

Л. М. Свірська<sup>1</sup>, Г. В. Кречковська<sup>1,2</sup>, П. Р. Соловей<sup>1,2</sup>, О. З. Студент<sup>1</sup>

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів<sup>1</sup>  
Національний університет «Львівська політехніка»<sup>2</sup>

### ФРАКТОГРАФІЧНІ ОЗНАКИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ ДЕГРАДАЦІЇ ТЕПЛОТРИВКОЇ СТАЛІ ТА УСУНЕННЯ ЇЇ НАСЛІДКІВ ТЕРМІЧНИМ ОБРОБЛЕННЯМ

Механічні характеристики металу кріпильної арматури циліндра високого тиску парової турбіни ТЕС, експлуатованої впродовж  $21 \times 10^4$  год виходять за межі регламентованих значень, що є ознакою деградації металу. Найчутливішою до деградації характеристикою виявилася ударна в'язкість. Термічне оброблення експлуатованого металу, рекомендоване для сталі 25Х2М1Ф у вихідному стані, дало змогу покращити властивості металу експлуатованої кріпильної арматури, зокрема значно підвищилися опір крихкому руйнуванню сталі та характеристики пластичності. Крім того, значно зменшився розмір зерна в структурі сталі, як гайки так і шпильки. Фрактографічним аналізом зламів ударних зразків встановлено відмінності між експлуатаційно деградованим металом та після відновлювальної термічної обробки. Отримані результати дають підстави рекомендувати апробоване двостадійне термічне оброблення для відновлення механічних характеристик шпильок і гайок циліндрів високого тиску парових турбін ТЕС і продовження терміну їх експлуатації.

Ключові слова: елементи кріплення, теплотривка сталь, термічне оброблення, відновлення властивостей.

Л. Н. Свирская, Г. В. Кречковская, П. Р. Соловей, А. З. Студент

### ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЕ ПРИЗНАКИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ДЕГРАДАЦИИ ТЕПЛОСТОЙКОЙ СТАЛИ И УСТРАНЕНИЕ ЕЕ ПОСЛЕДСТВИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Механические характеристики металла для крепежных элементов цилиндра высокого давления паровой турбины ТЭС, эксплуатируемых в течение  $21 \times 10^4$  ч, вышли за пределы регламентированных значений, что является признаком деградации металла. Чувствительной к деградации характеристикой оказалась ударная вязкость. Термическая обработка используемого металла, рекомендуемая для стали 25Х2М1Ф в исходном состоянии, позволила улучшить свойства металла эксплуатируемой крепежной арматуры, в частности значительно повысить сопротивление хрупкому разрушению стали и характеристики пластичности. Кроме того, значительно уменьшился размер зерна в структуре стали, как гайек так и шпильек. Фрактографическим анализом изломов ударных образцов установлены различия между деградированным во время эксплуатации металлом и после его восстановительной термической обработки. Полученные результаты дают основания рекомендовать апробованную двухстадийную термическую обработку для восстановления механических характеристик шпильек и гаек цилиндров высокого давления паровых турбин и продления срока их эксплуатации.

Ключевые слова: элементы крепления, теплостойкая сталь, термическая обработка, восстановление свойств.

L. M. Svirskaya, H. V. Krechkovska, P. R. Solovey, O. Z. Student

### FRACTOGRAPHIC SIGNS OF OPERATIONAL DEGRADATION OF HEAT-RESISTANT STEEL AND ELIMINATION OF ITS CONSEQUENCES BY HEAT TREATMENT

It is shown that after  $\sim 21 \times 10^4$  h of operation of 25Kh2M1F steel in the elements of fastening fittings (nuts and studs) of the inner case of the high-pressure cylinder of a steam turbine at a TPP, its mechanical characteristics (hardness, strength, plasticity, and impact toughness) no longer correspond to the regulated values, which indicates operational degradation of the metal. It was found that impact toughness was the most sensitive characteristic to degradation. It has been metallographically shown that the degradation of 25Kh2M1F steel in the fastening elements is accompanied by an increase in the grain size of the former austenite and carbides along their boundaries. Renovation heat treatment of the steel facilitates the refinement of both of these structural parameters, which have a decisive influence on the mechanical properties of the steel.

Fractographic studies of specimens from exploited steel of both fastening elements after their impact toughness tests revealed that in the vicinity of the notch tip almost immediately behind a very narrow strip of ductile relief of dimples formed by the shear mechanism, their further fracture occurred brittle by the mechanism of transgranular cleavage, which is consistent with critically low values of the impact toughness of steel. Secondary cracking along the boundaries of the former austenite grains, which was especially pronounced in the area of spontaneous destruction of the specimens, was considered a fractographic sign of the operational degradation of steel. This feature was considered as evidence of a decrease in cohesion between adjacent grains, along which complex-alloyed carbides were precipitated, due to creep process during operation, lost their connection with the matrix, forming pore chains. Small dimples on the surfaces of secondary cracks were considered not a consequence of ductile fracture during specimen testing, but the result of visualization of damages along the grain boundaries formed during the operation of the steel.

On the fracture surfaces of steel specimens after renovation heat treatment and subsequent impact tests, both macro and micro signs of embrittlement disappeared. So, after two-stage normalization of the exploited steel on impact fracture surfaces in the vicinity of the stress concentrator, a zone of typical ductile fracture was found, which extended over a significant part of the specimen cross section, which is consistent with the high impact toughness of the renovated steel. The secondary cracking as the main sign of the operational degradation of the steel was not revealed on the specimen fracture

surfaces. On the basis of the sizes of the transgranular facets in the area of spontaneous destruction of the specimens, it was also confirmed that the grain was significantly reduced after the renovation heat treatment of steel. The loss of the cohesion of non-metallic inclusions with the matrix was only sign of steel degradation, which could not be eliminated during renovation treatment. But their relatively low density in the cross-section of the fastening elements neutralized their usually negative effect on the performance characteristics of the steel after its renovation.

The results obtained give grounds to recommend a proven heat treatment to restore the mechanical characteristics of the high-pressure cylinder studs and nuts of steam turbines and extend their service life.

**Key words:** fastening elements, heat-resistant steel, heat treatment, renovation of properties.

**Постановка проблеми.** Елементами кріпильної арматури з'єднують між собою корпусні частини циліндра високого тиску (ЦВТ) парових турбін для забезпечення необхідної герметичності [1]. Роз'ємні частини корпусу циліндра стягують між собою в холодному стані. Остаточне затягування гайок на шпильках здійснюють за контролю видовження шпильок [2, 3]. Під час експлуатації корпусні частини ЦВТ мають притискаються одна до одної напруженнями стиску, які втричі вищі за тиск середовища всередині корпусу. Початкові напруження в шпильках, які задовільно ущільнюють фланці ЦВТ сучасних турбін, досягають 300 МПа [4]. При цьому на елементи кріплення діють високі напруження розтягу та згину, а їх різьба працює на зріз [3, 5].

Особливо важливе значення має стабільність характеристик металу гайок та шпильок у часі тривалої експлуатації, оскільки складні температурно-силові умови їх експлуатації змінюють структуру [6] та погіршують механічні характеристики сталей [7, 8]. В результаті відбувається руйнування елементів, на які впливають різні чинники (робоче середовище, температурно-силові умови експлуатації, хімічний і структурно фазовий склад матеріалів, режим їх термічного оброблення, швидкість їх деградації в часі тривалої експлуатації тощо).

Для встановлення ознак деградації сталі реальних елементів кріплення, експлуатованих в реальних для корпусу ЦВТ виробничих умовах, використовують фрактографічний аналіз експлуатаційних зламів. Це дає можливість аналізувати закономірності накопичення пошкоджень в часі експлуатації сталі. Фрактографічні і металографічні дослідження в поєднанні з механічними випробами вважають одними з найінформативніших для встановлення фактичного структурно-механічного стану тривало експлуатованих сталей, для інтерпретації механізмів та з'ясування причин їх руйнування [9 – 14].

Мета дослідження – проранжувати механічні характеристики сталі 25Х2М1Ф елементів кріпильної арматури після тривалої експлуатації в корпусі ЦВТ парової турбіни за їх чутливістю до експлуатаційної деградації, виявити її фрактографічні ознаки та обґрунтувати доцільність проведення повторного термічного оброблення (ТО) для відновлення механічних характеристик.

**Об'єкт досліджень.** Об'єктами досліджень були гайки та шпильки діаметром 64 мм із теплотривкої сталі 25Х2М1Ф. Тиск і температура пари на вході і виході внутрішнього корпусу ЦВТ досягали відповідно 24 МПа і 540 °С та 6,2 МПа і 360 °С. Врахувавши, що віддаль між шпильками в корпусі ЦВТ приблизно однакова та припустивши, що тиск і температура по його довжині змінюються за лінійним законом, розрахували, що тиск і температура на рівні досліджуваної шпильки становили ~10 МПа і ~450 °С відповідно. За таких температурно-силових показників досліджені кріпильні елементи експлуатовалися в корпусі ЦВТ впродовж  $21 \times 10^4$  год аж до виникнення в одній із шпильок тріщини тріщини. Аналізовані елементи кріплення виготовлені із теплотривкої сталі 25Х2М1Ф, хімічний склад якої наведено у таблиці 1.

Таблиця 1

**Хімічний склад дослідженої сталі 25Х2М1Ф, мас. %**

Хімічний елемент	C	Cr	Mo	V	Ni	Si	Mn	Cu	S	P
Гайка	0,26	2,1	0,9	0,4	0,3	0,31	0,54	0,13	0,004	0,027
Шпилька	0,24	2,15	0,95	0,42	0,32	0,3	0,52	0,14	0,004	0,025
Згідно [15]	0,22-0,29	2,1-2,6	0,9-1,1	0,3-0,5	до 0,25	0,17-0,37	0,4-0,7	0,13	до 0,025	до 0,03

Згідно з сертифікатом на постачання елементів кріплення для ЦВТ та станційних протоколів їх приймання механічні характеристики сталі 25Х2М1Ф обох елементів кріпильної арматури ЦВТ на початку експлуатації (наведені у таблиці 2) відповідали вимогам регламенту ГОСТ 20700–75 [5]. Зокрема, твердість сталі шпильки не має виходити з діапазону 241...277 НВ, гайки – 229...197 НВ, а

її границя плинності  $\sigma_{0,2}$  – 667...785 МПа. Границя міцності  $\sigma_{вн}$  повинна бути нижчою за 785 МПа, ударна в'язкість КСУ – за 0,5 МДж/м<sup>2</sup>, відносні видовження  $\delta$  і звуження  $\psi$  – за 17 і 65 % відповідно.

Таблиця 2

### Механічні характеристики сталі 25X2M1Ф у вихідному стані

Гайка						Шпилька					
$\sigma_{в}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	НВ	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>	$\sigma_{в}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	НВ	КСУ, МДж/м <sup>2</sup>
824	765	18	66	242	0,85	812	741	19	67	260	0,94

Характеристиками міцності та пластичності сталі 25X2M1Ф визначали на гладких циліндричних п'ятикратних зразках осьової орієнтації, діаметром 5 мм згідно ГОСТ 1497–84 [16]. Випробування зразків проводили на розривній машині УМЕ-10Т за швидкості деформування зразка  $3 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Твердість НВ сталі заміряли на плоских паралельно-шліфованих зразках в радіальних перерізах гайки і шпильки на приладі ТК-2 за навантаження 750 Н згідно ГОСТ 9012–59 [17]. Випроби на ударну в'язкість здійснили на маятниковому копрі ІО-5003з використанням осьових зразків Менаже згідно ГОСТ 9454–78 [18]. Для фрактографічних досліджень зламів сталі 25X2M1Ф із зруйнованих елементів та ударних зразків з експлуатованої сталі чи після її ТО використали сканівний електронний мікроскоп EVO-40XVP.

#### Основні результати дослідження.

**Фрактографічні особливості зламів пошкоджених елементів кріпильної арматури ЦВТ парової турбіни ТЕС.** Візуальне обстеження експлуатованих гайок виявило в них значну кількість тріщин з боку різьби. Радіальна орієнтація цих тріщин дає підстави пов'язати їх виникнення з термічною втомою [19]. Фрактографічні дослідження зламів, отриманих розкриттям цих тріщин, проведені за невисокої роздільної здатності, виявили гладкий слабо розвинений рельєф в зоні зародження тріщин, який властивий руйнуванню внаслідок термічної втоми, і в'язкий ямковий рельєф в зоні активного доламу. Макроаналіз пошкодженої шпильки виявив на зламі сегмент докритичного підростання тріщини з ледь помітними концентричними слідами проміжних етапів просування тріщини та зон доламу. Зародження руйнування в шпильці відбувалося від дна однієї з канавок різьби, як від конструктивного концентратора напружень і тому поверхня зламу була орієнтована по спіралі. В міру поширення руйнування вглиб перерізу шпильки рельєфність зламу зростала і на ньому візуалізувалися великі фрагменти міжзеренного руйнування з вторинним розтріскуванням вздовж цих меж. Це свідчення послаблення когезивного зв'язку між суміжними зернами, яке вважали фрактографічною ознакою деградації сталі 25X2M1Ф під час експлуатації.

**Повторне відновлювальне термічне оброблення експлуатованої сталі 25X2M1Ф.** Для обґрунтування можливості відновлення роботоздатності експлуатованих кріпильних елементів використали повторне ТО. Для шпильок і гайок із сталі 25X2M1Ф як базове ТО використовують нормалізацію з високим відпуском, яке забезпечує необхідні механічні характеристики у вихідному стані. Тому для відновлювального ТО також використали нормалізацію. Апробували три варіанти нормалізації сталі (від 960 °С, 1050 °С і двостадійну від 1050 °С і 960 °С) з подальшим високотемпературним відпуском за температури 690 °С (табл. 3).

Таблиця 3

### Режим термічного оброблення експлуатованої сталі 25X2M1Ф

Вид обробки	Умови проведення	Режими			
		№1	№2	№3	
Нормалізація	Температура, °С	960	1050	1050	960
	Тривалість експозиції, год	1	1	3	3
	Охолодження	повітря	повітря	повітря	
Відпуск	Температура, °С	690	690	690	
	Тривалість експозиції, год	3	3	3	
	Охолодження	з пічкою	з пічкою	повітря	

**Структура сталі 25X2M1Ф після експлуатації та відновлювального термічного оброблення.** У структурі експлуатованої сталі виявили істотну нерівномірність зерен за розмірами (рис. а), які змінювалися в діапазоні 60...150 мкм, та карбідів з розмірами 0,5 мкм всередині зерен і 2...3 мкм – вздовж їх меж (рис. 1г). Мікроспектральний аналіз показав, що великі карбіди

складнолеговані хромом і молібденом. Внаслідок їх виділення вміст хрому в феритній матриці зменшувався до 0,9, а молібдену – до 0,5 мас. %. Для усунення наслідків експлуатаційної деградації сталі використали три режими ТО зразків з експлуатованого металу (табл. 3). Після ТО за режимом №1 на фоні загалом феритної матриці з зернами неправильної форми в структурі сталі спостерігали карбіди завбільшки 1...2 мкм (рис. 1б, д). Отже, під час поліморфного перетворення карбіди (зокрема ванадію) не розчинилися в аустеніті, що перешкодило формуванню рівновісних зерен фериту. Після вищої температури нормалізації (за режимом №2) в структурі сталі почали з'являтися рівновісні зерна, їх розміри зменшилися, а діапазон зміни звузився до 30...70 мкм. Зменшилась також кількість і розміри карбідів всередині зерен (до 0,3 мкм), але вздовж меж зерен їх кількість майже не змінилася, а розміри зменшилися до ~1 мкм. Найкращу з огляду на однорідність отримали структуру після ТО за режимом №3 (рис. 1в). Стабілізувався розмір зерна (40...50 мкм), істотно зменшилась густина карбідів і всередині, і особливо вздовж меж зерен, а розміри карбідів вздовж меж зерен зменшилися до 0,3...0,5, а всередині них – до 0,1 мкм (рис. 1е).

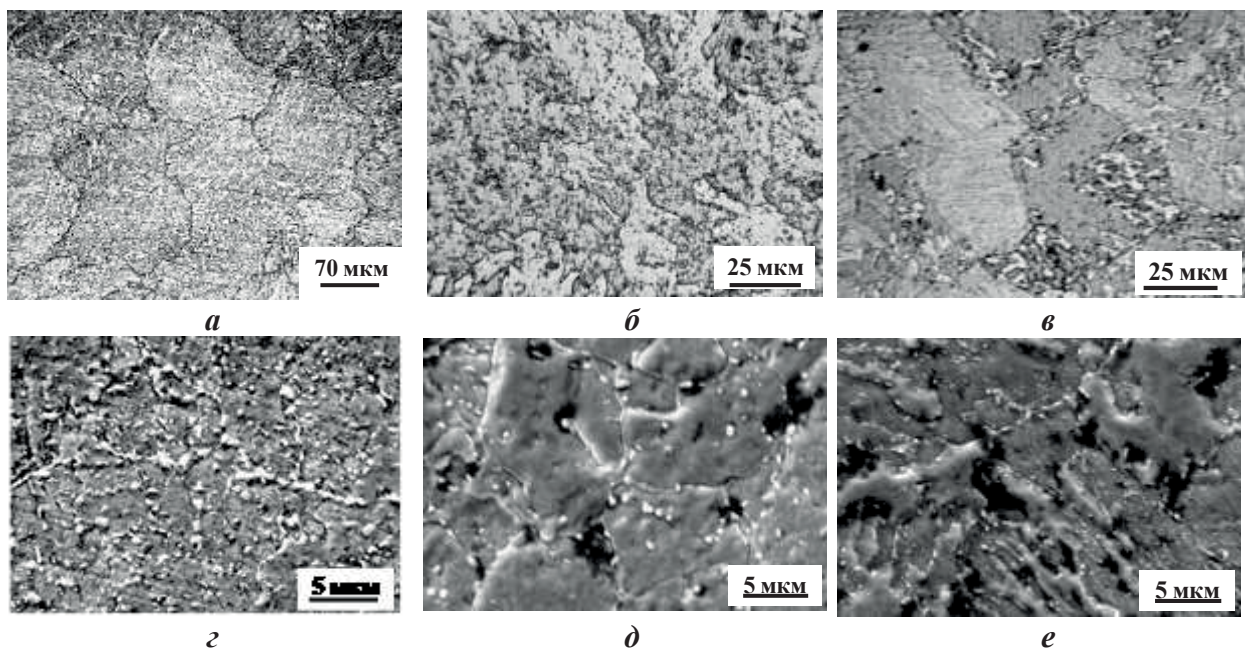


Рис. 1. Зерна (а-в) та карбіди (г-е) в структурі сталі 25Х2М1Ф після  $21 \cdot 10^4$  год експлуатації (а, г) в шпильці РВТ та після відновлювального термічного оброблення за режимом №1 (б, д) та №3 (в, е).

Густина і розміри карбідів вздовж меж зерен в значній мірі впливають на когезію суміжних зерен та на вміст елементів легування в фериті, від якого залежить високотемпературна утомна і тривала міцність сталі. Тому, з аналізу структурних змін в сталі після ТО прийшли до висновку, що саме подвійна нормалізація за режимом 3 забезпечить найкращі характеристики роботоздатності сталі за подальшої високотемпературної експлуатації.

**Ранжування механічних характеристик сталі 25Х2М1Ф після експлуатації і відновлювального ТО за їх чутливістю до деградації.** Порівняли визначені механічні і структурні характеристики сталі 25Х2М1Ф з гайок і шпильки після експлуатації та відновлювального ТО за режимом №3 стосовної відповідних характеристик у вихідному стані. Відносну зміну характеристик визначали із співвідношення:

$$\lambda = \frac{P_{\text{експ(ТО)}} - P_{\text{вих}}}{P_{\text{вих}}} \times 100\% \quad (1)$$

де  $P_{\text{експ(ТО)}}$  – значення аналізованої механічної характеристики сталі після експлуатації (або після відновлювального ТО);  $P_{\text{вих}}$  – значення відповідної характеристики сталі у вихідному стані (згідно табл. 2).

Отримані для обох аналізованих елементів кріплення дані представлено на рис. 2. В обох випадках ефект деградації чітко проявився зростанням характеристик міцності, зниженням пластичності і ударної в'язкості та істотним зростанням величини карбідів, які виділилися вздовж

меж зерен, знизивши вміст елементів легування уферитнійматриці експлуатованої сталі по відношенню до не експлуатованої (рис. 2, чорні стовпчики).

Водночас на прикладі ТО за режимом №3, яке виявилось найперспективнішим за результатами металографічних досліджень, продемонстрували ефект відновлення сталі. Зокрема, найсильніше ТО змінило характеристики пластичності і особливо на ударну в'язкість сталі 25X2M1Ф. Якщо в експлуатованій сталі ці характеристики були істотно гіршими, ніж для сталі у вихідному стані, то після відновлювального ТО вони стали навіть вищими (особливо значення ударної в'язкості) ніж характеристики у вихідному стані елементів кріплення після ТО у заводських умовах. Причому став очевидним зв'язок такої зміни з розмірами карбідів в структурі сталі [20, 21]. Адже найнижчим механічним характеристикам ( $KCU$ ,  $\delta$  і  $\psi$ ) сталі після її тривалої високотемпературної експлуатації в РВТ відповідав найбільший середній розмір карбідів  $d_{cp}$  у структурі сталі обох елементів, а найвищим – відповідно, найменший (рис. 2).

Отже, після двостадійної нормалізації сталі обох елементів кріплення, коли отримали рівномірну структуру з рівновісними і найменшими за розмірами зернами та з найдрібнішими карбідами, у повній мірі відновилися твердість, характеристики міцності та пластичності (після відновлювального ТО вони задовольнили вимоги регламенту для таких елементів), а на зламах зразків на розтяг з'явилися типові ознаки в'язкого руйнування: макрозлам типу чашка-конус і ямкове руйнування в центральній частині зламів. Тоді як на поверхнях зламів зразків на розтяг з експлуатованої сталі виявили значне вторинне міжзеренне розтріскування за відсутності конусної частини зламів, як ознаки істотного окрихчення металу на макрорівні. Оскільки кількість і розміри карбідів впливають на когезію суміжних зерен і на вміст елементів легування в фериті, то максимальний позитивний вплив двостадійної нормалізації сталі обох експлуатованих елементів зв'язали з найінтенсивнішим розчиненням високолегованих карбідів та легуванням навколишнього фериту хромом і молібденом. Оскільки такі структурні зміни в сталі після повторного ТО забезпечили відновлення регламентованих значень всіх механічних характеристик, то це дало підстави рекомендувати двостадійну нормалізацію для відновлення експлуатованої сталі 25X2M1Ф та продовження ресурсу елементів кріпильної арматури.

**Ударна в'язкість експлуатованої сталі 25X2M1Ф та її зміна після відновлювального термічного оброблення.** Для металу обох кріпильних елементів позитивний вплив відновлюваного ТО найсильніше проявився за випроб на ударну в'язкість  $KCU$  (рис. 2). Якщо зразки з експлуатованої сталі мали критично низький опір крихкому руйнуванню (0,1 і 0,2 МДж/м<sup>2</sup> для металу з гайки і шпильки), то після двостадійної нормалізації ударна в'язкість сталі додатково зросла у 10 разів для гайки і 12 разів для шпильки порівняно з значеннями для експлуатованої сталі. Характеристики пластичності сталі також відновилися до регламентованих рівнів. Крім того, значення  $KCU$  відновленої сталі перевищили навіть регламентований рівень у 2...3 рази.

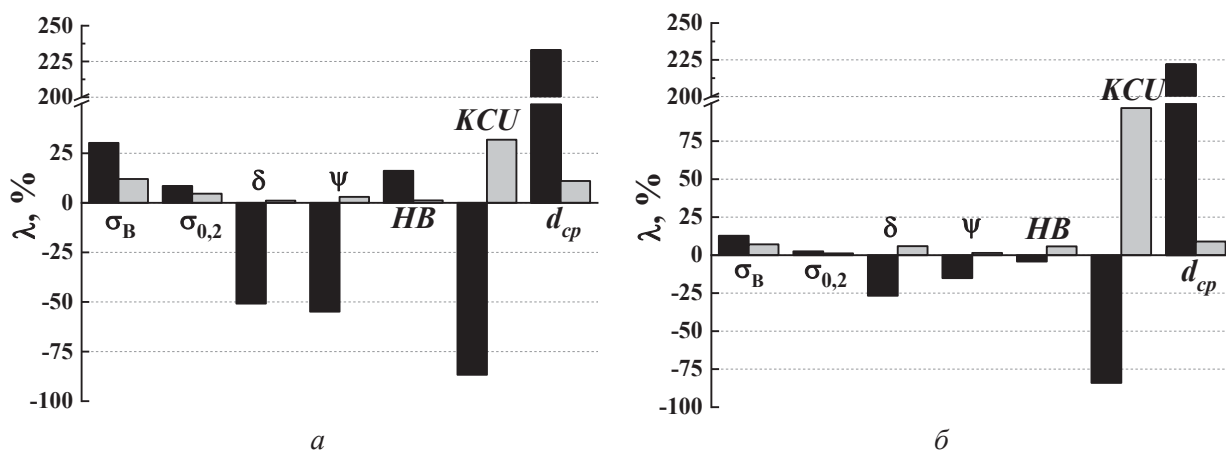
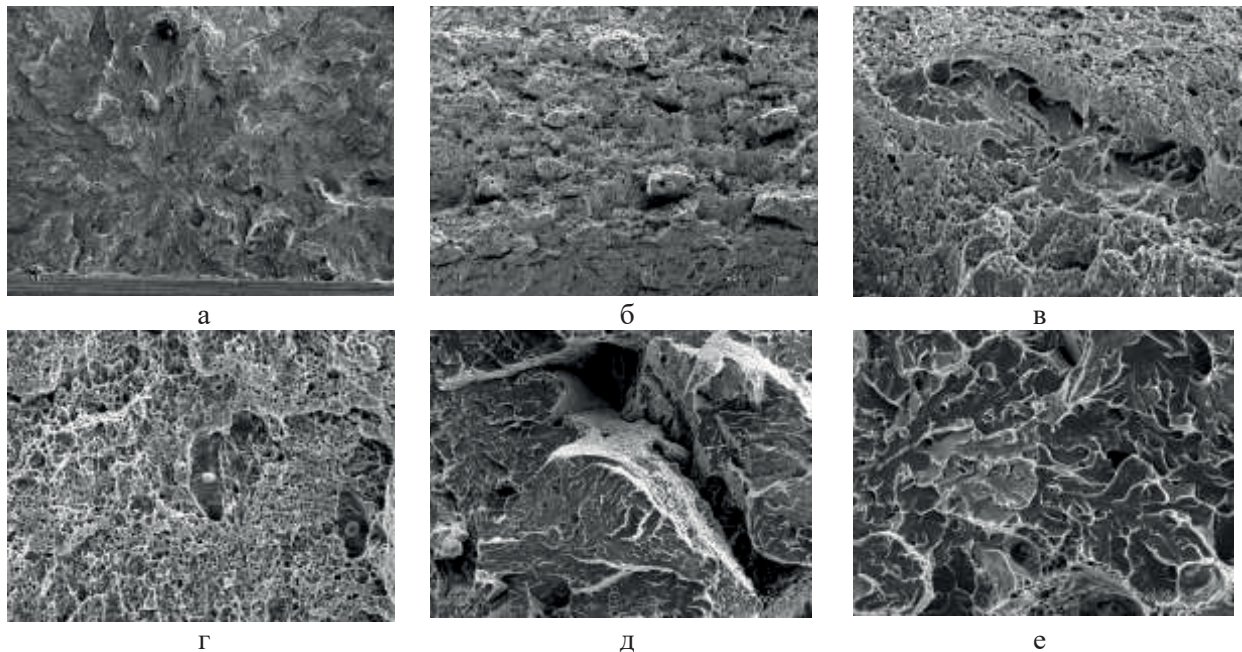


Рис. 2. Ранжування механічних характеристик сталі 25X2M1Ф після  $21 \cdot 10^4$  год експлуатації (чорні стовпчики) у гайці (а) та шпильці (б) корпусу РВТ та після відновлювального ТО за режимом №3 (сірі стовпчики) відносно відповідних характеристик сталі у вихідному стані.

Оскільки значення  $KCU$  відновленої сталі перевищили регламентований рівень, а її пластичність відновилася, то на цій основі зробили висновок, що під час експлуатації обох елементів кріпильної арматури незворотна пошкодженість металу все ще не відбулася. Тому до

таких елементів правомірно було б застосувати відновлення шляхом повторного ТО (особливо у тому випадку, якщо методами неруйнівного контролю в них не виявлені тріщиноподібні дефекти [22]).

**Фрактографічні особливості деградованої сталі та після її відновлювального термічного оброблення.** Оскільки ударна в'язкість виявилася найчутливішою до структурно-механічних змін в металі шпильки та гайки, то проаналізували фрактограми зламів ударних зразків з експлуатованої сталі і після її додаткового ТО на наявність фрактографічних ознак деградації. Фрактографічно на макрорівні зміна ударної в'язкості після ТО проявилася істотним зростанням ширини зони в'язкого руйнування у відновленому металі (рис. 3а, б, рис. 4а, б) та зміною механізму формування ямок в цій зоні із зсувного на енергоємніший відривний.



**Рис. 3. Фрактограми зламів ударних зразків із експлуатованої гайки (а, б) та після їх відновлення термічним обробленням за режимом №3 (в, г).**

Фрактографічні дослідження зразків з експлуатованої сталі гайки після випроб на ударну в'язкість виявили, що практично відразу після дуже вузької смужки ямок зсуву в околі вершини надрізу (~100...130 мкм завширшки) руйнування зразків відбувалося крихко за механізмом кризьзеренного відколу, що узгоджується з критично низькими значеннями її ударної в'язкості (0,1 порівняно із – 1,2 МДж/м<sup>2</sup> після ТО). Більше того, навіть в зоні в'язкого руйнування траплялися локальні ділянки кризьзеренного відколу, оточені з усіх сторін дрібними ямками зсуву з характерною параболічною морфологією (рис. 3г). Після додаткового ТО від дна надрізу спостерігали досить широку зону в'язкого зсуву (до 500 мкм), яка змінювалася в'язким рельєфом з рівновісних ямок (рис. 3б), енергоємність їх формування значно вища і це узгоджується з вищим значенням ударної в'язкості сталі після ТО. Єдиною ознакою деградації, якої не вдалося позбутися, була декогезія неметалевих включень від матриці, яка проявилася великими і довгими параболічними ямками на фоні зсувного рельєфу в'язкого руйнування (рис. 3г). Але невелика їх кількість не вплинула на опір крихкому руйнуванню сталі після відновлювального ТО.

Щодо зони крихкого доламу, то в обох варіантах сталі він відбувався за механізмом крихкого кризьзеренного відколу (рис. 3д, е). Разом з тим в ТО сталі фасетки відколів були дрібнішими (що узгоджується з подрібненням розміру зерна), тоді як в експлуатованій сталі виявили ознаку послаблення когезії між значно більшими за розмірами суміжними зернами (як наслідок структурних перетворень та пошкоджень, спричинених експлуатаційною деградацією), яка проявилася навіть на етапі спонтанного руйнування у вигляді істотного вторинного розтріскування вздовж меж колишніх зерен аустеніту. Причому ці міжзеренні фасетки усіяні дрібними ямками, які подібні до ямок в'язкого рельєфу, сформованого за механізмом відриву під час випроб зразка розтягом, але насправді – це сліди від карбідів, що виділилися вздовж цих меж і втратили зв'язок з матрицею ще на етапі експлуатації сталі.

На зламі зразка із експлуатованої і ТО сталі шпильки підтвердили наявність ознак, виявлених на сталі гайки (рис. 4). Зокрема, безпосередньо від вершин концентраторів експлуатованого і ТО зразків виявили в'язкий рельєф, який поширювався на глибину до 200 (рис. 4а) і 1700 мкм (рис. 4б) відповідно. І якщо в експлуатованому металі відразу за вузькою зоною ямок зсуву відбувалося спонтанне руйнування за механізмом крихкого крізьзеренного відколу, то в ТО металі в'язке руйнування за механізмом зсуву змінювалось на ямкове руйнування за механізмом відриву і лише незначна частина зламу відповіжала крихкому відколу.

Як і у випадку сталі із гайки, ширина в'язкої ділянки зламу зразка із шпильки корелює зі значеннями  $KCU$  експлуатованої і ТО сталей (відповідно 0,2 і 1,86 МДж/м<sup>2</sup>). Крім того в експлуатованій сталі по всій поверхні зламу зразка фіксували суттєве зерномежове вторинне розтріскування (рис. 4в, д). Вторинні тріщини чітко окреслювали фасетки крізьзеренного відколу в окремих зернах та навколо їх конгломератів. Причому велику кількість ділянок з вторинним розтріскуванням спостерігали на етапі спонтанного поширення руйнування. Їх вважали прямою ознакою послаблення меж колишніх зерен аустеніту внаслідок деградації сталі в процесі тривалої експлуатації в шпильці РВТ.

Разом з тим на зламі зразка після ТО не спостерігали ознак вторинного розтріскування на ділянці в'язкого руйнування (рис. 4г), ні на ділянці крихкого доламу (рис. 4е). Єдиною ознакою високотемпературної деградації сталі шпильки, якої не вдалося позбутися ТО, були великі ямки навколо неметалевих включень, ланцюжки яких були орієнтовані вздовж напрямку вальцювання металопрокату (рис. 4г), які (як і у випадку сталі, експлуатованої гайки), вважали ознакою їх декогезії від матриці, яка відбулася під час експлуатації. Але їх незначна густина в структурі сталі визначально не вплинула її опір крихкому руйнуванню. У зоні ж доламу сталі після ТО спостерігали класичний практично однорідний рельєф із фасеток крізьзеренного відколу по тілу дрібніших (ніж в експлуатованій сталі) зерен колишнього аустеніту з характерними річковими візерунками на їх поверхні (рис. 4е). І на відміну від експлуатованої сталі ці фасетки крізьзеренних відколів не перемежувалися вторинними тріщинами, а навпаки подекуди на зламі навіть траплялися прошарки в'язкого дрібнодисперсного ямкового рельєфу. Отже, на основі дослідження фрактографічних наслідків впливу відновлювального ТО сталі з експлуатованої шпильки можна стверджувати, що в такий спосіб було відновлено зв'язки між суміжними зернами, що посприяло зростанню опору крихкому руйнуванню експлуатованої сталі.

Отже, і за макро-, і за мікрофрактографічними ознаками руйнування зразків на ударну в'язкість підтвердили істотну пластифікацію металу після ТО за режимом №3, що узгоджується з висновками, зробленими за результатами їх механічних випробувань на ударну в'язкість.

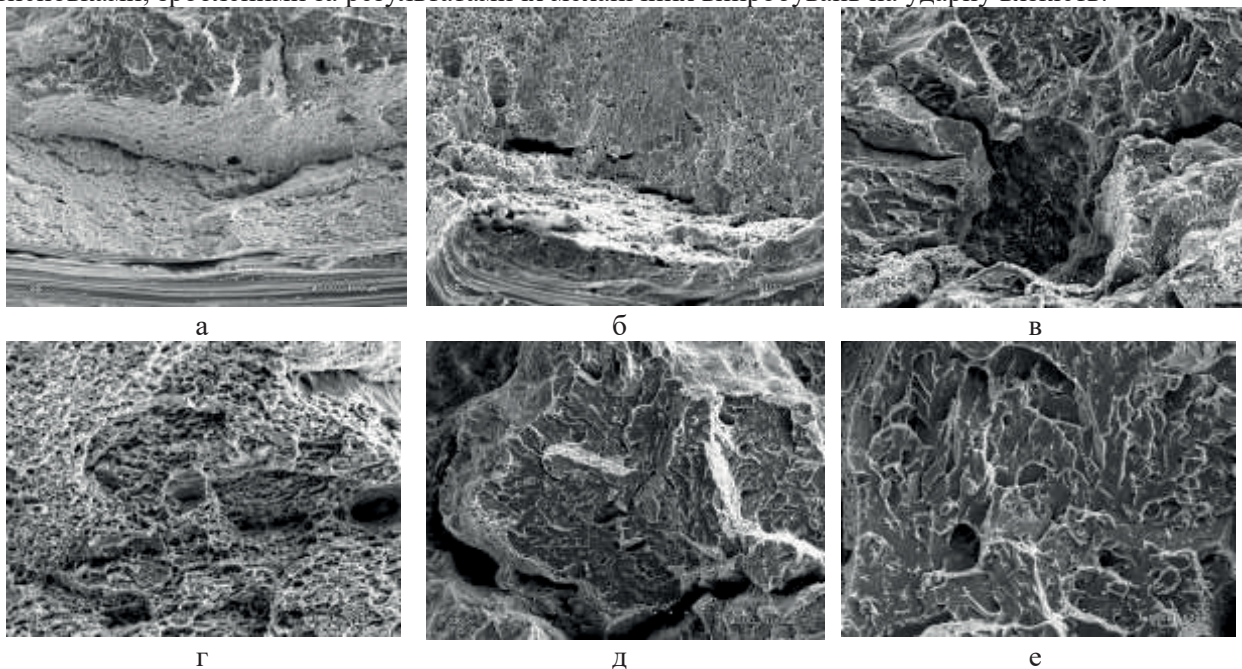


Рис. 4. Фрактограми зламів ударних зразків із експлуатованої шпильки (а, в, д) та після їх відновлення термічним обробленням за режимом №3 (б, г, е).

**Висновки.** Показано, що після  $\sim 21 \times 10^4$  год. експлуатації сталі 25X2M1Ф в елементах кріпильної арматури (гайки і шпильки) внутрішнього корпусу циліндра високого тиску парової турбіни ТЕС її механічні характеристики (твердість, міцність, пластичність і ударна в'язкість) перестали відповідати регламентованим значенням, що свідчить про експлуатаційну деградацію металу. Металографічно показано, що деградація сталі 25X2M1Ф в елементах кріплення корпусу ЦВТ супроводжується зростанням розміру зерна колишнього аустеніту та карбідів вздовж їх меж. Відновлювальне термічне оброблення сприяє подрібненню обох цих структурних показників, які мають визначальний вплив на механічні характеристики сталі.

На прикладі обох елементів кріплення обґрунтовано можливість використання термічного оброблення експлуатованої теплотривкої сталі 25X2M1Ф для відновлення її механічних характеристик до рівнів, регламентованих для цих виробів у вихідному стані. Показано, що за використання двостадійної нормалізації (при 1050 °С і 960 °С) з подальшим високотемпературним відпуском при 690 °С характеристики міцності та пластичності і опір крихкому руйнуванню експлуатованої сталі відновлюється до регламентованих значень. Зокрема, після такого режиму термічного оброблення ударна в'язкість сталі обох елементів зросла у 10...12 разів і істотно перевищила регламентоване значення. При цьому характеристики міцності металу гайки та шпильки знизилися, а пластичності – підвищилися до регламентованих рівнів. Ці дослідження обґрунтовують перспективу використання повторного термічного оброблення експлуатованих елементів кріплення з теплотривкої сталі для продовження їх ресурсу, якщо неруйнівними методами контролю їх стану в них не виявлено тріщиноподібних дефектів.

Фрактографічні дослідження зразків з експлуатованої сталі обох елементів кріплення після їх випроб на ударну в'язкість виявили, що в околі вершини надрізу практично відразу за дуже вузькою смужкою в'язкого ямкового рельєфу за механізмом зсуву подальше їх руйнування відбувалося крихко за механізмом кризьзеренного відколу, що узгоджується з критично низькими значеннями ударної в'язкості. Фрактографічною ознакою експлуатаційної деградації сталі вважали вторинне розтріскування вздовж меж колишніх зерен аустеніту, яке особливо чітко проявилось на ділянці спонтанного руйнування зразків. Цю ознаку вважали доказом зниження когезії між суміжними зернами, вздовж яких виділилися складнолегованікарбіди, які внаслідок повзучості під час експлуатації втратили зв'язок з матрицею, сформувавши ланцюжки пор. Дрібні ямки на поверхнях вторинних тріщин вважали не наслідком в'язкого руйнування під час випроб зразка, а результатом візуалізації пошкоджень вздовж меж зерен, що сформувалися під час експлуатації сталі.

Злами зразків із сталі після відновлювального термічного оброблення після випробна ударну в'язкість втратили і макро-, і мікро ознаки окрихчення. Так після двостадійної нормалізації експлуатованої сталі на ударних зламах в околі концентратора напружень виявили зону типового в'язкого руйнування, яка поширювалася на значну частину перерізу зразка, що узгоджується з високою ударною в'язкістю відновленої сталі. На зламах не виявили вторинного розтріскування, як основної ознаки експлуатаційної деградації сталі. На основі розмірів кризьзеренних фасеток на ділянці доламу зразків підтвердили також істотне подрібнення зерна після відновлювального термічного оброблення сталі. Єдина ознака деградації сталі, якої не вдалося позбутися, це порушена когезія неметалевих включень з матрицею. Але їх відносно низька щільність в поперечному перетині елементів кріплення знівелювала їх звикло негативний вплив на характеристики роботоздатності сталі після її відновлення.

#### Список використаних джерел:

1. Laxminarayan K. M., VenkataramaReddy, Kumar Optimization of Steam Turbine Casin gfor Static Loading Condition. IJMSA. 2013. Vol. 1. No. 2. P. 122–126.
2. Бородов Ю. М., Родин В. Н. Ремонт парових турбин: учебное пособ.подобщей ред.: Ю. М. Бродова, В. Н. Родина. Екатеринбург: ГОУ УГТУ – УПИ, 2002. 203 с.
3. РД 153-34.1-39.603-99. Руководство по ремонту арматуры высоких параметров. М.: СПО ОРГРЭС, 2000. 68 с.
4. Молочек В. А. Ремонт паровых турбин. Москва: Энергия, 1968. 376 с.
5. ГОСТ 20700–75 (СТ СЭВ 1066–78). Болты, шпильки, гайки и шайбы для фланцевых соединений с температурой среды от 0 до 650 С. М.: Издательство стандартов, 1981. 6 с.
6. Кречковська Г. В. Структурні зміни в експлуатованій на головному парогоні ТЕС сталі 15X1M1Ф, пов'язані з зупинками технологічного процесу. Металлофізика и новейшиетехнологии.



2008. Т. 30, спецвип. С. 701–711.

7. В. В. Панасюк, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент та ін. Застосування підходів механіки руйнування до оцінки водневої деградації сталей нафто- та паропроводів. Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій: зб. наук. праць. Львів: Каменяр, 2002. Вип. 5. С. 537–546.

8. Студент О. З., Кречковська Г. В., Палащук Т. Є., Гладкий Я. М. Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1МФ гинів головних парогонів ТЕС на її механічні властивості. Фіз-хім. механіка матеріалів. 2017. 53, №4. С. 34–41.

9. Студент О. З., Кречковська Г. В., Никифорчин Г. М., Курнат І. М.. Фрактографічний критерій досягнення вуглецевими сталями критичного технічного стану. Фіз-хім. механіка матеріалів. 2019. Т. 55, №2. С. 24–30.

10. Кречковська Г. В., Студент О. З., Никифорчин Г. М. Діагностування технічного стану парогонів ТЕС за твердістю і тріщинотійкістю. Фіз-хім. механіка матеріалів. 2018. 54, 5. – С. 22–32.

11. Студент О. З., Кречковська Г. В., Палащук Т. Є., Гладкий Я. М. Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1МФ гинів головних парогонів ТЕС на її механічні властивості. Фіз-хім. механіка матеріалів. 2017. 53, №4. С. 34–41.

12. Hryhoriy Nykyforchyn, Oleksandr Tsyurulnyk, Olha Zvirko, Halyna Krechkovska. Non-destructive evaluation of brittle fracture resistance of operate d gas pipeline steel using electrochemical fracture surface analysis / Engineering Failure Analysis. 2019, Vol. 104, Pp. 617–625.

13. Осташ О. П., Вольдемаров О. В., Гладиш П. В., Іванишин А. Д. Оцінювання деградації сталей парогонів за їх структурними, механічними та електрохімічними характеристиками. Фіз-хім. механіка матеріалів. 2010. 46, № 4. С. 5–12.

14. Dobrzański J., Krztoń H., Zieliński A. Development of the precipitation processes in low-alloy Cr–Mo type steel for evolution of the material state after exceeding the assessed lifetime // J. Achievements of Materials and Manufacturing Eng. 2007. 23, № 2. P. 19–22.

15. РД 10-262-98 (РД 153-34.1-17.421-98). Типовая инструкция по контролю металла и продлению срока службы основных элементов котлов, турбин и трубопроводов тепловых электростанций – М.: РАО «ЕЭС России», 1999. 93 с.

16. ГОСТ 1497–84 Металлы. Методы испытаний на растяжение. – Москва: Стандартинформ. 2006. 22 с.

17. ГОСТ 9012–59 Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. Москва: Стандартинформ. 2008. 40 с.

18. ГОСТ 9454–78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – Москва: Издательство стандартов. 2008. 12 с.

19. Свірська Л. М. Використання термічного оброблення для відновлення робото здатності кріпильної арматури циліндрів високого тиску парової турбіни ТЕС. Металлофізика и новейшие технологии. 2008. Т. 30, спецвип. С. 689–700.

20. Студент О. З., Кречковська Г. В., Свірська Л. М., Соловей П. Р. Відновлення властивостей теплотривкої сталі після тривалої експлуатації в паровій турбіні. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 2021. Т. 57. № 1. С. 69–77.

21. Свірська Л. Serviceability restoration of operating fastening elements of the high pressure cylinder body of HPP steam turbines. Вісник ТНТУ. 2019. Т. 91. №1. С. 32–40.

22. Гудрамович В. С., Скальський В. Р., Селіванов Ю. М. Голографічне та акустико-емісійне діагностування неоднорідних конструкцій і матеріалів. За заг. ред. З. Т. Назарчука. Львів : Простір – М, 2017 – 492 с.

#### Рецензенти:

1) **Никифорчин Г. М.**, пров. наук. співроб. відділу діагностики корозійно-водневої деградації матеріалів Фізико-механічного інституту ім. Г. В. Карпенка НАН України, д.т.н., проф.

2) **Імбірович Н. Ю.** доцент кафедри Матеріалознавства, заступник декана з партнерства Луцького Національного технічного університету к.т.н.