

УДК 621.178.165

## ОЦІНЮВАННЯ ДЕГРАДАЦІЇ ЛОПАТКОВОЇ СТАЛІ 20X13 ПІСЛЯ ЕКСПЛУАТАЦІЇ В ПАРОВІЙ ТУРБІНІ ЗА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЮ

Ю. Ткачук

Аспірантка,  
Луцький національний  
технічний університет,  
м. Луцьк

О. Студент

Ст. наук. співр., докт. техн. наук,  
Фізико-механічний інститут  
ім. Г. В. Карпенка Національної  
академії наук України,  
м. Львів

*Результати випробовувань на циклічну тріщиностійкість на повітрі показали зниження опору росту втомної тріщини та порогових характеристик циклічної тріщиностійкості сталі 20X13 після  $3 \cdot 10^5$  год експлуатації в лопатках парової турбіни, що є наслідком її деградації. Мікрофрактографічним дослідженнями розкрито механізм формування закриття тріщини і показано, що міжзеренні фрагменти зберігаються в деградованій сталі навіть за припорогової швидкості росту тріщини, тоді як в неексплуатованій сталі вони відсутні. Металографічним аналізом виявлено неоднорідну структуру експлуатованої сталі з залишками зерен з дендритною структурою, що свідчить про недотримання режиму термічного оброблення лопаток перед їх введенням в експлуатацію.*

**деградація сталі, циклічна тріщиностійкість, мікроструктура, механізми руйнування**

**Вступ.** Лопатки парової турбіни експлуатуються за жорстких умов сумісного впливу високих напружень (тиск пари, відцентрові та динамічні сили [1], температури та активного робочого середовища. В лопатках сталого поперечного перерізу відцентрові сили викликають в основному напруження розтягу. В закручених лопатках, переріз яких змінюється, додатково виникають ще й значні напруження згину і кручення [2].

Крім цього робочі лопатки турбін експлуатуються за високої асиметрії циклу. При цьому низькоамплітудні навантаження, спричинені вібрацією, накладаються на достатньо високі напруження, спричинені аеродинамічним навантаженням від обертання ротора турбіни [2, 3]. Разом з цим відомо [4], що за позитивної асиметрії циклу навантаження опір втомі істотно знижується.

Лопатки сучасних турбін виготовляють зі сталі мартенситного класу 20X13 категорії міцності КП50 і

КП60 [5]. Мартенситна структура сталі забезпечує їй оптимальну комбінацію показників міцності та пластичності, а високий вміст хрому — високі жароміцність, опір корозії (під дією перегрітої і вологої пари), окисненню, ерозії. Разом з цим під час експлуатації парових турбін лопатки все ж руйнуються і серед основних причин їх руйнування називають зародження та поширення в них тріщини аж до критичної величини [6]. Зародження тріщин пов'язують з поширенням вібрації від робочої частини лопаток у глибину хвостового з'єднання [3], з високим рівнем статичних напружень розтягу і згину [2], наявністю концентраторів напружень [7, 8], втомуою на тлі високих статичних напружень, фретинг- та корозійною втомуою, кавітаційно-ерозійним зношуванням тощо [2, 9 — 12]. З аналізу причин пошкодження лопаток парових турбін важливим аспектом оцінювання їхнього реального стану є дослідження циклічної тріщиностійкості експлуа-

Хімічний склад сталі 20X13, мас. %

Стан металу	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Fe
Вихідний стан	0,20	<0,6	<0,6	<0,6	<0,025	<0,03	12,7	Решта
Після $3 \cdot 10^5$ год експлуатації	0,21	0,5	0,4	0,3	0,021	0,025	13,7	Решта

Таблиця 2

Механічні властивості сталі 20X13 у вихідному стані та після  $\sim 3 \cdot 10^5$  год експлуатації

Сталь	Стан металу	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$KCU$ , МДж/м <sup>2</sup>
20X13	У вихідному стані згідно СО 153-34.17.462-2003	666	490–657	18	50	0,7
	У вихідному стані згідно [25]	720	520	21	65	0,8
	Після експлуатації	799	664	20	61	1,1

тованого металу лопаток, іншими словами оцінювання рівня деградації металу за показниками, які визначають роботоздатність лопаток. Для цього важливо дослідити кінетичні особливості росту втомних тріщин (РВТ), в тому числі й за низьких швидкостей їх росту (близьких до порогових значень), в металі експлуатованому впродовж тривалого часу в лопатках парової турбіни і порівняти їх з отриманими для металу у вихідному стані. Адже інформація про втомні властивості металу з лопаток, які відпрацювали свій парковий ресурс, дасть змогу найближче наблизитися до оцінювання їхнього реального ресурсу за показниками циклічної тріщиностійкості.

**Методичні аспекти досліджень.** Дослідили сталь 20X13 з лопаток 22-ї сходинки парової турбіни К-100-90 після  $3 \cdot 10^5$  год їх експлуатації. Для порівняння використали цю ж сталь у вихідному стані. Хімічний склад обох варіантів сталі наведено в табл. 1, а їхні механічні властивості за розтягу та удару – в табл. 2.

Заготовки експлуатованого металу вирізали з пера лопаток, орієнтуючи їх вздовж них, а зразки з них виготовляли, керуючись ГОСТ 25.506-85. Балкові заготовки сталі 20X13 у вихідному стані виготовляли з прутків діаметром 30 мм фрезеруванням з припуском на шліфування по 0,5 мм на кожну зі сторін. Перед шліфуванням заготовки термічно обробляли за прийнятою технологією термічного оброблення лопаток шляхом дворазової нормалізації. Впродовж першої з них відбувається високотемпературна (за температури 1030...1050 °С впродовж 8 год) гомогенізація сталі, а впродовж другої (1030–1050 °С впродовж 2 год) з наступним тригодинним відпуском за температури 730 °С формуються її остаточні механічні властивості [13–15].

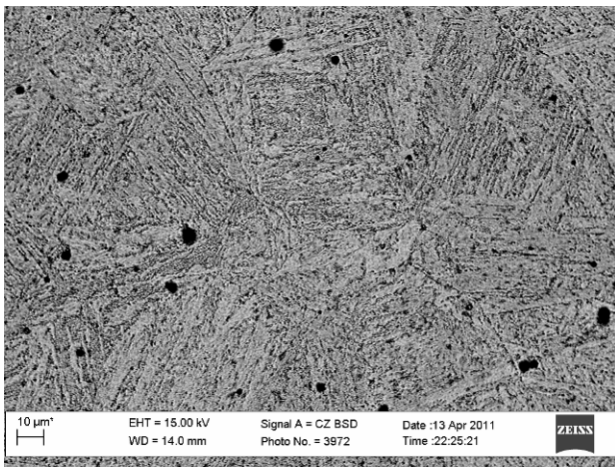
Характеристики циклічної тріщиностійкості сталі визначали за кімнатної температури на повітрі згідно з методичними рекомендаціями [16]. Зразки навантажували за схемою консольного згину частотатою 10 Гц за асиметрії циклу навантаження 0,05. Міру деградації сталі оцінювали з кінетичних діаграм втомного руйнування (КДВР), які будували в координатах номінальний розмах

коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН)  $\Delta K$  ( $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ ) – швидкість росту тріщини  $da/dN$ , або ефективний розмах КІН  $\Delta K_{eff} - da/dN$ . Під час визначення  $\Delta K_{eff}$  враховували ефект закриття тріщини [17]. Його виникнення пов'язують із залишковою пластичністю [18], неспівпаданням западин і виступів на спряжених поверхнях у циклі навантаження [19], або автокаталітичним нарощування товщини оксидних плівок [20]. Завдяки цим чинникам метал в околі вершини тріщини впродовж певної частини циклу навантаження ( $\Delta K_{cl}$ ) циклічно не деформується. Крім цього, деградацію лопаткової сталі оцінювали за пороговими розмахами КІН (за номінальним  $\Delta K_{th}$  і ефективним  $\Delta K_{th\,eff} = \Delta K_{th} - \Delta K_{th\,cl}$ ).

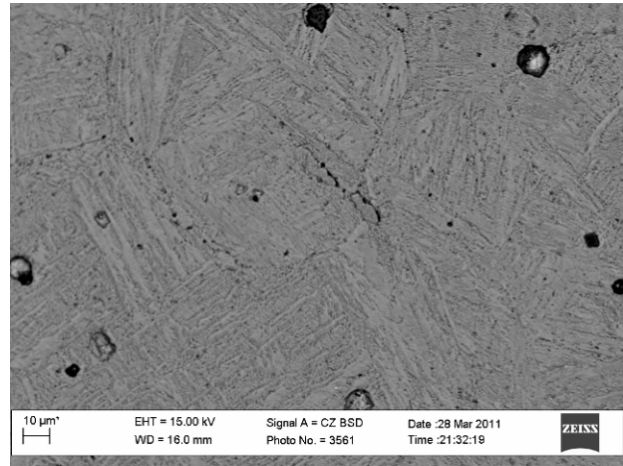
Металографічні і фрактографічні дослідження проведені на растровому електронному мікроскопі EVO-40XVP із системою спектрального мікроаналізу INCA Energy 350.

**Результати досліджень.** Металографічні дослідження структури сталі 20X13 у вихідному стані і після її експлуатації в паровій турбіні виявили різницю між ними за розміром вихідних аустенітних зерен, у межах яких формувалася голкоподібна мартенситна структура сталі (рис. 1). Оскільки зразки у вихідному стані термічно обробляли згідно з регламентованою для лопаток технологією [13–15], то можна припустити, що дещо більше зерно в експлуатованій сталі може бути наслідком перегрівання лопаток, або більшої тривалості їх витримування за високої температури під час первинного термічного оброблення.

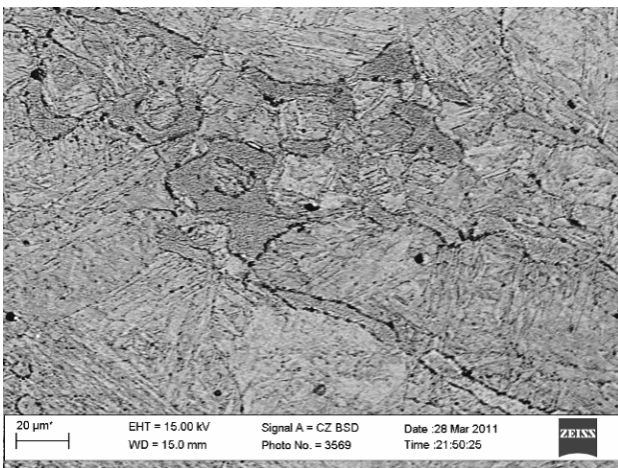
Слід зазначити, що в структурі експлуатованої сталі виявлено значно більшу кількість неметалевих включень (оксидів та сульфідів), причому вони вдвічі більші за розмірами (рис. 1б). В основному вони розташовуються всередині зерен вихідного аустеніту. Щодо морфології голкоподібних елементів структури в межах вихідних зерен аустеніту, то, не дивлячись на високу температуру відпуску, вони морфологічно наслідують голки мартенситу. Ширина голкоподібних елементів в експлуатованій сталі є дещо більшою і карбіди вздовж їхніх меж теж більші за розмірами. Це може бути наслідком зміни структури через тривалу експлуатацію.



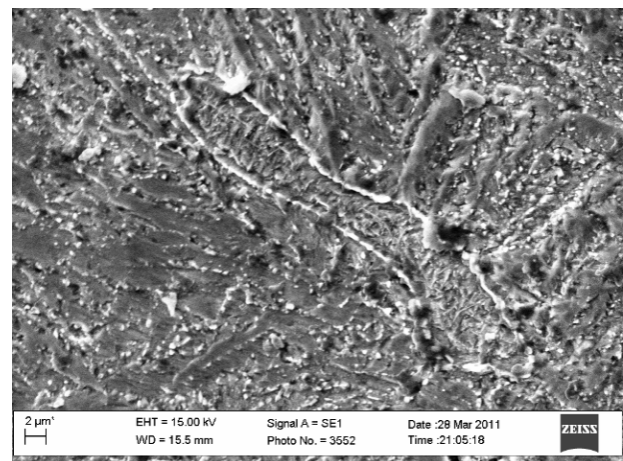
а)



б)



в)



г)

**Рис. 1. Мікроструктура сталі 20X13 у вихідному стані (а) та після експлуатації в якості лопаток парової турбіни впродовж  $3 \cdot 10^5$  год (б-г)**

Крім цього, в експлуатованій сталі виявлено багато ділянок з зернами неправильної форми, вздовж меж яких спостерігали практично суцільні ланцюжки з досить великих карбідів (рис. 3в). Слід зазначити, що мікрорентгенівським аналізом виявлено істотно вищий вміст хрому у межах цих зерен (до 18 мас. %), тоді як у навколишній матриці цей вміст не перевищував 13 мас. %. За вищої роздільної здатності виявили, що в межах цих зерен збереглася дендритна структура, характерна для литва (рис. 3з). Це може бути доказом того, що під час первинної нормалізації було використано вищу температуру (бо зерна аустеніту дещо більші, ніж після використаного нами регламентованого режиму термічного оброблення) і скорочено тривалість витримування при ній. Тому аустенітизація твердого розчину відбулася не в повному обсязі. Як наслідок, отримали негомогенну структуру із залишками зерен з дендритною структурою.

Відомо, що внаслідок мартенситного перетворення в сталі виникають локальні структурні напруження, які спричиняють її схильність до крихкого руйнування. Досліджено їх вплив на кінетику росту втомної тріщини (РВТ) сталі 20X13 залежно від швидкості охолодження під час гартування, яка і визначає рівень цих напружень [21]. Крім

внутрішніх мікронапружень, які виникають у сталі під час її гартування, лопатки піддаються ще й тривалому впливу напружень розтягу, згину і кручення, що виникають під час їх експлуатації в паровій турбіні. Важливо оцінити наслідки їх впливу на механічні властивості сталі, а враховуючи найвищу чутливість до деградації теплостійких сталей локальних показників механіки руйнування [22], доцільно оцінити як впливає зміна технічного стану експлуатованого металу на його характеристики циклічної тріщиностійкості.

**Впробування на циклічну тріщиностійкість.** За результатами механічних випробувань на циклічну тріщиностійкість сталі у вихідному стані та після  $3 \cdot 10^5$  год експлуатації побудували номінальні та ефективні КДВР (рис. 2). Отримали незначний вплив деградації сталі на розташування номінальних КДВР і значно сильніший на розташування ефективних КДВР. Якщо номінальний пороговий розмах КІН експлуатованої сталі знижується після експлуатації на 10 % стосовно сталі у вихідному стані, то ефективний – на 30 %. Таке зниження порогових характеристик циклічної тріщиностійкості в експлуатованому металі дає підстави говорити про зниження його опору росту втомних тріщин, а, отже, і про деградацію

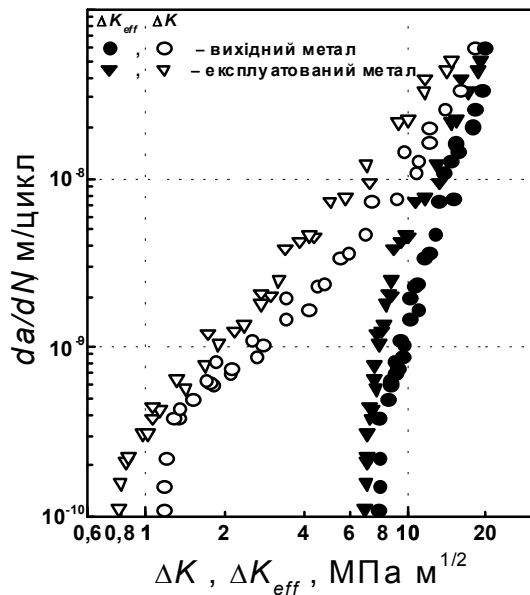


Рис. 2. Номінальні (білі) та ефективні (чорні позначення) кінетичні діаграми втомного руйнування сталі 20X13 у вихідному стані та після  $3 \cdot 10^5$  год її експлуатації в лопатках парової турбіни

металу лопаток парових турбін під час експлуатації. Як особливість нержавіючої сталі мартенситного класу у вихідному стані відзначимо дуже велике закриття тріщини, яке виявляється не лише на припороговій ділянці КДВР, як це властиво теплостійким сталям [23], але зберігається практично в межах всієї другої її ділянки. В експлуатованій сталі ефект закриття тріщини ще більший, що принципово узгоджується з результатами замірів закриття тріщини в деградованих теплостійких сталях. При цьому ефективний пороговий рівень циклічної тріщиностійкості знижується до дуже низького рівня ( $0,8 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ ). КДВР сталі у вихідному стані узгоджуються з результатами досліджень кінетики втомного руйнування сталі 20X13, отриманим за високої асиметрії циклу навантаження, де також зафіксували значне зниження порогових показників циклічної тріщиностійкості внаслідок зростання  $R$  [24]. Зрозуміло, що розкрити причини виникнення такого значного закриття тріщини в сталі у вихідному стані, а тим більше причину його зростання внаслідок її деградації, в експлуатаційних умовах важливо для розуміння природи формування закриття тріщини в такого класу сталях та пошуку шляхів впливу на цю ситуацію.

**Мікрофрактографічні особливості зламів зразків після випробування на циклічну тріщиностійкість.** Проаналізували і порівняли між собою за різної роздільної здатності рельєф зламів зразків експлуатованої і неексплуатованої сталі 20X13, випробуваних на циклічну тріщиностійкість. Фрактографічні особливості зламів порівнювали за однакової швидкості РВТ. Зокрема, за швидкості  $da/dN = 10\text{--}8 \text{ м/цикл}$  виявили невідповідність розмірів міжзеренних фасеток, спостережених на зламах (рис. 3а,б), і розмірів зерен, виявлених металографічним аналізом (рис. 1). При цьому, якщо за результатами металографічного аналізу розмір вихідного аустенітного зерна в експлуатованій сталі був дещо більшим, ніж у сталі у вихідному стані (порівняли

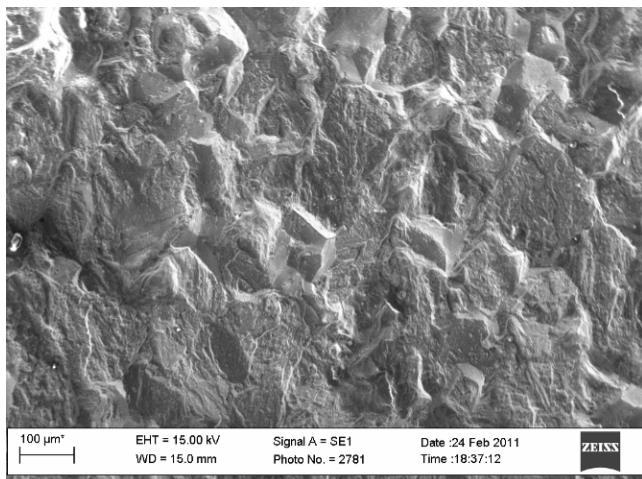
рис. 1а і б), то за результатами фрактографічних оцінок очевидно, що він менший, оскільки міжзеренні фрагменти на поверхні зламів експлуатованого металу виглядають дрібнішими (порівняли рис. 3а і б). Причому кількість таких міжзеренних фасеток в експлуатованому металі значно більша. Наявністю на зламах металу і у вихідному стані, і після експлуатації таких міжзеренних фасеток, які виступають над відносно плитким рельєфом втомного зламу, пояснюється збереження закриття тріщини аж до таких високих швидкостей РВТ за механізмом шорсткості поверхні зламу. Адже навіть за незначного зсуву у вершині тріщини, завдяки якому і відбувається її ріст, виступи на спряжених поверхнях зламів не співпадатимуть з відповідними западинами, що і спричинить ефект закриття тріщини. Більше закриття тріщини в експлуатованій сталі, спричинене більшою кількістю міжзеренних фасеток і, відповідно, точок контактування спряжених поверхонь позаду вершини тріщини.

Слід зазначити, що в міру зниження швидкості РВТ і кількість, і величина міжзеренних фасеток на поверхнях зламів експлуатованої і не експлуатованої сталі зменшуються (рис. 3в, г). Це добре видно за невисоких збільшень, причому для неексплуатованої сталі ця тенденція проглядається чіткіше. На перший погляд ефект закриття при цьому мав би зменшуватися. Разом з цим, зваживши на те, що розкриття берегів тріщини в міру зниження рівня  $\Delta K$  теж істотно зменшується, зрозуміло, що шорсткість поверхні зламу, створена міжзеренними фасетками, що виступають над плитким втомним рельєфом зламу, продовжує відігравати визначальну роль у формуванні закриття тріщини.

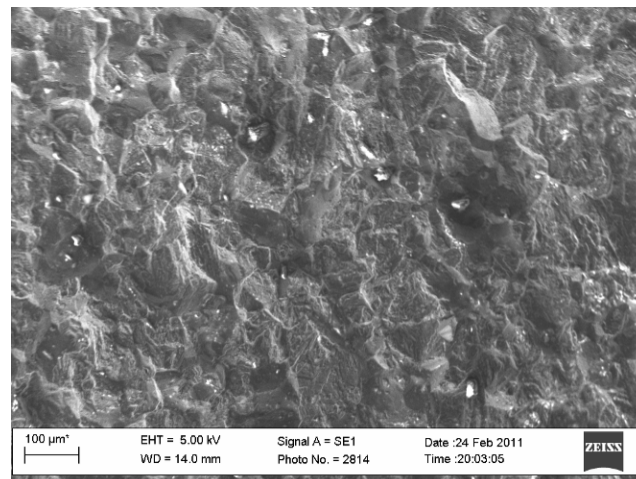
Проте залишилось не з'ясованим, як пояснити невідповідність розміру зерна, визначеного з металографічних і фрактографічних оцінок. Разом з тим за вищої роздільної здатності стає очевидним, що у вихідному стані на тлі досить великих за площею низькорезрельєфних фестонів втомного руйнування спостерігаються досить великі міжзеренні фрагменти, які насправді складаються з дрібніших фасеток міжзеренного руйнування, які, вочевидь, слабше розорієнтовані між собою, ніж в експлуатованій сталі (рис. 4а). Отже, у вихідному стані міжзерене руйнування охоплює конгломерати зерен, які за невисокої роздільної здатності можна помилково сприйняти за великі зерна.

Слід зазначити, що лише за припорогового розмаху КІН ділянки міжзеренного руйнування практично повністю зникають зі зламу неексплуатованої сталі (рис. 4б). Тоді як в експлуатованій сталі попри істотне зменшення їх кількості вони все ще значною мірою присутні на зламі (рис. 4г). Саме з ними пов'язаний сильніший прояв ефекту закриття тріщини в експлуатованій сталі і нижчий рівень ефективного порогового розмаху КІН. Завдяки дуже малому розкриттю вершини тріщини за припорогового навантаження на міжзеренних фасетках спостерігали сліди контактування спряжених поверхонь зламу у вигляді згладжених ребер суміжних зерен зі слідами окиснення місць контактування.

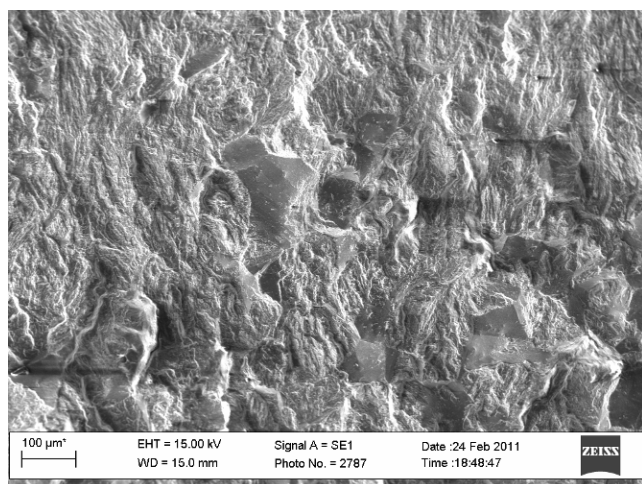
Отже, на припороговій ділянці навантаження, крім механізму шорсткості поверхні, який визначав ефект закриття тріщини за вищої швидкості РВТ, починає відігравати роль автокаталітичне нарощування оксидів у місцях контактування берегів тріщини. Це спричинено



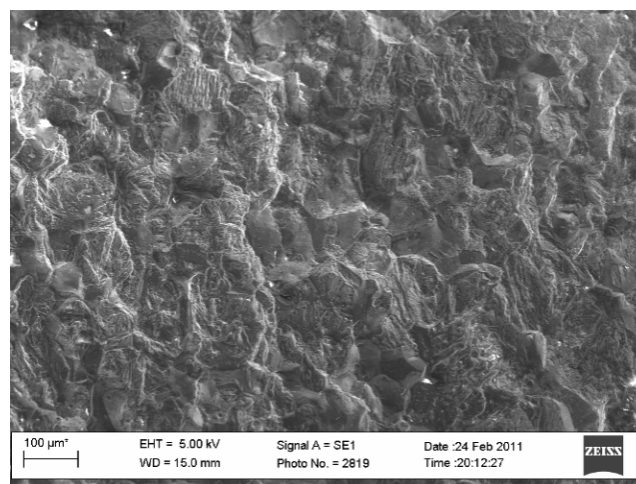
а)



б)



в)



г)

**Рис. 3. Фрактограми зразків зі сталі 20X13 у вихідному стані (а, в) та експлуатованої впродовж  $3 \cdot 10^5$  год у паровій турбіні (б, г), за швидкості PBT  $da/dN=10^{-8}$  (а, б) та  $10^{-9}$  (в, г) м/цикл під час випробування на циклічну тріщиностійкість**

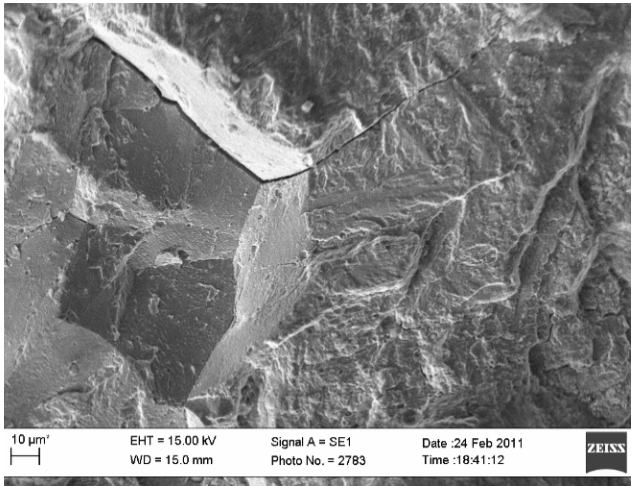
дуже малим розкриттям берегів тріщини за такого низького рівня навантаження. Крім цього, на міжзеренних фасетках і на ділянках кризьеренного втомного рельєфу експлуатованої сталі часто спостерігали вищербини завбільшки до 10 мкм, які могли бути слідами оксидів, які, потрапивши між береги утомної тріщини, виконували роль піску і під час півциклу розвантаження залишали вмятину на обох поверхнях зламу. Для сталі у вихідному стані такої особливості не спостерігали, хоч частинки оксидів теж були виявлені в її структурі. З цього можна зробити висновок, що після експлуатації відбувається послаблення зв'язку неметалевих включень з матрицею, або навіть їх дегезія. Потрапивши між береги тріщини ці частинки перешкоджають змиканню берегів тріщини в півциклі розвантаження і таким чином стають ще однією причиною зростання ефекту закриття тріщини.

Стосовно високого ефекту закриття тріщини в сталі у вихідному стані, то попри відсутність міжзеренних фрагментів на припороговій ділянці навантаження на зламі спостерігали досить рельєфні, видовжені вздовж магістрального напрямку PBT фестони, переходи між якими в основному були розклепані, що трактували як

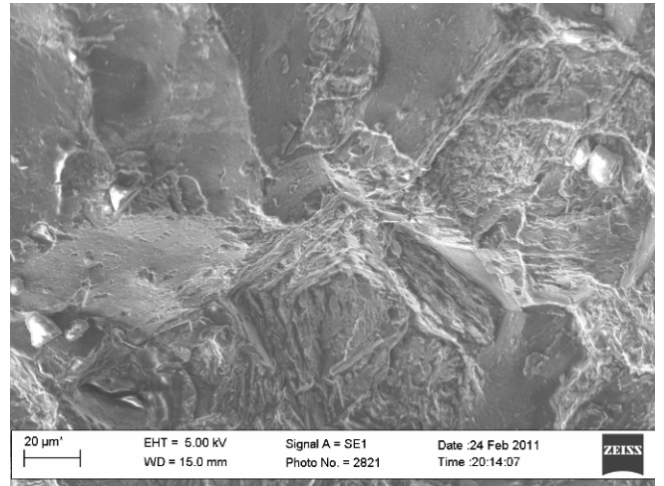
сліди контактування берегів тріщини (рис. 4в). Тобто у цьому випадку, шорсткість поверхні зламу, створена перепадами рельєфу між суміжними фестонами втомного руйнування, визначила високий рівень закриття тріщини.

**Висновки.** 1. Металографічним аналізом виявлено, що зерна аустеніту в сталі 20X13, експлуатованій впродовж  $3 \cdot 10^5$  год у паровій турбіні, дещо більші, ніж після використаного нами регламентованого режиму термічного оброблення. Попри загалом голкоподібну мартенситну структуру в експлуатованій сталі виявили зерна, в межах яких збереглася дендритна структура. Вміст хрому в цих зернах досягав 18 мас. %, хоч інтегральний його вміст становив 13 мас. %. Крім цього, в межах цих зерен виявили карбіди, які у вигляді ланцюжків декорують їх. Ці зерна свідчать про те, що під час первинної нормалізації було скорочено тривалість високо-температурного витримування. Як наслідок, отримали неомогенну структуру з залишками зерен з дендритною структурою.

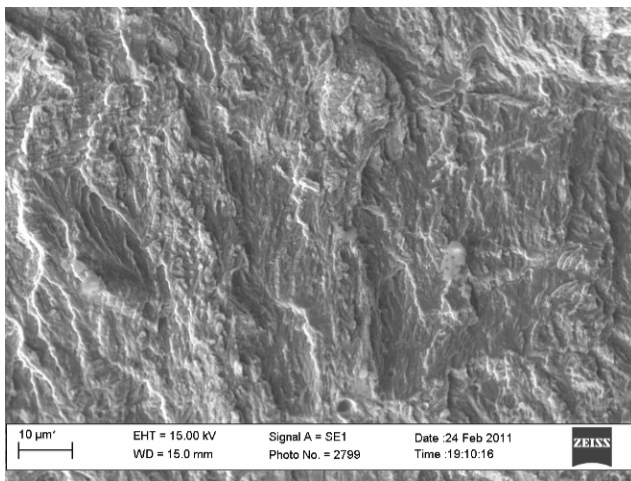
2. Випробуваннями на циклічну тріщиностійкість на повітрі виявлено зниження опору росту втомної тріщини та порогових характеристик циклічної тріщиностійкості



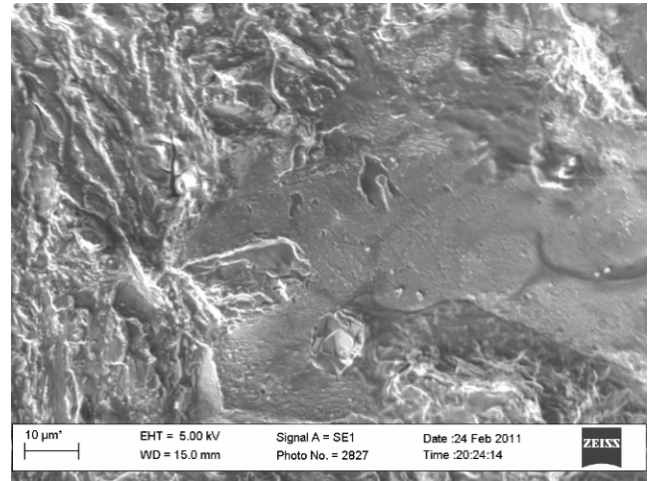
а)



б)



в)



г)

**Рис. 4.** Фрактограми зразків зі сталі 20X13 у вихідному стані (а, в) та експлуатованої впродовж  $3 \cdot 10^5$  год у паровій турбіні (б, г), за швидкості РВТ  $da/dN = 10^{-9}$  (а, б) та  $10^{-10}$  (в, г) м/цикл під час випробування на циклічну тріщиностійкість

сталі 20X13 після експлуатації впродовж  $3 \cdot 10^5$  год в паровій турбіні, що є наслідком її деградації.

3. Мікрофрактографічним аналізом зразків, випробуваних на циклічну тріщиностійкість, виявлено ознаки деградації сталі та розкрито механізм формування закриття тріщини. Показано, що міжзеренні фрагменти зберігаються в деградованій сталі навіть за припорогової швидкості росту тріщини, тоді як у не експлуатованій сталі вони відсутні. В обох випадках закриття тріщини спричиняє шорсткість поверхонь ламів та автокаталітичне нарощування оксидів у місцях контакту спряжених поверхонь на припороговій ділянці навантаження.

### Література

1. Слабченко О.Н. Расчеты на прочность элементов ступени паровой турбины: Учеб. пособие / О.Н. Слабченко. – Харьков: НТУ “ХПИ”, 2007. – 204 с.

2. Левин А.В. Прочность и вибрация лопаток и дисков паровых турбин / А.В. Левин, К.Н. Боршанский, Е.Д. Консон. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1981. – 710 с.

3. Трухний А.Д., Ломакин Б.В. Теплофикационные паровые турбины и турбоустановки / А.Д. Трухний, Б.В. Ломакин. – М.: Типография “Новости”, 2002. – 534 с.

4. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: 4 т. / Под общ. Ред. Панасюка В.В. – Киев: Наук. думка, 1988–1990. Т.4.: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин, Н.А. Махутов, М.М. Стадник – 1990. – 680 с.

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.

6. Zdzislaw Mazur Steam turbine blade failure analysis / Zdzislaw Mazur, Rafael Garcia-Illescas, Jorge Aguirre-Romano, Norberto Perez-Rodriguez // Engineering Failure Analysis. – 2008. – Vol.15. – P. 129–141.

7. Isobe Nobuhiro Micro-crack growth behavior and life in high temperature low cycle fatigue of blade root and disc joint for turbines / Nobuhiro Isobe, Shuhei Nogami // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2009. – №86. – P. 622–627.



8. Консон Е.Д. Концентрация напряжений в ободе турбинного диска Т-образного хвостового соединения / Е.Д. Консон // Теплоэнергетика. – 1976. – №6. – С. 59-62
9. Perkins K.M. Corrosion fatigue of a 12%Cr low pressure turbine blade steel in simulated service environments / K.M. Perkins, M.R. Bache // International Journal of Fatigue. – 2005. – Volume 27. – P. 1499–1508
10. Zhou Qulan Analysis of water drop erosion on turbine blades based on a nonlinear liquid–solid impact model / Qulan Zhou, Na Li, Xi Chen, Tongmo Xu, Shien Hui, Di Zhang // International Journal of Impact Engineering. – 2009. – Vol.36. – P. 1156–1171
11. Ryuichiro Ebara Corrosion fatigue crack initiation in 12% chromium stainless steel / Ebara Ryuichiro // Materials Science and Engineering. – 2007. – A 468–470. – P 109–113
12. Томаров Г.В. Эрозия – коррозия конструкционных материалов турбин насыщенного пара / Г.В. Томаров // Теплоэнергетика. – 1989. – №7. – С. 33-38
13. 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.
14. 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
15. Чижиж А.И. Материалы для основных деталей паровых турбин / А.И.Чижиж, Чижиж А.А. // Энергомашиностроение. – 1975. – №12. – С. 21-24
16. РД 50–345–82. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 96 с.
17. Оценка эффекта закрытия усталостных трещин / Никифорчин Г.Н., Андрусив Б.Н., Вольдемаров А.В., Куцын М.А. // Физ.-хим. механика материалов. – 1982. – №5. – С. 100–103.
18. Elber W. The significance of fatigue crack closure-ASTM STP 486. – 1971. – P. 230–242.
19. Ritchie R.O., Suresh S. Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture

surface morphology // Metal. Trans. – 1982. – 13A. – №5. – P. 937–940.

20. Suresh S., Zamiski G.F., Ritchie R.O. Oxide-induced crack closure: an explanation for near threshold corrosion fatigue crack growth behavior // Metal. Trans. – 1981. – 12A. – №8. – P. 1435–1443.

21. Романив О.Н., Ткач А.Н., Симицькович В.Н. Влияние внутренних микронапряжений в мартенсите на припороговый рост усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов. – 1982. – №6. – С. 49–56.

22. Панасюк В.В., Никифорчин Г.М., Студент О.З. Слободян З.В. Застосування підходів механіки руйнування до оцінки водневої деградації сталей нафто- та паропроводів // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій / За заг. ред. Андрейківа О.Є., Лучка Й.Й., Божидарника В.В. – Львів: Каменяр, 2002. – С. 537-546.

23. Никифорчин Г.М., Студент О.З., Кречковська Г.В., Марков А.Д. Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС // ФХММ. – 2010. – №2. – С. 42–54.

24. Романив О.Н., Ткач А.Н., Симицькович В.Н. Влияние внутренних микронапряжений в мартенсите на припороговый рост усталостных трещин // Физ.-хим. механика материалов. – 1982. – №6. – С. 49–56.

25. Масленков С.Б. Жаропрочные стали и сплавы: Справочник. – М.: Металлургия, 1983. – 193 с.

Отримана 24.10.10

Ju. Tkachuk<sup>1</sup>, O. Student<sup>2</sup>

**Estimation of degradation blade steel 20Kh13 after ~3·10<sup>5</sup> h operation using fatigue crack growth resistance**

<sup>1</sup>Lutsk National Technical University, Lutsk;

<sup>2</sup>Physico-Mechanical Institute, Lviv

*Fatigue crack growth resistance on air and fatigue threshold characteristics of 20Kh13 steel were decreased after its service during 3·10<sup>5</sup> h as blades of steam turbine. It is the result of steel degradation. Using th microfractographic investigation the mechanism of fatigue crack closure effect forming was revealed. It was shown that intergranular fragments was kept in the degraded steel until to the streshold fatigue crack growth rate whereas in in virgin steel they were not observed. Using metallographic investigation of the serviced steel the heterogeneous microstructure with remains of grains with dendritic structure was revealed. It is a proof of the breakdown of the heat treatment conditions of blades before its setting into operation.*

*Інформація*

## 8th European Solid Mechanics Conference

9 July 2012 - 13 July 2012

Graz, Austria

Contact: Prof. G.A. Holzapfel

E-mail: [holzapfel@tugraz.at](mailto:holzapfel@tugraz.at)

**Information:** Two joint EUROMECH-ECCOMAS mini-symposia on “Science and Technology of Composites Manufacturing Processes” and “Virtual Testing of Composites”