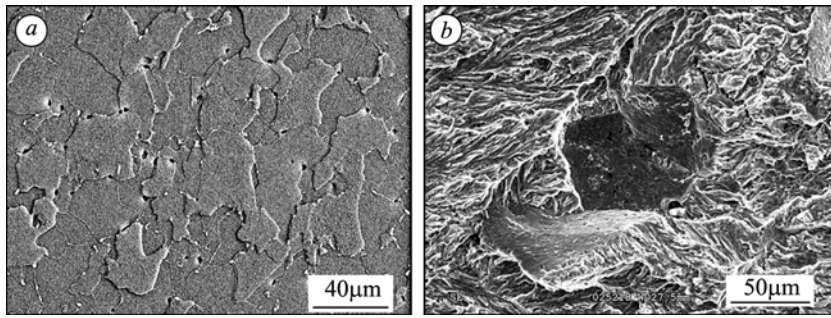


Рис. 7. Мікропорожнини на межах зерен сталі 12X1MΦ, стан якої відповідає зоні III базової залежності (a), та міжзеренні елементи руйнування сталі 15X1M1Φ, стан якої відповідає зоні IV (b) на рис. 3.

Fig. 7. Microvoids at the grain boundaries in 12X1MΦ steel, which state corresponds to zone III of the basic curve (a) and intergranular fracture elements of 15X1M1Φ steel, which state corresponds to zone IV (b) in Fig. 3.

Фрактографічні дослідження зламів сталі 15X1M1Φ з блока 2, випробуваних на ЦТ, підтверджують те, що розміри дефектів у металі, який за своїм станом потрапляє до зони IV, сумірні з розмірами зерен (рис. 7b). Зокрема, на фоні типового для втоми крізьзеренного руйнування хаотично розкидані ділянки міжзеренного руйнування. На нашу думку, це власне ті зерна, вздовж меж яких відбулося злиття мікропрожнин, де під час тривалої експлуатації накопився абсорбований металом водень. Таким чином металографічні та фрактографічні дослідження дали змогу підтвердити припущення про послідовність накопичення пошкод в теплотривких сталях внаслідок їх експлуатації в маневровому режимі.

ВИСНОВКИ

Запропоновано підхід для врахування впливу зупинок блоків ТЕС на технічний стан деградованого в експлуатаційних умовах металу парогонів за механічним (ефективний поріг циклічної тріщиностійкості $\Delta K_{th\ eff}$) і технологічним (ефективна тривалість експлуатації τ_{eff} , що відтворює інтенсифікувальний вплив зупинок технологічного процесу на деградацію сталей) показниками. За результатами випроб на циклічну тріщиностійкість сталей 12X1MΦ та 15X1M1Φ після різної історії їх експлуатації побудовано базові залежності $\Delta K_{th\ eff} - \tau_{eff}$. На основі моделювання деградації в лабораторних умовах обґрунтовано критичний стан експлуатованого металу. Показано, що попри ліпші показники роботоздатності сталі 15X1M1Φ у вихідному стані стабільність її механічних властивостей (зокрема, ефективного порога ЦТ) є гірша і вона швидше втрачає свою здатність чинити опір поширенню тріщин, ніж сталь 12X1MΦ. Розкрито етапність структурних змін та накопичення пошкод у теплотривких сталях, проаналізовано їх зв'язок з базовими залежностями та показано, що критична деградація металу досягається, коли утворені на межах зерен порожнини (внаслідок декогезії вздовж меж карбідів з матрицею під впливом абсорбованого металом водню) зливаються, утворюючи в металі хаотично розпорочені дефекти, сумірні з розмірами зерен.

РЕЗЮМЕ. Предложен подход для учета влияния остановок блоков ТЭС на техническое состояние деградированного в эксплуатационных условиях металла паропроводов посредством использования механического (эффективный порог циклической трещиностойкости $\Delta K_{th\ eff}$) и технологического (эффективная длительность эксплуатации τ_{eff} , отражающая интенсифицирующее влияние остановок технологического процесса на деградацию

сталей) показателей. На основании результатов испытаний на циклическую трещиностойкость сталей 12X1MФ и 15X1M1Ф после различной истории их эксплуатации построены базовые зависимости $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$. Критическое состояние эксплуатируемого металла обосновано на базе моделирования деградации в лабораторных условиях. Продемонстрировано, что базовые зависимости можно использовать для определения текущего технического состояния металла после его длительной эксплуатации без механических испытаний. Описаны этапы структурных изменений и накопления повреждений в теплоустойких сталях. Также проанализирована их связь с базовыми зависимостями и показано, что критический уровень деградации достигается, когда поры, образованные вдоль границ зерен из-за декогезии вдоль границ раздела карбид – матрица, под влиянием абсорбированного металлом водорода объединяются между собой, образуя в металле хаотически расположенные дефекты соизмеримые с размерами зерен.

SUMMARY. The approach to consideration of the influence of thermal power generating units shut-downs on technical state of in-service degraded metal of steam pipelines using mechanical (the effective threshold of fatigue crack growth resistance $\Delta K_{th\,eff}$) and technological (the effective service time τ_{eff} , which represent the intensifying effect of shut-downs on steel degradation) parameters is proposed. Based on mechanical tests results (fatigue crack growth resistance) of 12X1MФ and 15X1M1Ф steels and the analysis of service history data the basic curves $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$ were built. Based on simulation of metal degradation in-laboratory conditions, the critical state of exploited metal was grounded. Basic curves can be used for determination of the current metal state after long-term service without mechanical testing. Stages of structural changes and damages accumulation in heat-resistant steels are described. Relation of these stages to basic curves is analyzed. It is shown, that the critical level of degradation is reached when microvoids, formed along the grain boundaries due to decohesion between carbide and metal matrix, are joining together under the effect of absorbed hydrogen, forming in the metal the chaotically located defects of a grain size.

1. *Забара Ю.* Вихід завжди є // Обрій ПІБ. [Електронний ресурс] – 2002. – № 24 (82). – Режим доступу: <http://www.obriy.pib.com.ua/>
2. *Вігак В. М.* Оптимальне управління нестационарними температурними режимами. – К.: Наук. думка, 1979. – 360 с.
3. *Panasyuk V. V.* Strength and Fracture of Solids with Cracks. – Lviv: NASU, Karpenko Physico-Mechanical Institute, 2002. – 468 p.
4. *Крутасова Е. И.* Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
5. *Березина Т. Г.* Структурный метод определения остаточного ресурса длительно работающих паропроводов // Теплоэнергетик. – 1986. – № 3. – С. 53–56.
6. *Вплив експлуатаційної пошкодженості паропровідної сталі 12X1MФ на характеристики її тріщиностійкості / О. М. Романів, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 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.)
7. *Вайнман А. Б., Мелехов Р. К., Смиян О. Д.* Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления. – К.: Наук. думка, 1990. – 272 с.
8. *Ускорение процессов самодиффузии в металлах под влиянием растворенного водорода / В. М. Сидоренко, В. В. Федоров, Я. В. Барабаш, В. И. Похмурский // Физ.-хим. механика материалов. – 1977. – № 6. – С. 27–30.*
(Acceleration of self-diffusion processes in metals under the influence of dissolved hydrogen / V. M. Sidorenko, V. V. Fedorov, L. V. Barabash, and V. I. Pokhmurskii // Materials Science. – 1978. – 13, № 6. – P. 607–610.)
9. *Похмурский В. И., Федоров В. В.* Вплив водню на дифузійні процеси в металах. – Львів: Еней, 1998. – 207 с.
10. *Студент О. З.* Особливості впливу водню на порогові характеристики циклічної тріщиностійкості конструкційних сталей // машинознавство. – 1999. – № 2. – С. 17–23.
11. *Студент О. З.* Вплив водню на механічні властивості реакторної сталі 15X2MФА // Там же. – 1999. – № 4. – С. 23–29.

12. ДНАОП 0.00-1.11-98. Про затвердження Правил будови і безпечної експлуатації трубопроводів пари та гарячої води. [Електронний ресурс]. – 224 с. – Режим доступу: <http://www.licasoft.com.ua/>
13. Студент О. З., Лонюк Б. П. Методика швидкісного високотемпературного старіння сталей // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1997. – № 6. – С. 111–112.
(Student O. Z. and Loniuk B. P., A method for fast high-temperature aging of steels // Materials Science. – 1997. – **33**, № 6. – С. 865–866.)
14. Романів О. Н., Никифорчин Г. Н., Андрусів Б. Н. Эффект закрытия трещин и оценка циклической трещиностойкости конструкционных сплавов // Там же. – 1983. – № 3. – С. 47–61.
(Romaniv O. N., Nikiforchin G. N., and Andrusiv B. N., Effect of crack closure and evaluation of the cyclic crack resistance of constructional alloys // Materials Science. – 1983. – **19**, № 3. – P. 212–225).
15. Student O. Z. An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermocycling // Там же. – 1998. – **34**, № 4. – С. 45–52.
(Student O. Z., Accelerated method for hydrogen degradation of structural steel // Material Science. – 1998. – **34**, № 4. – P. 497–507.)
16. 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. С. Андрейківа, Й. Й. Лучка, В. В. Божидарника. – Львів: Каменяр, 2002. – С. 537–546.
17. Образование межкристаллитных трещин в экранных трубах котлов ТЭС / Р. К. Мелехов, А. М. Круцан, А. В. Василик, И. И. Василенко // Физ.-хим. механика материалов. – 1985. – № 5. – С. 92–96.
(Formation of intergranular cracks in the water-wall tubes of thermal electric power station boilers / R. K. Melekhov, A. M. Krutsan, A. V. Vasilik, and I. I. Vasilenko // Materials Science. – 1985. – **21**, № 5. – P. 483–487).
18. Студент О. З., Кречковська Г. В. Оцінка технічного стану металу парогонів з урахуванням впливу зупинок в експлуатації блоків ТЕС // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – К.: ІЕЗ НАНУ, 2006. – С. 563–566.
19. Оцінювання роботоздатності металу головних парогонів ТЕС з урахуванням впливу зупинок-пусків технологічного процесу // Там же. – К.: ІЕЗ НАНУ, 2009. – С. 670–676.
20. 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.
21. Студент О. З. Особливості впливу водню на порогові характеристики циклічної тріщиностійкості конструкційних сталей // машинознавство. – 1999. – № 2. – С. 17–23.
22. Кречковська Г. В. Структурні зміни в експлуатованій на головному парогоні ТЕС сталі 15Х1М1Ф, пов’язані з зупинками технологічного процесу // Металлофізика и новейшие технологии. – К.: Ін-т металофізики НАН України, 2008. – С. 701–711.
23. Effect of high-temperature degradation of heat-resistant steel on mechanical and fractographic peculiarities of fatigue crack growth / O. Z. Student, W. Dudziński, H. M. Nykyforchyn, and A. Kamińska // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1999. – **34**, № 4. – С. 49–58.
(Effect of high-temperature degradation of heat-resistant steel on the mechanical and fractographic characteristics of fatigue crack growth / O. Z. Student, W. Dudziński, H. M. Nykyforchyn, and A. Kamińska // Materials Science. – 1999. – **35**, № 4. – P. 499–508.)
24. Балицький О. І., Рипеї І. В., Процак Х. А. Деградація вилитих елементів парових турбін ТЕС зі сталі 20ХМФЛ під час тривалої експлуатації // Там же. – 2005. – **41**, № 3. – С. 123–125.
(Balyts'kyi O., Ripei I. V., and Protsakh Kh. A., Degradation of the cast elements of steam turbines of thermal power plants made of 20KhMFL steel in the course of long-term operation // Materials Science. – 2005. – **41**, № 3. – P. 423–426.)
25. Balitskii A. I. and Panasyuk V. V. Workability assessment of structural steels of power plant units in hydrogen environment // Strength of Materials. – 2009. – **41**, № 1. – P. 52–57.
26. A combined applied mechanical material science approach toward quantifying the role of hydrogen on material degradation / P. Sofronis, M. Dadfarnia, P. Novak et al. // Proc. of 12th Int. Conf. on Fracture, ICF12. – Ottawa, Canada, 2009. – CD-Rom, Paper T19.006.

Одержано 12.01.2010