

УДК 621.325:669.539.43

ЕКСПЛУАТАЦІЙНА ДЕГРАДАЦІЯ СТАЛІ 20X13 ЛОПАТОК ПАРОВИХ ТУРБІН ТЕС

Г. М. НИКИФОРЧИН¹, Ю. М. ТКАЧУК², О. З. СТУДЕНТ¹

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

² Луцький національний технічний університет

Сталь 20X13 у вихідному стані і після $3 \cdot 10^5$ h експлуатації в лопатках циліндра низького тиску парової турбіни порівняли за механізмами руйнування, структурними, механічними, корозійними та корозійно-механічними властивостями. Виявлено, що внаслідок експлуатації вона зміцнюється і втрачає пластичність, суттєво знижуються її корозійні характеристики, показники втоми і циклічної тріщиностійкості.

Ключові слова: *деградація, лопатки парових турбін, механічні властивості, структура, механізми руйнування.*

Теплова енергетика України потребує докорінного оновлення технологічного устаткування. Насамперед це стосується потужностей ТЕС, близько 90% яких вже вичерпали свій плановий ресурс (10^5 h), у тому числі 51% енергоблоків дійшли межі фізичного зносу з парковим ресурсом понад $2 \cdot 10^5$ h [1]. З огляду на це інформація про вплив тривалої експлуатації на структуру та фізико-механічні властивості конструкційних сталей, зокрема для елементів парових турбін, важлива, щоб обґрунтувати їх роботоздатність. Відповідальними та уразливими елементами турбіни вважають лопатки, на які діють потік пари, відцентрові та динамічні зусилля [2]. Руйнування хоча би однієї з них спричиняє серйозні пошкодження з виходом з ладу всієї турбіни. Основною причиною руйнування лопаток вважають зародження в них тріщин та їх поширення до критичного розміру [3]. Враховуючи те, що експлуатована в лопатках сталь наводнена і інтегральний вміст водню в ній досягає трьох, а поблизу концентраторів напружень навіть 15...30 ppm [4], не варто відкидати і негативний вплив водню на цілісність цих елементів. Нижче досліджено стан експлуатованого металу лопаток за зміною структури, механічними та електрохімічними властивостями, характеристиками втоми та циклічної тріщиностійкості.

Методики досліджень. Вивчали сталь 20X13 у вихідному стані та після $\sim 3 \cdot 10^5$ h експлуатації в циліндрі низького тиску парової турбіни К-100-90. За метал у вихідному стані вважали сталь після термічного оброблення за рекомендованою для таких лопаток технологією дворазової нормалізації: перша (при 1030...1050°C упродовж 8 h) спрямована на гомогенізацію сталі, а друга (1030...1050°C упродовж 2 h з подальшим тригодинним відпуском при 730°C) – на забезпечення її механічних властивостей [5–7].

З пера експлуатованої лопатки вирізали зразки, враховуючи різну інтенсивність робочих напружень на різних її ділянках. Під дією потоку пари, що потрапляє між сусідні лопатки, та різного її тиску на вході та виході з міжлопаткового простору в перерізі лопаток діють моменти, розподіл яких ілюструє рис. 1 [8]. Для випроб на розтяг циліндричні зразки вирізали, по-перше, з двох зон по довжині лопаток: з прилеглої до хвостовика (зразки типу 1 і 2), в якій виникає мак-

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

симальний згинальний момент, та на віддалі 100... 110 mm від хвостовика (зразки типу 3 і 4), де цей момент менший (рис. 2a). По-друге, виділили дві зони: з боку входу пари в міжлопатковий простір (зразки типу 1 і 3), де під час експлуатації діють напруження розтягу [8], та з боку її виходу з нього (зразки типу 2 і 4, рис. 2b), де виникають напруження стиску.

На втому циліндричні зразки випробували обертовим згином на машині ІМА-5 згідно з ГОСТ 28841-80. Зразки діаметром робочої частини 5 mm вирізали вздовж пера лопатки із зони, прилеглої до хвостовика. Їх навантажували на повітрі та за безперервного контактування робочої поверхні з модельним корозивним середовищем. Для цього зразки обмотували фібротканиною, яку постійно змочували крапельним способом. За модельне середовище слугувала дистильована вода, до якої додали 2 mg/kg NaCl, 5 mg/kg SiO₂, 2 mg/kg NaSO₄, 2 mg/kg NaOH. Вміст цих складників на два порядки перевищує норми для технологічного середовища парових турбін [9]. Водночас аналіз відкладень в околі дефектів на лопатках свідчить про можливість істотного перевищення регламентованої концентрації складників середовища в мікрооб'ємах [10].

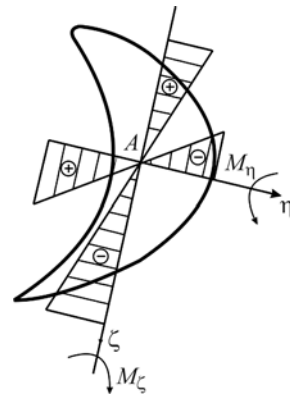
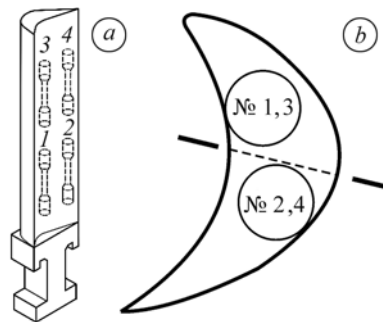


Рис. 1. Розподіл моментів у поперечному перерізі лопаток парової турбіни [8].

Fig. 1. Stress distribution in the cross-section of steam turbine blades [8].

Рис. 2. Схеми вирізання зразків з лопаток для визначення механічних властивостей експлуатованої сталі: *a* – поздовжній переріз; *b* – поперечний.

Fig. 2 The schemes of specimens cutting out from the blades for determination of mechanical properties of exploited steel: *a* – longitudinal section; *b* – cross-section.



Характеристики циклічної тріщиностійкості визначали на балкових зразках 8×15×90 mm з крайовим надрізом, навантажених консольним згином на повітрі за частоти 10 Hz та асиметрії 0,05 згідно з методичними рекомендаціями [11]. Будували кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) у номінальних $\Delta K - da/dN$ і ефективних $\Delta K_{eff} - da/dN$ координатах, з яких визначали номінальні ΔK_{th} і ефективні $\Delta K_{th,eff}$ порогові значення циклічної тріщиностійкості. Електрохімічні дослідження виконували у модельному корозивному середовищі, будуючи поляризаційні криві з визначенням електродного потенціалу E (відносно хлорсрібного електрода) та густини струму корозії j_c . Фрактографію зразків вивчали на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP зі системою спектрального мікроаналізу INCA Energy 350.

Особливості структури сталі. Мікроструктура сталі голкоподібна, характерна для мартенситу (рис. 3a, b). Хоча середній діаметр зерен спадкового аустеніту в експлуатованій і в неексплуатованій сталі приблизно однаковий (80 μm), в першому випадку він змінювався в межах від 40 до 115 μm проти 70...90 μm. Густина та розміри неметалевих включень (оксидів та сульфідів), які спостерігали всередині зерен, тут також вдвічі більші (до 10 μm). Ширина голкоподібних елементів і розмір карбідів вздовж їх меж теж зростають, що вважали наслідком зміни структури сталі під час експлуатації.

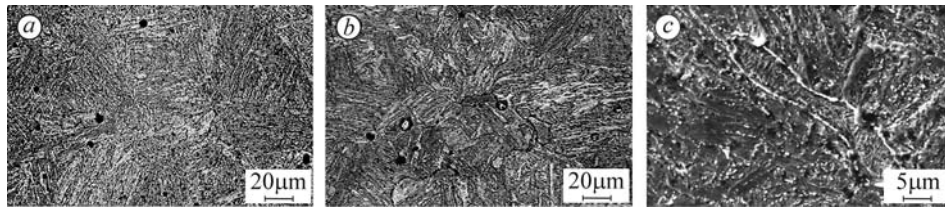


Рис. 3. Мікроструктура сталі 20X13 у вихідному (a) та експлуатованому (b, c) станах.

Fig. 3. Microstructures of 20X13 steel in the virgin (a) and exploited (b, c) states.

В експлуатованому металі виявили продовгуваті (вздовж пера лопатки) зерна неправильної форми, по периметру яких розташовані практично суцільні ланцюжки достатньо великих (діаметром $0,3 \dots 1,0 \mu\text{m}$) карбідів. Вміст хрому в межах цих зерен істотно (на 30%) перевищив середній і досяг 18 mass.%, а також тут збереглася дендритна структура (рис. 3c). Крім того, вздовж меж цих зерен часто спостерігали мікротріщини. Така структура не відповідає вимогам до лопаткових сталей [10]. Оскільки температурні умови експлуатації лопаток (температура в зоні їх експлуатації $120 \dots 130^\circ\text{C}$) не сприяють дифузійному перерозподілу хрому, то можна зробити висновок, що під час термічного оброблення лопаток був недотриманий температурно-часовий режим гомогенізації твердого розчину і, як наслідок, у структурі сталі залишилися дендритні зерна, які і створюють концентраційну гетерогенність за хромом. Більше того, за такого високого вмісту хрому ці зерна слід вважати залишками стабілізованого високим вмістом хрому δ -фериту.

Водночас через недотримання режиму термічного оброблення лопаток складно порівняти властивості експлуатованого і неексплуатованого металу, які можна пов'язати і з невідповідністю режимів оброблення, і з тривалою дією експлуатаційних чинників. Оскільки вплив силових чинників слабший для зразків типу 3 і 4, то вони деградуватимуть менш інтенсивно і менше відрізнятимуться від неексплуатованого металу. Тому вважали, що відмінності між властивостями металу у вихідному стані і визначеними на зразках типу 3 і 4 спричинені термічним обробленням, а на зразках типу 1 і 2 – ще й експлуатаційними чинниками.

Випроби розтягом. Механічні характеристики експлуатованого і неексплуатованого металу істотно відрізняються (див. таблицю). За властивостями металу у вихідному стані (після рекомендованого термічного оброблення) та на зразках 3 і 4 припустили, що найімовірніше лопатки термічно обробляли на категорію міцності КМ 50. Очевидно, внаслідок тривалої експлуатації міцність металу істотно підвищилася, а пластичність за показником δ знизилася. Причому в зоні максимального моменту згину лопаток (на зразках 1 і 2) цей ефект найбільший. Зазначимо, що така зміна механічних характеристик металу експлуатованих лопаток відбувається в зонах дії напружень розтягу (зразки типу 1) і стиску (типу 2), що виникають у перерізі лопаток. Це вказує на незалежність деградації металу від знака експлуатаційних напружень.

Запас пластичності металу оцінюють за відношенням $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, який зменшується з наближенням цього відношення до одиниці. За цим показником метал пера поблизу хвостовика лопатки (зразки типу 1 і 2) практично вичерпав свій запас пластичності порівняно з металом верхньої частини її пера (3 і 4), а тим більше проти металу у вихідному стані. Отже, внаслідок експлуатації лопаток метал у зоні дії максимальних напружень істотно зміцнюється та вичерпує здатність пластично деформуватися.

Макрозлами зразків з різних зон лопатки мали всі ознаки крихкого руйнування: відсутність конусної частини та велика кількість глибоких вторинних тріщин, які сходились до центра зламів. Разом з тим за вищої роздільної здатності в

уському перерізі зразків виявили ознаки в'язкого руйнування шляхом зародження, росту та злиття мікропорожнин з дуже дрібними і низькорельєфними ямками (рис. 4). Загалом ямки на зразках типу 1 і 2 більші, ніж на зразках 3 і 4. Часто вони зливаються, утворюючи плиткі подовгуваті ямки, на дні яких виявили ланцюжкові з дрібніших ямок (рис. 4a). Крім того, на зламах зразків 1 і 2 часто фіксували великі ямки навколо неметалевих включень (рис. 4b) завбільшки 3...10 мкм. Можливо, саме вони, сприяючи локалізації руйнування, спричинили таке відчутне зменшення показника δ .

Механічні характеристики за розтягу сталі 20X13

Сталь 20X13		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	
Вихідний стан	Згідно з СО 153-34.17.462-2003	КМ 50 КМ 60	666 755	490...657 568...755	18 14	—
	Згідно з [12]		720	520	21	0,72
	Метал у вихідному стані після термічного оброблення за рекомендованим режимом [5-7]		790	620	23	0,78
Після експлуатації	Зона біля хвостовика	З боку входу пари (тип 1)	829	783	14,3	0,94
		З боку виходу пари (тип 2)	859	832	15,4	0,97
	Зона на віддалі 100...110 mm від хвостовика	З боку входу пари (тип 3)	811	705	22,9	0,89
		З боку виходу пари (тип 4)	821	725	18,9	0,88

* – маркування зразків згідно зі схемою їх вирізання на рис. 2.

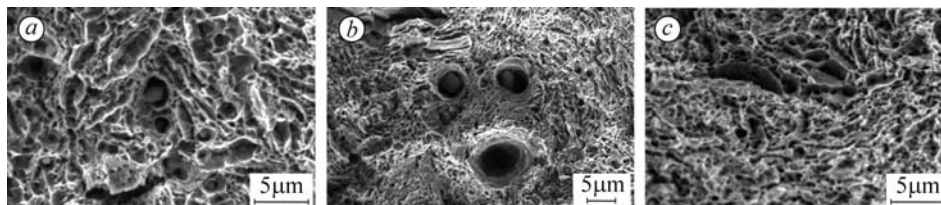


Рис. 4. Фрактограми зразків типу 1 (a), 2 (b) та 3 (c) зі сталі 20X13 після випроб одновісним розтягом.

Fig. 4. Fractographs of 20X13 steel specimens of 1 (a), 2 (b) and 3 (d) types after uniaxial tension.

Електрохімічні дослідження. Зі зміною стану металу внаслідок тривалої експлуатації змінилися і електрохімічні властивості (рис. 5): потенціал E істотно змістився у бік від'ємних значень (від -160 до -300 mV) і практично на порядок підвищилась густина струму j_c (від $1,1 \cdot 10^{-4}$ до $1,15 \cdot 10^{-3}$ mA/cm²). Останнє можна пов'язати, з одного боку, з сильніше вираженою структурною гетерогенністю деградованого металу (збільшенням площі катодних ділянок: сульфідів, оксидів, карбідів та наявністю зерен з підвищеним вмістом хрому, що полегшує катодну деполяризацію, яка лімітує корозію сталі в модельному середовищі). А з іншого – з електрохімічною його активацією, на що вказують зміщення потенціалу корозії до від'ємніших значень та більші струми розчинення металу за анодної поляризації. Подібні результати щодо електрохімічної активації трубної сталі магістрального газопроводу внаслідок її експлуатаційної деградації отримано раніше [13]. Підвищена уразливість експлуатованого металу до дії корозивного середовища вказує на можливість оцінювання деградації металу лопаток електрохімічними методами.

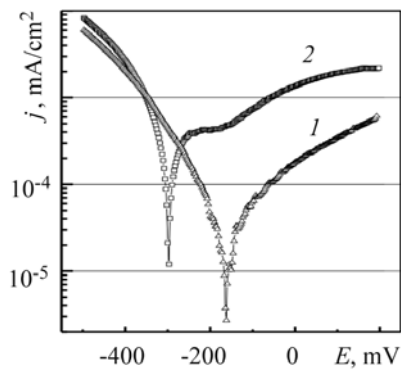


Рис. 5. Поляризаційні криві лопаткової сталі 20X13 у вихідному стані (1) та після експлуатації впродовж $\sim 3 \cdot 10^5$ h (2).

Fig. 5. Polarization curves of 20X13 blade steel in the virgin state (1) and after operation for $\sim 3 \cdot 10^5$ h (2).

му стані знизилося від 330 до 225 МПа, а після експлуатації – від 210 до 160 МПа. Загалом у корозивному середовищі границя втоми експлуатованої сталі знизилася на 29% порівняно з 37% за випроб на повітрі. Отже, границя втоми на повітрі чутливіша до деградації сталі. Очевидно, внаслідок тривалої експлуатації сталь настільки окрихчується, що додаткове окрихчення корозивним середовищем перестає бути настільки ж ефективним, як для сталі у вихідному стані. Тому для оцінювання деградації сталей за границею втоми слід віддати перевагу випробам на повітрі. Проте для визначення максимально допустимих робочих напружень метал слід випробувати у корозивному середовищі.

Корозійна втома. Оскільки лопатки експлуатують у режимі багатоциклового навантаження, то робочі циклічні напруження не повинні перевищувати границю втоми σ_{-1} . А якщо взяти до уваги вплив корозійного чинника, – то і границю корозійної втоми σ_{-1c} . Разом з тим, враховуючи підвищення чутливості експлуатованого металу до впливу корозивного середовища (рис. 5), тривала експлуатація може понизити його характеристики втоми і корозійної втоми. Їх визначили на повітрі і в модельному корозивному середовищі (рис. 6). Для металу у вихідному стані σ_{-1} становить 330 МПа (крива 1), що узгоджується з відомим результатом [14], тоді як для експлуатованого металу вона знижується до 210 МПа (крива 3). За впливу корозивного середовища (рис. 6b) значення σ_{-1c} у вихідно-

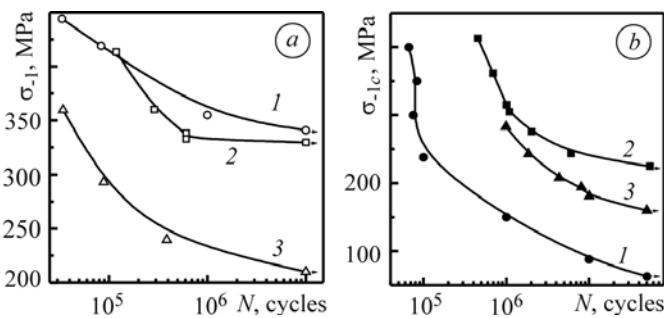


Рис. 6. Криві втоми сталі 20X13 у вихідному стані (1, 2) та після $3 \cdot 10^5$ h експлуатації (3), отримані на повітрі (a) та в 3%-му водному розчині NaCl (b, крива 1) та в модельному корозивному середовищі (b, криві 2 і 3). Криві 1 побудовано за результатами праці [14].

Порівнювали границю втоми сталі у модельному середовищі і в 3%-му NaCl (рис. 6b, криві 1 і 3), який найчастіше вживають для випроб, щоб показати агресивний вплив хлоридів. Якщо рівень σ_{-1c} для сталі у вихідному стані знизився у модельному середовищі на 32%, то в розчині NaCl – на 82%. Тому важливо контролювати вміст хлоридів у технологічному середовищі, оскільки від цього суттєво залежатиме роботоздатність металу за умов корозійної втоми.

На бічних поверхнях зразків експлуатованого металу виявлено меншу густину паралельних до поверхні зламу тріщин, ніж у зразках у вихідному стані. Розкриття їх берегів тут істотно більше, а отже, глибше проростання. Якщо в експлуато-

ваному металі це підростання становило 15...25 μm , то у вихідному – 5...10 μm , що свідчить про нижчий опір поширенню втомних тріщин в експлуатованій сталі.

Порівняння зламів експлуатованої і неексплуатованої сталі, випробуваної на повітрі, виявило сліди інтенсивнішого пластичного деформування перетинок між суміжними фестонами локального росту тріщини у вихідному стані, що є ознакою достатнього запасу пластичності металу (рис. 7a). Разом з тим в експлуатованій сталі розміри фестонів з характерним рельєфом практично паралельних утомних борозенок значно більші і охоплюють конгломерати з декількох зерен (рис. 7b). Це дає підстави припустити, що фрагментація експлуатованого металу дефектами полегшує поширення втомного руйнування в межах окремих фестонів. При цьому орієнтація зерен, межі яких перетинає тріщина, майже не впливає на траєкторію її поширення в межах конкретних фестонів і тому вони довші в експлуатованому металі. Зрозуміло, що енерговитрати на руйнування деградованої сталі внаслідок цього знижуються.

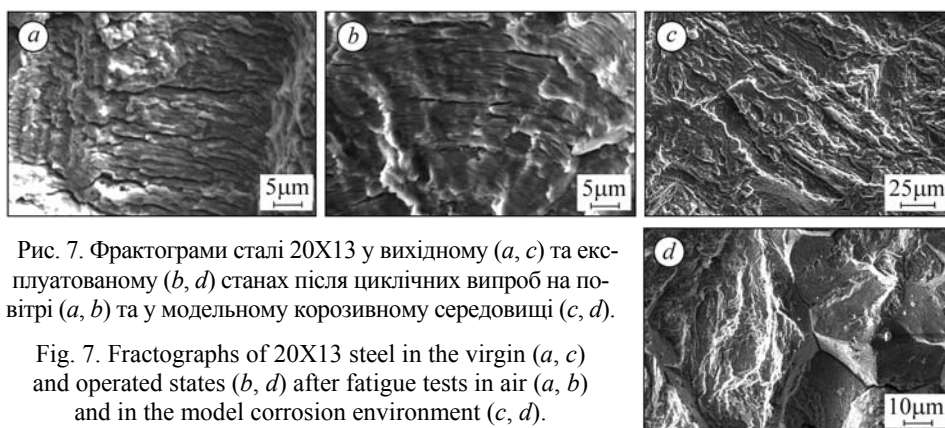


Рис. 7. Фрактограми сталі 20X13 у вихідному (a, c) та експлуатованому (b, d) станах після циклічних випроб на повітрі (a, b) та у модельному корозивному середовищі (c, d).

Fig. 7. Fractographs of 20X13 steel in the virgin (a, c) and operated states (b, d) after fatigue tests in air (a, b) and in the model corrosion environment (c, d).

Після корозійно-втомних випроб на зламах зразків у вихідному стані виявили типове для сталі мартенситного класу крізьзеренне руйнування (рис. 7c). Експлуатована ж сталь руйнувалася за міжзеренним механізмом на етапі зародження тріщини і за змішаним між- і крізьзеренним під час її докритичного росту (рис. 7d). Отже, міжзеренне руйнування є фрактографічною ознакою експлуатаційної деградації сталі.

Циклічна тріщиностійкість. Зафіксували незначне зниження номінального ΔK_{th} (приблизно на 10%) та сильніше ефективного $\Delta K_{th\,eff}$ (на понад 30%) порогів циклічної тріщиностійкості внаслідок експлуатації сталі (рис. 8). Зазначимо, що особливо низькі значення $\Delta K_{th\,eff}$ (близько $1\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) за високих ΔK_{th} ($7\text{...}8\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) спричинені значним закриттям тріщин (ЗТ). В експлуатованій сталі значення $\Delta K_{th\,eff}$ становить всього $0,8\text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, що узгоджується з результатами досліджень експлуатованих теплотривких сталей [15] та сталі 20X13 у вихідному стані, отриманими за високої асиметрії циклу навантаження [16]. Особливістю сталі 20X13 є збереження ЗТ практично на всій другій ділянці КДВР, причому у вихідному стані також, що нетипово, зокрема, для теплотривких сталей парогонів ТЕС.

Практично за всіх швидкостей росту тріщини на зламах сталі спостерігали міжзеренні фасетки, які виступали над відносно плитким рельєфом класичного крізьзеренного руйнування. Цим пояснили ефект ЗТ, зумовлений шорсткістю поверхні зламу, аж до високих швидкостей росту тріщини. Суттєвіше ЗТ в експлуатованій сталі спричинене більшою кількістю міжзеренних фасеток. Зі зниженням швидкості росту тріщини і кількість, і розміри міжзеренних фрагментів зменшуються. За вищої роздільної здатності на поверхнях міжзеренних конгломератів виділяються дрібніші фрагменти, які окреслюють окремі зерна.

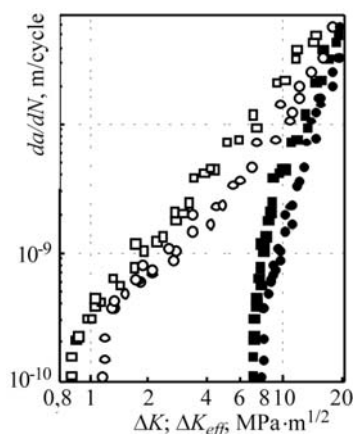


Рис. 8. Номінальні (чорні значки) та ефективні (білі) кінетичні діаграми втомного руйнування сталі 20X13 у вихідному стані (○, ●) та після $3 \cdot 10^5$ h її експлуатації в лопатках парової турбіни (■, □).

Fig. 8. Nominal (black symbols) and effective (white) kinetic diagrams of fatigue crack growth of 20X13 steel in the virgin state (○, ●) and after $\sim 3 \cdot 10^5$ h operation as the steam turbine blades (■, □).

експлуатації в лопатках циліндра низького тиску парової турбіни встановили ознаки деградації за механізмами її руйнування, структурними, механічними, корозійними та корозійно-механічними властивостями. У структурі експлуатованої сталі виявили більші густину та розміри неметалевих включень (оксидів та сульфідів), хімічну гетерогенність за вмістом хрому в зернах, в яких збереглася дендритна структура, ланцюжки з великих карбідів та мережу мікротріщин вздовж меж цих зерен. Механічні властивості за розтягу максимально змінюються в прихвостовикових зонах лопаток, які максимально навантажені згином під час експлуатації. Це проявляється у зміцненні металу та втраті його запасу пластичності, яке пов'язали зі швидшою локалізацією руйнування металу внаслідок формування великих дископодібних ямок навколо неметалевих включень та об'єднання дрібних ямок навколо карбідів не за механізмом витягування перетинок між ними, а через їх ріст під впливом водню, абсорбованого металом ще під час експлуатації.

Тривала експлуатація знижує опірність корозії металу, що проявляється у зміщенні електродного потенціалу у бік від'ємних значень і підвищенні практично на порядок густини струму корозії, що пов'язали з електрохімічною гетерогенністю експлуатованої сталі за вмістом у ній хрому. Встановлено, що внаслідок експлуатації границя втоми сталі на повітрі знижується від 330 до 210 МПа, а в модельному корозивному середовищі – від 225 до 160 МПа. Отже, за випроб на повітрі ефект деградації дещо відчутніший. Втомні тріщини у середовищі зароджуються вздовж меж зерен, а на повітрі – крізьзеренно. В деградованому металі межі зерен ослаблені карбідами, що знижує опір зародженню тріщин. Внаслідок деградації сталі в експлуатаційних умовах її номінальний поріг циклічної тріщиностійкості на повітрі знижується на 10%, а ефективний – на 30%. Значне ЗТ, яке зберігається аж до кінця другої ділянки КДВР, спричиняють міжзеренні фасетки, що виступають над плоским крізьзеренним рельєфом.

Зауважимо, що в неексплуатованій сталі кількість фрагментів низькоенергоємного міжзеренного руйнування знижується стрімкіше і за припорогової швидкості росту тріщини вони майже зникають, тоді як в експлуатованій трапляються досить часто, що спричиняє, з одного боку, сильніше ЗТ, а з іншого – нижчий рівень $\Delta K_{th\ eff}$. Через мале розкриття тріщини за припорогового навантаження на міжзеренних фасетках видно сліди контактування спряжених поверхонь зламу у вигляді згладжених ребер суміжних зерен зі слідами окиснення місць контактування. Отже, в місцях контактування берегів тріщини утворюються оксиди. Крім того, на міжзеренних фасетках і на ділянках крізьзеренного втомного рельєфу експлуатованої сталі часто виявляли вищербини до 10 μm в діаметрі, які інтерпретували як сліди неметалевих включень, чого не було на сталі у вихідному стані. Таким чином, внаслідок експлуатації сталі зв'язок неметалевих включень з матрицею послаблюється і їх декогезія полегшується. Потрапляючи між береги тріщини, їх залишки додатково підвищують ефект ЗТ.

ВИСНОВКИ

За результатами порівняння характеристик сталі 20X13 у вихідному стані і після $3 \cdot 10^5$ h експлуатації

РЕЗЮМЕ. В результате сравнения характеристик стали 20Х13 в исходном состоянии и после $3 \cdot 10^5$ h эксплуатации в лопатках цилиндра низкого давления паровой турбины выявлено проявления деградации в виде изменения механизмов разрушения, структуры, механических, коррозионных и коррозионно-механических свойств. Показано, что вследствие эксплуатации сталь упрочняется и теряет пластичность, существенно ухудшаются ее коррозионные характеристики, снижаются показатели усталости и циклической трещиностойкости.

SUMMARY. As a result of comparison of 20X13 steel characteristics in the virgin state and after $3 \cdot 10^5$ h operation as blades in low-pressure cylinder of steam turbine the features of degradation are found as the change of the fracture mechanisms, structural, mechanical, corrosion and corrosion-mechanical properties. It is shown that after operation the steel becomes more strong and less plastic. Its corrosion characteristics, fatigue properties and fatigue crack growth resistance become essentially worse.

1. <http://mpe.kmu.gov.ua>
2. Левин А. В., Боршанский К. Н., Консон Е. Д. Прочность и вибрация лопаток и дисков паровых турбин. – Л.: Машиностроение, 1981. – 710 с.
3. *Steam turbine blade failure analysis* / Z. Mazur, R. Garcia-Illescas, J. Aguirre-Romano, N. Perez-Rodriguez // *Engng. Failure Analysis*. – 2008. – **15**, № 1–2. – P. 129–141.
4. Вайнман А. Современное состояние проблемы водородного охрупчивания металла тепломеханического оборудования ТЭС до- и сверхкритических параметров // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під заг. ред. В. В. Панасюка. – Львів: ФМІ НАНУ, 2004. – С. 445–456.
5. Масалева Е. Н., Бавельский Д. М., Редько В. П. Свойства и структура литой стали 2Х13Л для лопаток компрессоров и паровых турбин // Энергомашиностроение. – 1975. – № 12. – С. 21–24.
6. Немайзер Ю. А., Сергеев Ю. Г., Северов М. А. Влияние времени выдержки при закалке и отпуске на механические свойства, структуру и фазовый состав сталей 2Х13 и 1Х11МФШ // Там же. – 1975. – № 3. – С. 31–33.
7. Чижик А. И., Чижик А. А. Материалы для основных деталей паровых турбин // Там же. – 1975. – № 12. – С. 21–24.
8. Слабченко О. Н. Расчеты на прочность элементов ступени паровой турбины / Уч. пос. – Харьков: НТУ ХПИ, 2007. – 204 с.
9. Трухний А. Д., Ломакин Б. В. Теплофикационные паровые турбины и турбоустановки. – М.: Типография “Новости”, 2002. – 534 с.
10. РД 34.30.507-92. Методические указания по предотвращению коррозионных повреждений дисков и лопаточного аппарата паровых турбин в зоне фазового перехода. – Введ. 01.01.1993г.
11. *Методические рекомендации*. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод оценки трещиностойкости материалов в условиях релаксации напряжений. – М.: ВНИИМАШ, 1986. – 31 с.
12. Масленков С. Б. Жаропрочные стали и сплавы: Справ. – М.: Металлургия, 1983. – 193 с.
13. Вплив експлуатації сталі Х52 на корозійні процеси у модельному розчині газового конденсату / О. Т. Цирульник, З. В. Слободян, О. І. Звірко та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – № 5. – С. 29–37.
(*Tsyurul'nyk O. T., Slobodyan Z. V., Zvirko O. I., Hredil' M. I., and Nykyforchyn H. M.* Influence of operation of Kh52 steel on corrosion processes in a model solution of gas condensate // *Materials Science*. – 2008. – **44**, № 5. – P. 619–629.)
14. Крохмальний А. М., Хома М. С., Похмурский В. И. Особенности коррозионно-усталостного разрушения и защиты нержавеющей сталей. – Львов, 1992. – 47 с. – (Препр. АН УССР; Физ.-мех. ин-т им. Г. В. Карпенко; № 183).
15. Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, Г. В. Кречковська, А. Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – № 2. – С. 42–54.
(*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.)
16. Романів О. Н., Ткач А. Н., Симинькович В. Н. Влияние внутренних микронапряжений в мартенсите на припороговый рост усталостных трещин // Там же. – 1982. – № 6. – С. 49–56.
(*Romaniv O. N., Tkach A. N., and Simin'kovich V. N.* Influence of internal microstresses in martensite on near-threshold fatigue crack growth // *Materials Science*. – 1982. – **18**, № 6. – P. 500–505.)

Одержано 10.08.2011