

УДК 621.134.5.004.63

Г.В. Кречковська, Ю.М.Ткачук, О.З. Студент
ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛЕЙ 20X13 ТА 34ХНЗМ НА ЇХ
ХАРАКТЕРИСТИКИ БАГАТОЦИКЛОВОЇ ВТОМИ

За кривими багатоциклової втоми показано, що деградація сталей 20X13 ТА 34ХНЗМ сильніше проявляється за випроб на повітрі, ніж у модельному корозивному середовищі, що зв'язали з вичерпуванням схильності сталей до окрихчення внаслідок експлуатації. При цьому інтенсивність впливу іншого чинника окрихчення (середовища) нівелюється. Фрактографічно показано, що в обох експлуатованих сталях межі зерен ослаблені, оскільки зародження втомної тріщини від гладкої поверхні в середовищі відбувалося в них за міжзеренним, а в неексплуатованих – за кризьеренним механізмом.

Ключові слова: експлуатаційна деградація, механізми руйнування, сталі лопаткового апарату парових турбін, втомна довговічність.

Форм. 1. Табл. 3. Рис. 9. Літ. 12.

Г.В. Кречковська, Ю.М.Ткачук, О.З. Студент
ВЛИЯНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ДЕГРАДАЦИИ СТАЛЕЙ 20X13 ТА 34ХНЗМ
НА ИХ ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

За кривими многоциклової усталості показано, що деградація сталей 20X13 ТА 34ХНЗМ сильніше проявляється при испытаннях на воздухе, чем в модельной коррозионной среде, что объяснили тем, что вследствие эксплуатации склонность сталей к охрупчиванию исчерпывается. При этом интенсивность влияния иного фактора охрупчивания (среды) нивелируется. Фрактографически показано, что в эксплуатируемых сталях лопаток и диска границы зерен ослаблены, поскольку зарождение усталостных трещин от гладкой поверхности при испытании на многоцикловую усталость в среде происходит в них за межзеренным, а в неэксплуатированных – за трансзеренным механизмом

Ключевые слова: эксплуатационная деградация, механизмы разрушения, лопаточный аппарат паровой турбины, усталостная долговечность.

H. Krechkovska, Yu. Tkachuk, A. Student
THE EFFECT OF SERVICE DEGRADATION OF THE 20KH13 AND 34KH3M STEELS
ON ITS HIGH-CYCLE FATIGUE CHARACTERISTICS

Using high-cycle fatigue curves of the 20Kh13 and 34KhN3M steels was shown it's more sensitive to degradation after tests in air, than in the modellingcorrosive environment. This phenomenon can be explained by in service exhaustion of steel sensitivity to embrittlement. Using fractography analysis was proven that grain boundaries of exploited blades and disk are weakened, since fatigue cracks from smooth surface were initiated in environment by intergranular mechanism, but in virgin steels – by transgranular one.

Keywords: service degradation, fracture mechanisms, steam turbine blade set, fatigue durability

Постановка проблеми. Близько 90% потужностей теплової енергетики України потребує докорінного оновлення технологічного устаткування. Це в значній мірі стосується елементів лопаткового апарату парових турбін, руйнування яких спричиняє не лише економічні збитки, але і загрожує персоналу і довкіллю. Серед основних причин їх пошкодження називають зародження та поширення тріщин від вібрацій, високих статичних та циклічних навантажень, концентраторів напружень, фретинг- та корозійної втоми, кавітаційно-ерозійного зношування тощо. Слід брати до уваги також можливе погіршення цих та інших властивостей сталей в експлуатаційних умовах. З огляду на це інформація про вплив тривалої експлуатації конструкційних сталей елементів парових турбін на їх структуру та фізико-механічні властивості необхідна для подальшого обґрунтування їх роботоздатності та оцінювання залишкового ресурсу. Роботоздатність та залишковий ресурс елементів лопаткового апарату парової турбіни визначають такі основні чинники, як структура сталей, механічні та електрохімічні властивості, характеристики втоми. Тому для оцінювання стану тривало експлуатованих сталей важливо встановити закономірності зміни їх структури і вказаних властивостей.

Мета дослідження є оцінювання впливу тривалої експлуатації та модельного корозивного середовища на втоmnі характеристики сталей та механізми їх руйнування.

Об'єкт досліджень та використані методики. Досліджували сталі 20X13 (з лопаток 22-ої ступені парової турбіни К–100–90) та 34ХНЗМ (з обода диску цієї ж турбіни) після $3 \cdot 10^5$ год їх експлуатації. Для порівняння досліджували також властивості цих сталей у вихідному стані. Для цього заготовки зразків обох сталей попередньо термічно обробляли за режимами, рекомендованими для лопаток [1–3] і дисків [4] відповідно. Для гомогенізації та формування властивостей сталь 20X13 піддавали подвійній високотемпературній нормалізації за температури

1050°C та відпускали при 730°C протягом 3 год з охолодженням на повітрі. Сталь 34ХНЗМ теж нормалізували при 920°C впродовж 2 год та відпускали при 690°C протягом 3 год з охолодженням на повітрі. А після цього гартували в масло після 1 год витримання за температури 870°C з наступним відпуском при 650°C протягом 2 год.

Хімічний склад досліджених сталей у вихідному стані та після $3 \cdot 10^5$ год експлуатації в паровій турбіні наведено в табл. 1 та табл. 2.

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 34ХНЗМ диска парової турбіни, мас. %.

Стан металу	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Fe
Вихідний стан	0,33	0,37	0,62	2,9	0,035	0,03	0,9	0,3	Решта
Після експл.	0,32	0,41	0,59	2,8	0,053	0,039	0,91	0,29	Решта

Таблиця 2. Хімічний склад сталі 20Х13 лопаток парової турбіни, мас. %.

Стан металу	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	Cu	Ti	Fe
Вихідний стан	0,22	0,6	0,4	0,4	0,025	0,03	13,5	–	–	–	Решта
Після експлуатації	0,21	0,77	0,36	0,34	0,075	0,055	13,7	0,1	0,15	0,1	Решта

Основні механічні характеристики металу лопаток та диску парової турбіни у вихідному стані регламентовані нормативними документами [5, 6]. Ці вимоги наведено в табл. 3.

Таблиця 3. Механічні властивості металу лопаток та диску парової турбіни

	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	δ , %	KCU , кДж/м ²	HB
Сталь 20Х13	666	490-657	50	18	686	207-241
Сталь 34ХНЗМ	≥ 813	686-882	≥ 35	≥ 13	$\geq 0,5$	340

Гладкі циліндричні зразки для випроб на багатоциклову втому виготовляли згідно ГОСТ 28841-80 (рис. 1 а). Зразки з експлуатованих сталей 20Х13 і 34ХНЗМ вирізали з пера лопаток та обода диску. Зразки зі сталей у вихідному стані виточували з пруткового прокату з припуском на шліфування 1,0 мм. Перед шліфуванням заготовки термічно обробляли за прийнятими для елементів лопаткового апарату парової турбіни режимами термічного оброблення, описаними вище. Для усунення слідів механічного шліфування і забезпечення високої збіжності отриманих результатів, робочу частину всіх зразків перед випробами полірували. Після цього зразки навантажували за схемою обертового згину з використанням симетричного циклу навантаження частотою 50 Гц на випробувальній машині ІМА-5 (рис. 1 б).

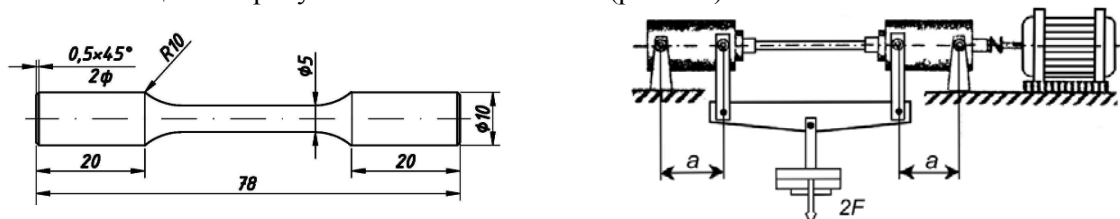


Рис. 1. Зразок (а) та схема установки ІМА-5 (б) для випроб на багатоциклову втому

Випроби провели за кімнатної температури на повітрі і в корозивному середовищі. За корозивне використали модельне середовище фірми Вестингауз. До його складу входили дистильована вода з додаванням 2000 мг/кг NaCl, 5000 мг/кг SiO₂, 2000 мг/кг Na₂SO₄ і 2000 мг/кг NaOH. Використана концентрація домішок в 100 разів перевищує допустиму для експлуатації парової турбіни, але аналіз відкладень на лопатках свідчить, що в околі концентраторів на їх поверхнях концентрація домішок може досягати такого рівня [7]. Цим середовищем безперервно змочували фібротканину, обмотану навколо робочої частини зразків, забезпечивши таким чином постійний контакт робочої поверхні зразків з корозивним середовищем [8].

Рівень напружень на зразку під час його випроб розраховували згідно формули [9]:

$$\sigma = \frac{M}{W} = \frac{32Pl}{\pi d^3}, \quad (1)$$

де M – згинальний момент, сталий по довжині робочої частини зразка; W – момент опору; P – навантаження, прикладене до зразка; l – відстань від точки прикладання навантаження до найближчої опори; d – діаметр зразка.

Число циклів до руйнування зразків N фіксували з використанням швидкісного імпульсного лічильника. З отриманих даних будували криві втоми в координатах максимальне напруження (в симетричному циклі навантаження σ_{\max}) – кількість циклів до руйнування (N), з яких визначали границю витривалості. Випробу починали за рівня напружень $2/3 \sigma_B$, і поступово знижували його аж до виходу на максимальний рівень, за якого в межах прийнятої бази випроб (10^7 і $5 \cdot 10^7$ циклів на повітрі і в середовищі відповідно) зразки не руйнувалися. Цей рівень приймали за границю витривалості σ_{-1} (на повітрі) і умовну границю витривалості σ_{-1C} (в середовищі). Для отримання границі витривалості випробували не менше п'яти зразків за рівня напружень $(0,95 \dots 1,05) \cdot \sigma_{-1}$. При цьому за бази випроб 2-3 з них не руйнувалися.

Основні результати дослідження. *Характеристики втомної та корозійно-втомної довговічності сталі 20X13 після експлуатації в паровій турбіні* Результати експериментальних випроб на втомну довговічність на базі 10^7 циклів показали [10], що за випроб на повітрі границя витривалості сталі у вихідному стані значно вища, ніж експлуатованої (рис. 2 а). Зокрема у вихідному стані границя витривалості σ_{-1} досягається за напруження 330 МПа (крива 2), що добре узгоджується з літературними даними (крива 1) [11]. Натомість, границя витривалості експлуатованої сталі становить 210 МПа (крива 3). Суттєве (майже на 37 %) зниження втомної міцності сталі 20X13 після експлуатації в паровій турбіні є наслідком її деградації.

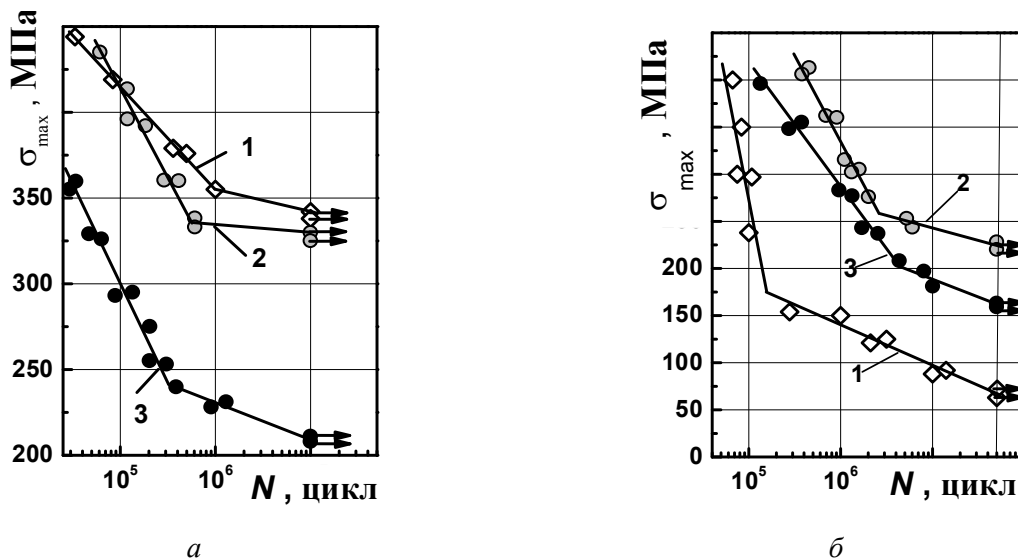


Рис. 2. Криві втоми сталі 20X13 у вихідному стані (1, 2) та після $3 \cdot 10^5$ год експлуатації (3), отримані на повітрі (а) та в корозивному середовищі (б): 3 % водному розчині NaCl (1) або в модельному (2, 3). Криві 1 побудовано за даними Хоми М.С. [11]

Оскільки згідно статистики основна частина пошкоджень лопаток, зафіксованих в зоні фазового переходу парової турбіни ($\sim 42\%$), спричинена корозійною втомою [7], то важливо було проаналізувати вплив модельного середовища на умовну границю витривалості σ_{-1C} сталі 20X13 у вихідному стані та після експлуатації. Сталь у вихідному стані досліджували в 3 %-ому розчині NaCl (крива 1 на рис. 2 б) і виявили істотне зниження рівня σ_{-1C} в середовищі порівняно з отриманим на повітрі σ_{-1} (від 330 до 75 МПа) [11].

Випробу в модельному корозивному середовищі виявили, що умовна границя витривалості σ_{-1C} зразків експлуатованої сталі дещо нижча (рис. 2 б, криві 2 і 3). Якщо для сталі у вихідному стані вона становила 225 МПа, то для експлуатованої – 160 МПа. Таким чином, в модельному корозивному середовищі, як і на повітрі втомні показники експлуатованої сталі погіршуються (на 29%). Очевидний значно менший ефект зниження умовної границі витривалості в корозивному середовищі для експлуатованої сталі. Це можна зв'язати з тим, що окрихчувальний вплив

тривалого наводнювання сталі в експлуатаційних умовах в значній мірі вичерпано і додатковий окрихчувальний чинник у вигляді зовнішнього корозивного середовища впливає менш разуче. Порівняння результатів в модельному середовищі з відомими літературними даними у 3 %-ому розчині NaCl показали наскільки агресивнішим є розчин хлориду натрію.

Отже, встановлено, що ефект деградації експлуатованої сталі 20X13 за границею витривалості проявляється сильніше за випроб на повітрі, ніж у модельному корозивному середовищі, що зв'язали з вичерпуванням схильності до окрихчення експлуатованих сталей. При цьому інтенсивність впливу іншого чинника окрихчення (середовища) нівелюється.

Фрактографічні особливості втомних зламів зразків після випроб на втому довговічність
Специфіка руйнування зразків за випроб обертовим згином пов'язана з неможливістю уникнути контактування спряжених поверхонь зламів, що формуються внаслідок росту втомної тріщини, яка зароджується від бічної поверхні зразків під дією знакозмінних навантажень. Тому злами металу у вихідному стані і після експлуатації порівняли за різного, але якомога нижчого рівня номінальних напружень, щоб мінімізувати наслідки такого контактування на завершальному етапі руйнування. Для експлуатованої сталі ці напруження становили 230 МПа, а для сталі у вихідному стані – 333 МПа [10].

Обстеження бічних поверхонь зруйнованих за випроб на втому зразків експлуатованого металу виявили на них меншу густину паралельних до поверхні зламу тріщин (рис. 3 а), порівняно зі спостереженими на зразках сталі у вихідному стані (рис. 3 б). Інтрузії та екструзії, які виникають на бічних поверхнях зразків внаслідок мікрозсувів, ініціюють ці тріщини. Але розкриття берегів цих тріщин в експлуатованому варіанті сталі було значно більшим, що свідчить про те, що вони проростали вглиб перерізу зразка на значно більшу глибину. Це дає підстави припустити, що в експлуатованій сталі опір поширенню втомних тріщин істотно нижчий, ніж в неексплуатованій.

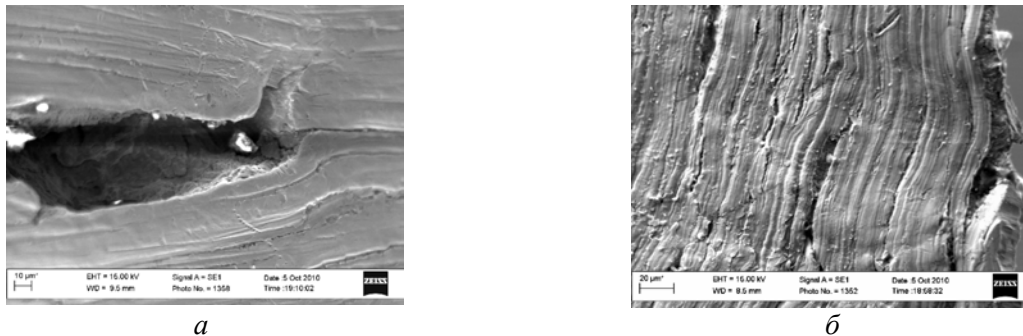


Рис. 3. Паралельні до зламу мікротріщини на бічних поверхнях зразків з експлуатованої (а) та не експлуатованої (б) сталі 20X13 після їх випроб на втому

Мікротріщини з невеликим розкриттям їх берегів слід розглядати як фізично короткі тріщини, які виникають внаслідок деформування поверхневих шарів зсувом. В неексплуатованій сталі таких тріщин є більше, то опір зародженню тріщин в ній нижчий, ніж в експлуатованій, або ж пружна енергія, яка вивільняється в момент зародження тріщин, в експлуатованій сталі є достатньою для їх подальшого швидкого росту.

На жаль, попри низький (близький до границі витривалості обох варіантів сталі) рівень навантаження зразків за випроб на повітрі виявилось, що вони малоприсади для фрактографічних обстежень через контактування спряжених поверхонь під час випроб. Це особливо стосується зони зародження тріщини. Про механізм зародження втомних тріщин можна було судити з рельєфу руйнування на сегментоподібних фрагментах зародження тріщини від бічної поверхні зразків поблизу зламів (рис. 4 а, б). Неушкоджені сліди втомного руйнування збереглися також у глибоких впадинах рельєфу зламів та поблизу зони доламування зразків (рис. 4 в, з).

За використаної схеми навантаження (обертовий згин) максимальний момент згину досягається посередині робочої частини зразків на їх бічній поверхні, від якої і відбувається зародження каскаду практично паралельних втомних тріщин, спричинених формуванням екструзій і інтрузій внаслідок мікрозсувів під час випроб. Доказом цього служить вузька (2...4 мкм) ділянка гладкого неструктурованого зламу від дна інтрузій в обох варіантах сталі (рис. 4 а, б). Ці ділянки нахилені до бічних поверхонь зразків, що підтверджує, що спричинені вони зсувом. Подальший ріст цих коротких тріщин у вихідному металі в основному продовжувався шляхом формування дуже дрібних фестонів, сумірних з елементами субструктури

(рис. 4 а), коли підростання досягало довжини 5...10 мкм їх ріст гальмувався, про що свідчать вторинні тріщини вздовж їх фронту. І лише на подальшому етапі руйнування зразків, коли виникали істотні перевантаження, відбувалося підростання деяких з них (розташованих в околі поверхні макрозламів), причому, за класичним варіантом, характерним для статичного підростання тріщини, з утворенням зони витягування.

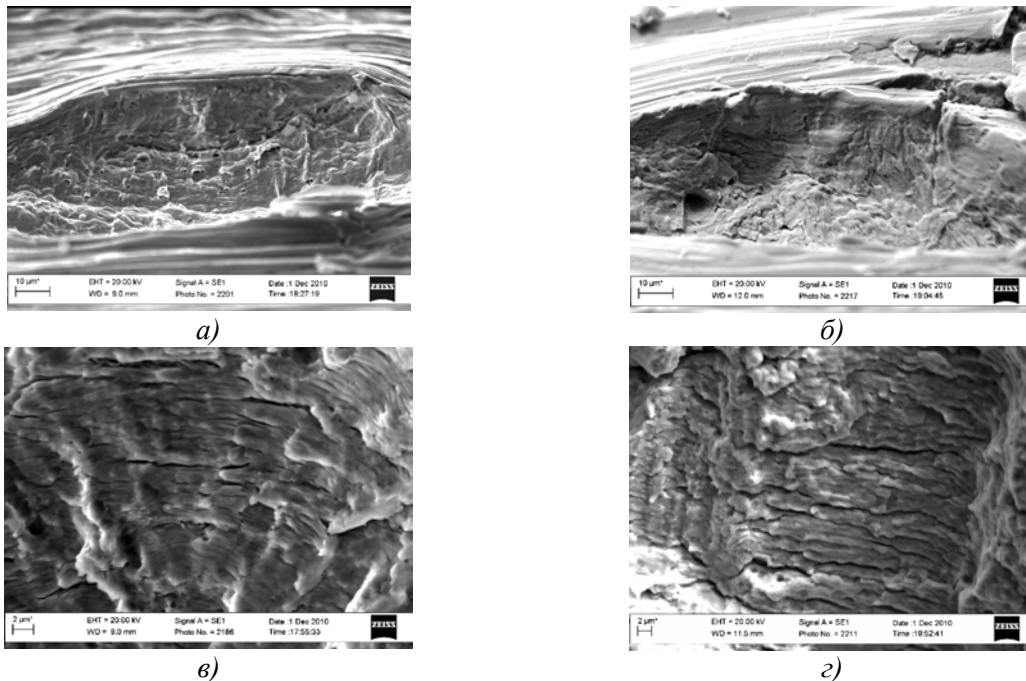


Рис. 4. Фрактограми сталі 20X13 у вихідному стані (а, в) та після експлуатації (~3·10⁵ год) в паровій турбіні (б, г) після випроб на багатоциклову втому на повітрі гладких зразків

Зародження тріщини в експлуатованому металі має свої особливості (рис. 4 б). По-перше, глибина проростання коротких тріщин є значно більшою (до 15...25 мкм) [12]. По-друге, не відбувається гальмування їх росту і вони поступово змінюють площину поширення, переходячи у площину нормального відриву. При цьому зберігається механізм руйнування шляхом формування дрібних фестонів, в межах яких зберігається незмінним напрям локального росту тріщини. По-третє, поперек цих фестонів можна виділити перпендикулярні до локального напрямку росту втомної тріщини, низько рельєфні, ледь помітні елементи, що нагадують дуже дрібні втомні борозенки, яких не фіксували в межах зони зародження для сталі у вихідному стані. Отже в деградованій сталі відбувається своєрідна фрагментація структури на субструктурному рівні. Вона полегшує руйнування шляхом формування дрібних, видовжених в напрямі локального поширення тріщини фестонів, вкритих дрібними борозенками, кожна з яких характеризує величину підростання тріщини в рамках цього фестона за цикл навантаження. На цій основі можемо стверджувати, що внаслідок деградації сталі в ній виникли субструктурні дефекти, які і полегшили ріст втомної тріщини в ній.

Щодо ділянок руйнування, на яких зберігся втомний рельєф (рис. 4 в, г), то також очевидна відмінність між рельєфом зламу сталі у вихідному стані і після експлуатації. У вихідному стані фестони, з однаково орієнтованими борозенками в їх межах, продовжували формуватися на рівні субструктурних елементів і спостерігали незначне неспівпадіння площин локального росту тріщини в рамках суміжних фестонів. З'єднання між собою цих площин відбувається внаслідок пластичного деформування перетинок між ними, що є ознакою достатнього запасу пластичності металу у вихідному стані. Разом з тим в експлуатованій сталі фестони формуються вже не субзеренною структурою, а зернами і навіть конгломератами з них. В їх рамках спостерігали чітко окреслені довгі борозенки, декоровані вторинними тріщинами, що є ознакою стабільного і практично безперешкодного їх росту. Отже, завдяки фрагментації експлуатованого металу ріст втомних тріщин в ньому стає можливим відразу після їх зародження.

За випроб в корозивному середовищі в рельєфі втомного руйнування з'являються характерні елементи окрихчення. Зрозуміло, що в цьому випадку (як і на повітрі) зародження втомних тріщин

відбувалося від бічних поверхонь зразків. Разом з тим, під впливом середовища і в сталі у вихідному стані, і після її експлуатації тріщини зароджуються в декількох місцях по периметру зразків. Причому, в сталі у вихідному стані тріщини, які спричинили руйнування, зародилися в двох місцях. Розташовані вони на різних рівнях, про що свідчить високий гребінь, сформований внаслідок їх злиття (рис. 5 а). Тоді як в експлуатованій сталі таких місць зародження тріщини у вигляді дрібних серпоподібних ділянок по периметру зразка було більше, причому всі вони розташовувалися практично в площині макрозламу (рис. 5 б).

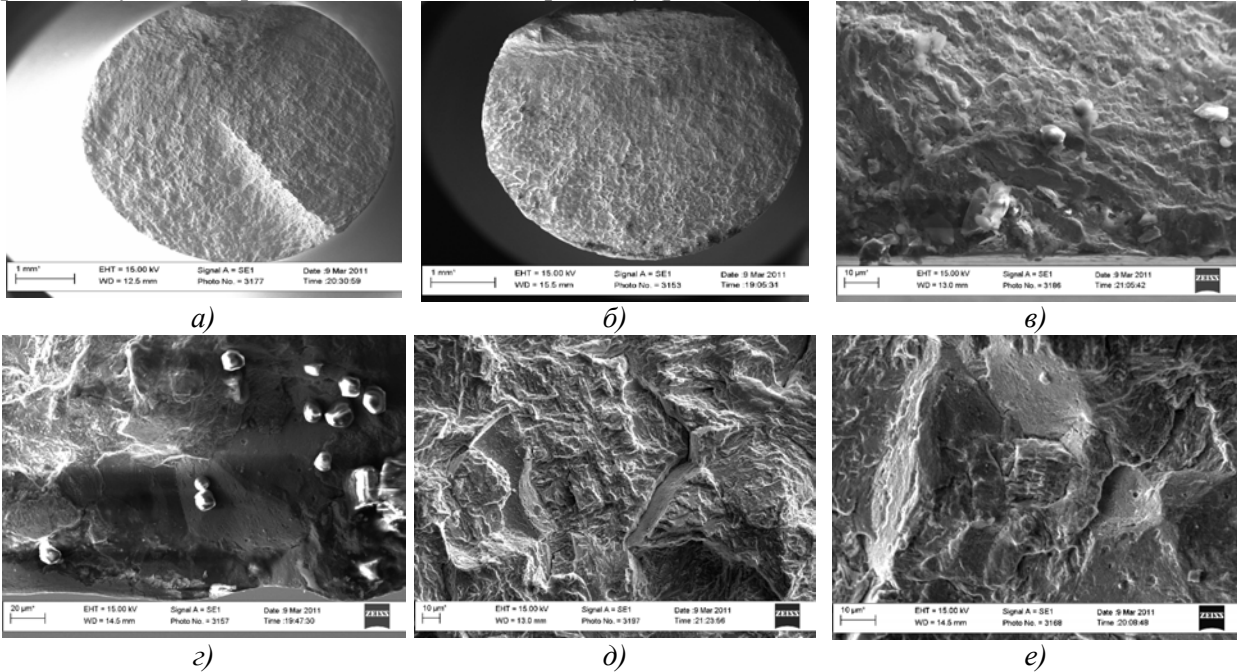


Рис. 5. Фрактограми сталі 20X13 у вихідному стані (а, в, д) та після $\sim 3 \cdot 10^5$ год експлуатації в паровій турбіні (б, з, е) після втомних випроб гладких зразків у модельному корозивному середовищі

За вищої роздільної здатності на етапі зародження тріщини в сталі у вихідному стані (рис. 5 в) і на етапі її докритичного росту (рис. 5 д) на зламах переважав крізьзеренний механізм руйнування. Міжзеренне руйнування найчастіше виникало при злитті двох крізьзеренних ділянок, які просторово розташовувалися в дещо зміщених одна відносно одної площинах (рис. 5 д). Вторинне розтріскування від поверхні зламу в глибину зразка декорувало міжзеренні фасетки.

Іншу тенденцію спостерігали в експлуатованій сталі. На етапі зародження корозійно-втомних тріщин спостерігали руйнування вздовж меж спадкового аустенітного зерна, що є характерним проявом дії наводнювального середовища на сталі мартенситного класу (рис. 5 з). Подальший ріст утомної тріщини відбувався за змішаним між- і крізьзеренним механізми (рис. 5 е).

Отже, розкрито особливості механізму зародження та докритичного росту тріщини в сталі у вихідному стані та після експлуатації, випробуваннях на повітрі та в модельному корозивному середовищі. Зокрема, показано, що домінування міжзеренного руйнування за випроб на багатоциклову втому експлуатованої сталі у модельному середовищі є фрактографічною ознакою її деградації і доказом ослаблення меж зерен в часі тривалої експлуатації.

Зміна границі витривалості експлуатованої дискової сталі 34ХНЗМ за випроб на повітрі. За результатами втомних випроб гладких зразків на повітрі побудували криві втоми для сталі у вихідному стані та після $3 \cdot 10^5$ год експлуатації в диску ЦНТ парової турбіни ТЕС (рис. 6).

Границя витривалості сталі на базі $3 \cdot 10^7$ циклів у вихідному стані значно вища, ніж експлуатованої. Зокрема, границя витривалості σ_{-1} експлуатованої сталі становила 242 МПа, тоді як сталі у вихідному стані – 429 МПа. Таку значну різницю (зниження становило майже на 44 %) пов'язали з деградацією сталі в часі експлуатації.

На фрактограмах зразків, навантажених поблизу границі витривалості, спостерігали типове крізьзеренне зародження втомної тріщини від поверхні зразка внаслідок зсувових процесів (рис. 7 а). Подальше поширення руйнування відбувалося за класичним втомним механізмом з утворенням фестонів, в межах яких за вищої роздільної здатності чітко виділялися втомні борозенки (рис. 7 в). Відзначили також значну пластичну деформацію, якою супроводжувалося

руйнування перетинок між суміжними фестонами в сталі у вихідному стані, що є ознакою її підвищеної пластичності.

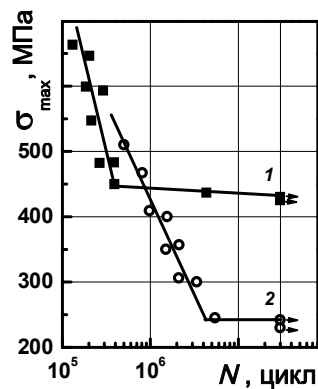


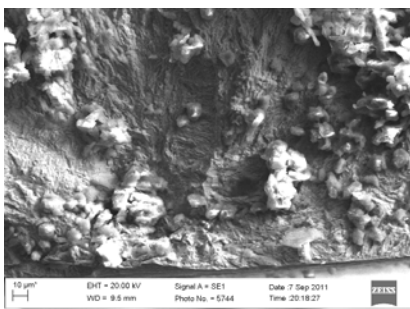
Рис. 6. Криві втоми сталі 34ХНЗМ у вихідному стані (1) та після експлуатації (2) за випроб на повітрі

В експлуатованій сталі зародження тріщини відбулося від приповерхневих дефектів, про що свідчили міжзеренні фасетки в рамках округлих зон (рис. 7 б). Поза цими зонами руйнування продовжувалося крізьзеренно з утворенням фестонів, поперек яких розташовуються борозенки (рис. 7 г). На відміну від сталі у вихідному стані борозенки в експлуатованій сталі часто декоровані вторинними тріщинами, що є прямою ознакою крихкості.

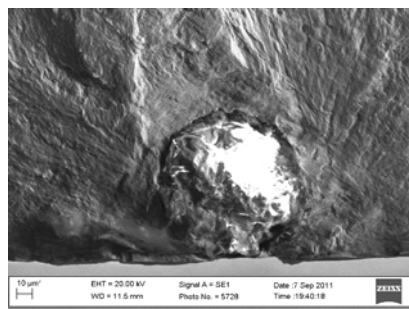
Міжзеренні фрагменти зустрічали також на етапі докритичного росту тріщини у вигляді невеликих за розмірами (до 5...7 зерен) зон (рис. 7 д). Тоді як на зламах сталі у вихідному стані вони не зустрічалися взагалі. Крім того, про окрихчення експлуатованої сталі свідчила велика кількість відокремлених від матриці сульфідів або лише їх слідів на зламах (рис. 7 е). Очевидне вторинне розтріскування, ініційоване цими включеннями, є прямим підтвердженням негативної ролі відокремлення сульфідів від матриці на етапі експлуатації сталі і створення внаслідок цього концентрації напружень, яка проявляється під час втомних випроб. Нічого подібного не фіксували на зламах сталі у вихідному стані.

Отже, випробування гладких зразків на втому показали суттєве (на 44 %) зниження границі витривалості експлуатаційно деградованої сталі 34ХНЗМ на повітрі. Виявлено фрактографічні ознаки деградації цієї сталі, які пов'язали з дефектами (округлі зони міжзеренного руйнування, вторинне розтріскування вздовж меж розділу сульфід-матриця), що виникли на етапі експлуатації сталі.

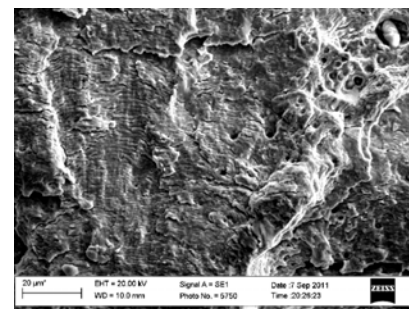
Зміна границі витривалості експлуатованої сталі за випроб у модельному середовищі. Визначаючи довговічність експлуатованої сталі дисків крім робочих напружень, слід урахувати ще і вплив середовища. Загальні вимоги до організації та проведення хімічного контролю якості конденсату, живильної води і пари блочних установок ТЕС чітко регламентовані [5]. Однак, в робочому середовищі парових турбін все таки присутні корозійно-активні домішки. Тому проаналізували вплив модельного середовища (зі стократним перевищенням допустимих меж на вміст складових технологічного середовища) на втомну витривалість сталі. За результатами випроб отримали криві корозійної втоми (рис. 8.). Ефект деградації в модельному корозивному середовищі істотно знизився. Границя витривалості σ_{LC} сталі у вихідному стані в корозивному середовищі становила 100, а після експлуатації – 45 МПа, тобто знизилася на 55 %.



а)



б)



в)

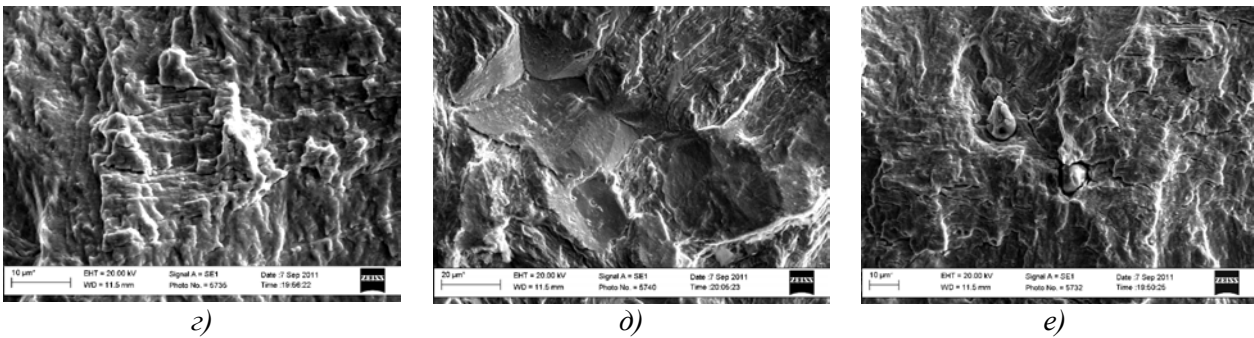


Рис. 7. Фрактограми для сталі 34ХН3М у вихідному стані (а, б) та після експлуатації (в, г-е) після випроб обертовим згином на повітрі за напружень 450 та 306 МПа відповідно

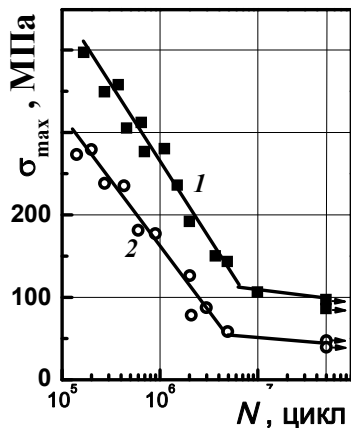


Рис. 8. Криві втоми сталі 34ХН3М у вихідному стані (1) та після експлуатації (2) за випроб в модельному середовищі

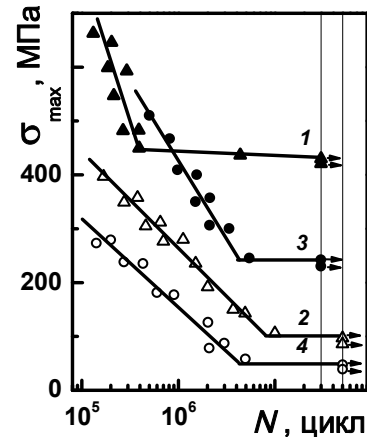


Рис. 9. Криві втоми сталі 34ХН3М у вихідному стані (1, 2) та після експлуатації (3, 4), отримані за випроб на повітрі (1, 3) та в модельному корозивному середовищі (2, 4)

Отже, в середовищі границя витривалості σ_{1C} сталі у вихідному стані знизилась більше, ніж в 4,5 рази порівняно з випробами на повітрі. В експлуатованій сталі спостерігали подібну тенденцію, однак різниця за границею витривалості, отриманою на повітрі і в середовищі, значно менша. Це можна пов'язати з впливом тривалого наводнювання сталі в експлуатаційних умовах, через що додатковий чинник окрихчення (середовище) стає менш різючим.

Про вплив середовища на криві втоми сталі у вихідному стані та після експлуатації можна судити з рис. 9, на якому узагальнено всі отримані дані. Очевидно, що ефект середовища є значно сильнішим, ніж ефект деградації за випроб на повітрі. Причому, вплив середовища на сталь у вихідному стані значно сильніший, ніж на експлуатовану сталь.

Попри те, що злами зразків, випробуваних на багатоциклову втому в корозивному середовищі, були в значній мірі окиснені, все ж вдалося з'ясувати переважаючі механізми руйнування сталі і у вихідному стані, і після експлуатації. В обох випадках зародження руйнування відбувалося в декількох місцях по периметру зразків з формуванням сегментоподібних тріщин, що є ознакою полегшення зародження тріщин під дією корозивного середовища. Подальше руйнування відбувалося внаслідок підростання цих тріщин до злиття їх фронтів. За невисоких навантажень під час випроб зона остаточного доламу зразків могла розташовуватися навіть в центральній їх частині. Загалом характер утомного руйнування був типовим у вигляді фестонів. Утомні борізки в їх межах були завуальовані щільною плівкою продуктів корозії. Однак, як і у випадку випроб на повітрі, на зламах експлуатованої сталі фіксували хаотично розташовані невеликі ділянки міжзеренного руйнування, яких не було на зламах сталі у вихідному стані. Їх вважали за ознаку деградації сталі.

Отже, за випроб в середовищі границя витривалості сталі у вихідному стані знизилась більше, ніж в 4,5 рази порівняно з випробами на повітрі, а в експлуатованій – у понад 2 рази. Менший ефект від впливу середовища на експлуатовану сталь пов'язали з її наводнюванням під час експлуатації, що спричинило менш різючий вплив корозивного середовища, як додаткового чинника окрихчення. Як і за випроб на повітрі на зламах експлуатованої сталі в корозивному

середовищі виявили хаотично розташовані ділянки міжзеренного руйнування, які вважали фрактографічною ознакою деградації сталі.

Висновки.

1. Виявлено значне зниження границі витривалості σ_{-1} експлуатованої сталі лопаток парової турбіни 20X13, пов'язане з її деградацією в часі тривалої експлуатації. Причому, її зниження за випроб на повітрі перевищує отримане у модельному корозивному середовищі, що пов'язали з вичерпуванням здатності сталі до окрихчення, внаслідок чого роль додаткового чинника окрихчення (корозивне середовище) зменшується.
2. Розкрито особливості механізму зародження та докритичного росту тріщини сталі 20X13 на повітрі і в модельному корозивному середовищі. Показано, що домінування міжзеренного руйнування за випроб на багаточиклову втому експлуатованої сталі у модельному середовищі є фрактографічною ознакою її деградації через ослаблення меж зерен в часі тривалої експлуатації.
3. Випробки гладких зразків на втому показали суттєве (на 44 %) зниження границі витривалості експлуатаційно деградованої сталі 34ХНЗМ на повітрі. Виявлено фрактографічні ознаки деградації цієї сталі, які пов'язали з дефектами (округлі зони міжзеренного руйнування, вторинне розтріскування від сульфідів), що виникли на етапі експлуатації сталі.
4. За випроб в середовищі границя витривалості сталі 34ХНЗМ у вихідному стані знизилась більше, ніж в 4,5 рази порівняно з випробами на повітрі, а в експлуатованій – у понад 2 рази. Менший ефект від впливу середовища на експлуатовану сталь пов'язали з її наводнюванням під час експлуатації, що спричинило менш різкий вплив корозивного середовища, як додаткового чинника окрихчення. Як і за випроб на повітрі на зламах експлуатованої сталі в корозивному середовищі виявили хаотично розташовані ділянки міжзеренного руйнування, які вважали фрактографічною ознакою деградації сталі.

1. Масалева Е. Н. Свойства и структура литой стали 2Х13Л для лопаток компрессоров и паровых турбин / Е. Н. Масалева, Д. М. Бавельский, В. П. Редько // Энергомашиностроение. – 1975. – №12. – С. 21-24.
2. Немайзер Ю. А. Влияние времени выдержки при закалке и отпуске на механические свойства, структуру и фазовый состав сталей 2Х13 и 1Х11МФШ / Ю. А. Немайзер, Ю. Г. Сергеев М. А Северов // Энергомашиностроение. – 1975. – №3. – С. 31-33.
3. Чижик А. И. Материалы для основных деталей паровых турбин / А. И. Чижик, А. А. Чижик // Энергомашиностроение. – 1975. – №12. – С. 21-24.
4. Склюев П. В. Механические свойства крупных дисков из стали марок 34ХНЗМА, 35ХН1М2ФА и 30ХН32ФА / П. В. Склюев, В. Н. Захаров, Л. И. Кватер [и др.] // Энергомашиностроение. – 1975. – №3. – С. 31-33.
5. Методические указания по предотвращению коррозионных повреждений дисков и лопаточного аппарата паровых турбин в зоне фазового перехода: РД 34.30.507-92. – М.: ВТИ. – 1993. – 43 с.
6. Инструкция о порядке оценки работоспособности рабочих лопаток паровых турбин в процессе изготовления, эксплуатации и ремонта: СО 153-34.17.462-2003 / Утв. Приказом Минэнерго РФ от 30.06.2003 г. – № 262. – М.: ЦПТИ ОРГЭС, 2004. – 56 с.
7. Трухный А. Д. Теплофикационные паровые турбины и турбоустановки / А. Д. Трухный, Б. В. Ломакин – М.: Типография "Новости", 2002. – 534 с.
8. Карпенко Г. В. Методы испытаний материалов на усталость при повышенных температурах и периодическом смачивании их жидкой коррозионной средой / Г. В. Карпенко, В. И. Похмурский, Т. Н. Каличак // Завод. Лаб. – 1971. - № 10. – С. 1243-1246.
9. Золотаревский В. С. Механические свойства металлов: учебник [для вузов] / В. С. Золотаревский. – [2-е изд.]– М.: Металлургия, 1983. – 352 с.
10. Ткачук Ю. М. Зміна корозійно-втомної довговічності сталі 20X13 після експлуатації в паровій турбіні / Ю. М. Ткачук, О. З. Студент // Наукові нотатки. – Луцьк: ЛНТУ, 2011. – Вип. 31. – С. 384-391.
11. Крохмальний А. М. Особенности коррозионно-усталостного разрушения и защиты нержавеющей сталей / А. М. Крохмальний, М. С. Хома, В. И. Похмурский. – Львов, 1992. – 47 с. – (Препр. АН УССР. Физ.-мех. ин-т им. Г.В. Карпенко; №183).
12. Никифорчин Г. М. Експлуатаційна деградація сталі 20X13 лопаток парових турбін ТЕС / Г. М. Никифорчин, Ю. М. Ткачук, О. З. Студент // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – Т.47, №4. – С. 28-35.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2013