

УДК 621.311:699.018.291

Г.М.Никифорчин, Г.В.Кречковська, О.З.Студент

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

### СТРУКТУРНІ ЗМІНИ В ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЯХ, СПРИЧИНЕНІ ЗУПИНКАМИ БЛОКІВ ТЕС

*Проаналізовано вплив зупинок технологічного процесу на ТЕС на зміну структури теплостійких парогінних сталей 12Х1МФ і 15Х1М1Ф. Виявлено, що зростання кількості зупинок може істотно інтенсифікувати структурні зміни в них. Розкрито етапність структурних змін та накопичення пошкод у теплостійких сталях. Показано, що їх критична деградація досягається, коли під впливом абсорбованого металом водню пори, утворені внаслідок декогезії карбідів вздовж меж зерен від матриці, зливаються. При цьому в металі вибірково порушується зв'язок між суміжними зернами і утворюються хаотично розпорошені дефекти, розміри яких сумірні з розмірами зерен.*

**Ключові слова:** *теплостійкі сталі, зупинки технологічного процесу, парогони ТЕС, структурні зміни.*

Впродовж останніх 20 років через вимушену експлуатацію енергоблоків ТЕС в маневровому режимі виникла нова проблема – пришвидшена деградація матеріалів, зумовлена теплосмінами під час зупинок і пусків устаткування. Внаслідок нагрівання і охолодження в елементах конструкцій виникають додаткові напруження, які, сумуючись з напруженнями від внутрішнього тиску, можуть досягати критичного рівня [1, 2]. Під час тривалої високотемпературної експлуатації сталей змінюється їх мікроструктура і погіршуються властивості [3-5]. При цьому, стадії зародження тріщин передують найтривалішій стадії деградації сталей шляхом зміни їх структури і властивостей. Її пов'язують зі шкідливим локальним впливом розчиненого в металі водню. Зміна структури сталей внаслідок їх деградації контролюється дифузійними процесами, швидкість яких зростає з підвищенням температури. Разом з тим не лише температура, але й напруження впливають на інтенсивність дифузійних процесів [6, 7]. Зокрема з'ясовано, що концентрація водню в зоні об'ємного напруженого стану в околі вершини тріщини істотно перевищує середній для металу рівень [8]. Відомо також, що розчинений у металі водень має здатність пришвидшувати дифузійні процеси [9, 10]. Отже, зміна мікроструктури металу в процесі тривалої високотемпературної експлуатації може пришвидшуватися під впливом і напружень розтягу, і наводнювання металу. При цьому тривалість стадії деградації сталей зменшується і, як наслідок, зменшується загальна довговічність.

**Мета роботи** – дослідити структурні зміни в теплостійких сталях 15Х1М1Ф та 12Х1МФ, спричинені їх експлуатацією на парогонях ТЕС за різної кількості зупинок технологічного процесу.

**Об'єкт досліджень та використані методики.** Досліджували ошадливо леговані теплостійкі сталі 12Х1МФ та 15Х1М1Ф, експлуатовані на головних парогонях ТЕС за однакових температурно-силових умов (температура ~540 °С і тиск пари ~24 МПа), але впродовж різного часу та за різної кількості зупинок технологічного процесу. Діаметр і товщина стінки труби зі сталі 15Х1М1Ф становили 325 і 60 мм, а зі сталі 12Х1МФ – 325 і 38 мм відповідно. Зразки сталі 15Х1М1Ф у вихідному стані вирізали з труб запасу, які пройшли типові термічне оброблення виробника труб за режимом: нормалізація від температури 1040 °С після витримування 40 хв, охолодження з швидкістю понад 5 °С/хв, відпуск при 740 °С впродовж 3 год, а сталі 12Х1МФ - нормалізація на повітрі від 980 °С з тригодинним відпуском за температури 740 °С, повторна нормалізація за температури 1040 °С впродовж 40 хв, охолодження з швидкістю понад 5 °С/хв, відпуск при 740 °С впродовж 3 год. Хімічний склад та механічні властивості досліджених сталей наведено в таблицях 1 та 2.

Таблиця 1

Хімічний склад (мас. %) сталей 15Х1М1Ф та 12Х1МФ у вихідному стані

Сталь	C	Cr	Mo	V	Co	Ni	Si	Mn	S	P
15Х1М1Ф	0,16	1,39	0,97	0,29	0,017	0,20	0,30	0,91	0,017	0,021
12Х1МФ	0,10	1,10	0,26	0,17	-	-	0,26	0,54	0,019	0,015

Механічні властивості сталей 12X1M1Ф та 15X1M1Ф у вихідному стані

12X1M1Ф				15X1M1Ф			
$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\psi$ , %	$\delta$ , %	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\psi$ , %	$\delta$ , %
445	285	74	30	530	340	63	20

Для обґрунтування вибору металу для досліджень проаналізували вибірки даних щодо тривалості експлуатації  $\tau_{op}$  та загальної кількості  $N_3$  і в тому числі вимушених  $N_6$  зупинок технологічного процесу для обох сталей. Отримані для сталей 15X1M1Ф та 12X1M1Ф дані наведено на рис. 1 а та б. Щоб вичленити вплив зупинок технологічного процесу на зміну структури сталей і їх властивостей слід було порівнювати метал з практично однаковою тривалістю експлуатації, але з якомога більшою різницею за кількістю зупинок в часі експлуатації. Для сталі 15X1M1Ф цій умові відповідав метал з блоків №2 та №6 (рис. 1 а), для сталі 12X1M1Ф з - з блоків №1 та №10 (рис. 1 б). Підставою для такого вибору було ще й те, що на цих блоках кількість вимушених зупинок технологічного процесу через непередбачені регламентом експлуатації ситуації також відрізнялася найбільше.

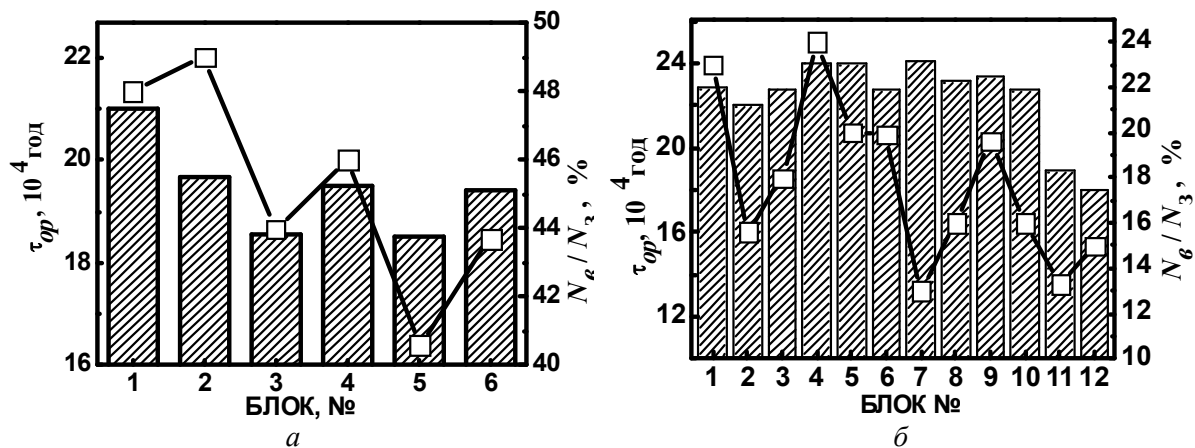


Рис. 1. Тривалість експлуатації  $\tau_{op}$  (стовпчики) та відсоток вимушених зупинок  $N_6$  від їх загальної кількості  $N_3$  (крива) для сталей 15X1M1Ф (а) та 12X1M1Ф (б) з аналізованих парогонів різних ТЕС.

Відомий підхід [11], згідно якого технічний стан експлуатованої на парогоні ТЕС сталі 12X1M1Ф визначали з врахуванням лише номінальної тривалості експлуатації  $\tau_{op}$ . За механічний показник робоздатності металу при цьому використано ефективний пороговий розмах коефіцієнта інтенсивності напружень  $\Delta K_{th\ eff}$ , який виявився достатньо чутливим до деградації металу і однозначно знижувався в міру зростання тривалості експлуатації сталей на парогоні [12].

Відомо також [13], що термоцикування у водні інтенсифікує деградацію сталі 12X1M1Ф. На цій основі зроблено припущення, що в експлуатаційних умовах, в яких теж відбувається наводнювання сталі, її деградація повинна визначатися не лише тривалістю експлуатації  $\tau_{op}$ , а ще і кількістю зупинок технологічного процесу. На прикладі сталі 12X1M1Ф експериментально обґрунтовано правомірність цього припущення [14]. Разом з тим, введення запропонованого підходу для широкого використання в енергетиці неможливе без ширшої апробації. Останнє зреалізували на сталі 15X1M1Ф, деградованій під час експлуатації на головних парогоні ТЕС.

Структуру сталей досліджували у діаметральному перерізі труб (поперек стінки труби від її зовнішньої до внутрішньої поверхні) на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP. Для виявлення структури використовували багаторазове полірування з травленням 2...4 % спиртовим розчином азотної кислоти. Фрактографічні особливості руйнування сталей досліджували на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP.

**Результати експериментальних досліджень та їх аналіз.** Для оцінювання реального технічного стану металу, експлуатованого на парогоні, важливо розуміти природу процесів, які відбуваються під час їх експлуатації, і спричиняють погіршення механічних властивостей металу, які забезпечували його розрахунковий ресурс на початку експлуатації. Зрозуміло, що механічні властивості металу після його тривалої експлуатації за впливу сукупності технологічних чинників змінюються і це зумовлено структурними змінами в металі. Починаючи з 2010 року в Україні діє

розроблений в ФМІ НАН України новий галузевий нормативний документ [15], який регламентує оцінювання роботоздатності теплостійких сталей з використанням їх порогових характеристик циклічної тріщиностійкості. Він дає можливість за даними з історії експлуатації металу в конкретному технологічному процесі обґрунтувати правомірність його подальшої експлуатації. В цьому нормативному документі фігурують експериментально отримані базові залежності для сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ, які поєднують механічний  $P_{mex}$  і технологічний  $P_{mex}$  показники роботоздатності експлуатованого металу. Причому  $P_{mex}$  відповідає ефективному пороговому рівню циклічної тріщиностійкості  $\Delta K_{th\,eff}$ , а  $P_{mex}$  – визначається з емпіричної формули як ефективна тривалість експлуатації  $\tau_{eff}$ , при визначенні якої враховується кількість зупинок технологічного процесу:  $\tau_{eff} = \tau_{op} [1+k]$ , де  $k = 5 \cdot (N_{вим} / N_{\Sigma})^2$ . Такі базові залежності  $P_{mex} - P_{mex}$  для обох сталей наведено на рис. 2.

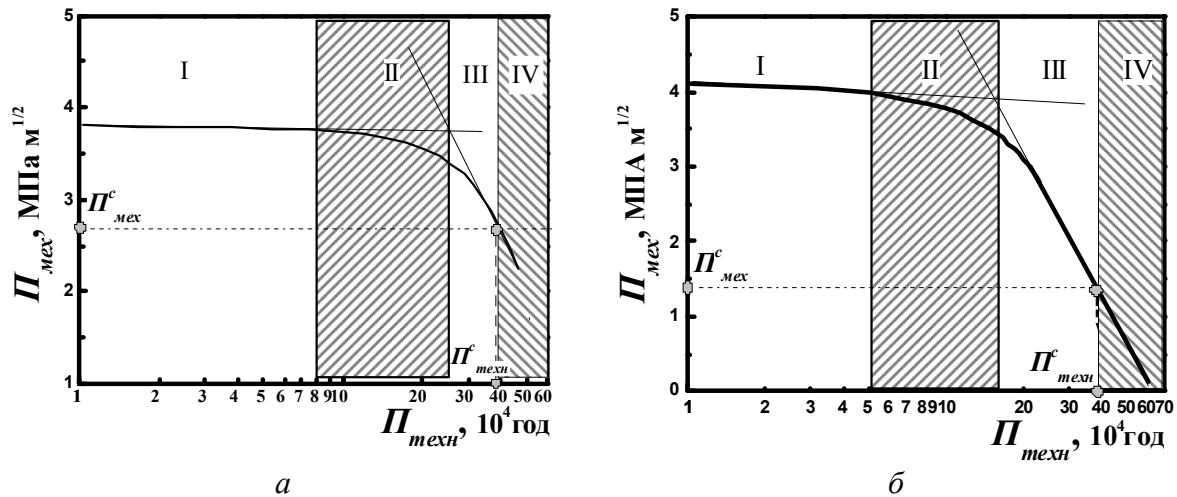


Рис. 2. Базові залежності  $P_{mex} - P_{mex}$  для визначення технічного стану експлуатованих на парогонгах ТЕС сталей 12X1MФ (а) та 15X1M1Ф (б) на основі даних з історії їх експлуатації:  $P_{mex}^c, P_{mex}^c$  – критичні значення технологічного і механічного показників стану металу.

Базові залежності умовно поділено на 4 діапазони, при переході між якими спостерігається характерні зміни: зона I обмежується справа точкою, в якій порушується лінійність залежності  $P_{mex} - P_{mex}$ ; зона II – точкою перетину продовжень дотичних, якими екстрапольовано початкову і заключну ділянку базової залежності; зона III – точкою з координатами  $(P_{mex}^c, P_{mex}^c)$ , що ідентично точці  $(\tau_{eff}^c, \Delta K_{th\,eff}^c)$ , яка відповідає критичному рівню деградації сталей (в цій точці і механічний і технологічний показники роботоздатності металу досягають критичних значень  $P_{mex}^c$  і  $P_{mex}^c$ ); зона IV – відповідає стану металу, деградованому до закритичного стану.

Порівняння базових залежностей обох сталей приводить до несподіваного висновку щодо стабільності їх механічного стану в часі тривалої експлуатації. Якщо порівняти досліджені сталі за технологічним показником  $P_{mex}^c$ , то вони практично не відрізняються. Разом з тим за показником  $P_{mex}^c$  вони істотно різні. Причому сталь з вищим вмістом молібдену, яка у вихідному стані відзначалася вищими показниками міцності, тривалої міцності, циклічної тріщиностійкості і залишалася кращою за стабільністю механічного показника  $P_{mex}$  аж до тривалості експлуатації понад  $\sim 10^5$  год, раптом почала набагато інтенсивніше втрачати свою роботоздатність. В часі це приблизно відповідає початку експлуатації блоків у маневровому режимі з частими пусками і запусками устаткування. Термоцикування у водні, яким моделювали зупинки технологічного процесу, інтенсивніше знижує рівень ЦТ сталі 15X1M1Ф порівняно зі сталлю 12X1MФ. Це дає підстави стверджувати, що вищі показники роботоздатності сталі 15X1M1Ф у вихідному стані, які і послужили однією з підстав її впровадження для виготовлення головних парогонів ТЕС, не забезпечили стабільності її властивостей за наявності частих зупинок технологічного процесу.

З аналізу результатів металографічних досліджень обох сталей після різної тривалості експлуатації прийшли до висновку, що основні зміни структури сталей відбуваються на рівні перерозподілу карбідних складових. Якщо напочатку експлуатації сталь має ферит-перлітну структуру, то основні зміни відбуваються в перліті (сталь 12X1MФ) [13], а якщо бейніт-феритну – то в бейніті (сталь 15X1M1Ф) [16]. Причому незалежно від структури у вихідному стані (ферит-перлітна у сталі 12X1MФ на рис. 3 а, чи бейнітна у сталі 15X1M1Ф на рис. 4 а) спільною

особливістю деградації цих сталей є переміщення карбідів на межі зерен, внаслідок чого після експлуатації в їх структурі переважають зерна фериту з карбідами на їх межах. Відмінність зводиться до того, впродовж якого часу експлуатації та після скількох зупинок технологічного процесу відбуваються ці зміни у структурі сталі.

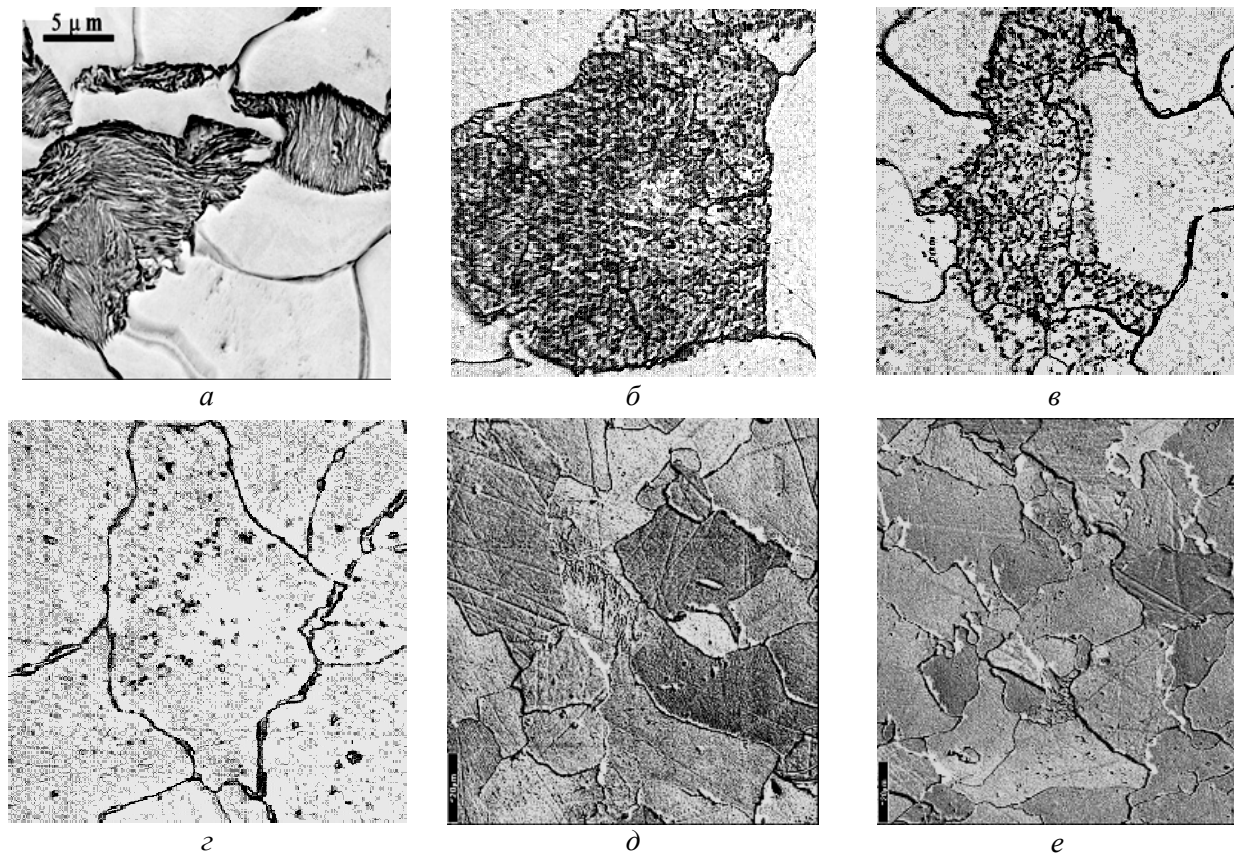


Рис. 3. Структура сталі 12X1МФ у вихідному стані (а) та після її експлуатації на парогоні  $48 \cdot 10^3$  год (б),  $14 \cdot 10^4$  год (в), і  $19 \cdot 10^4$  год (г, д, е).

Згідно даних [3], основні якісні зміни фазового складу карбідів відбуваються впродовж перших  $3 \dots 8 \cdot 10^3$  год експлуатації, що досить добре узгоджується з тривалістю експлуатації в рамках зони I. При цьому, якщо структура сталі у вихідному стані є ферит-перлітною, то з початком експлуатації в ній збільшується кількість складнолегованих карбідів типу  $Me_7C_3$  та  $Me_{23}C_6$  на основі заліза та хрому, а кількість карбідів цементитного типу ( $Me_3C$ ) стрімко зменшується (рис. 3б).

Якщо ж у вихідному стані сталь має структуру бейніту, то в рамках зони I вуглець покидає пересичений твердий розчин вуглецю в  $\alpha$ -залізі з виділенням дрібних високолегованих хромом і молібденом карбідів вздовж пакетів бейніту (рис. 4б). Подальша експлуатація проявляється передислокацією карбідів на межі зерен та їх коагуляцією. Ці процеси передбачають дифузійний перерозподіл і вуглецю, і елементів легування на відносно великі віддалі, подекуди сумірні з розміром зерна ( $20 \dots 50$  мкм). За нашими розрахунками високотемпературна експлуатація за температури  $540$  С впродовж  $11 \dots 15 \cdot 10^4$  год є достатньою, щоб такий дифузійний перерозподіл елементів відбувався і, як наслідок, на межах зерен з'являються складнолеговані карбіди та відбувається їх коагуляція. Ці процеси відбуваються в рамках зони II (рис. 2 а, б). Великі карбіди металографічно зафіксовані на межах феритних зерен після  $15 \cdot 10^4$  год (рис. 3 в і рис. 4 в).

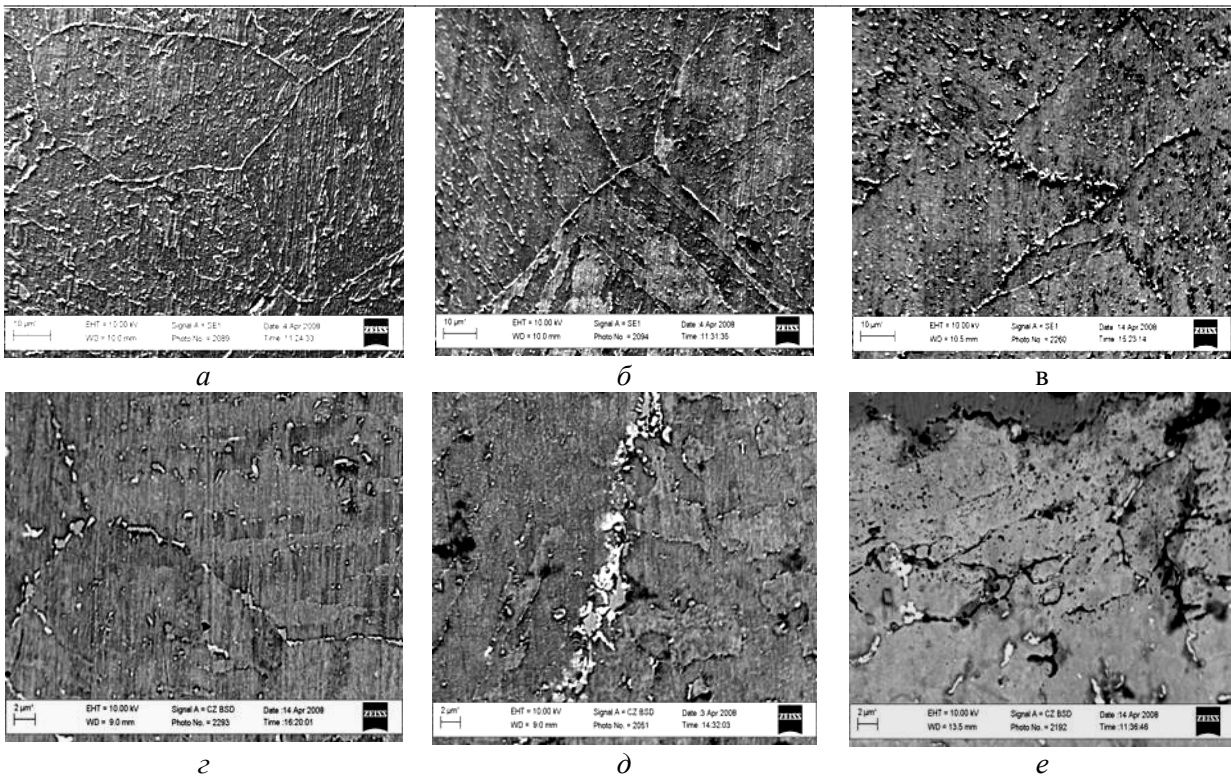


Рис. 4. Структура сталі 15X1M1Ф у вихідному стані (а) та після експлуатації на парогоні ТЕС  $48 \cdot 10^3$  год (б),  $14 \cdot 10^4$  год (в) і  $19 \cdot 10^4$  год (з, д, е).

Зрозуміло, що зростання кількості зупинок технологічного процесу може істотно інтенсифікувати структурні зміни в металі. Це впливає з аналізу історії експлуатації парогонів, оскільки маневровий режим роботи ТЕС почали запроваджувати саме з кінця минулого сторіччя, коли тривалість експлуатації металу головних парогонів на більшості ТЕС досягла  $14 \dots 17 \cdot 10^4$  год. Це дає підстави вважати, що приведенне на рис. 4 стрімкіше зниження механічного показника роботоzдатності  $P_{\text{мех}}$  сталей 12X1M1Ф і 15X1M1Ф після  $14 \cdot 10^4$  год та  $11 \cdot 10^4$  год експлуатації, що відповідає початку зони III на базових залежностях, може бути зумовлене інтенсифікуючим впливом на процес деградації металу саме зупинок технологічного процесу, які почастишали. І це пришвидшило наступний етап деградації, яка проявилася втратою когерентного зв'язку великих карбідів вздовж меж зерен з матрицею (рис. 3 з і рис. 4 з). При цьому відбувається розпушування меж зерен, дефекти на яких стають пастками для розчиненого в металі водню. Потрапляючи в ці пастки і молізуючись, водень створює в них тиск і цим сприяє розшаруванню вздовж межі карбід-матриця і полегшує злиття мікропорожнин вздовж меж зерен. Іншими словами водень сприяє мікророзтріскуванню вздовж меж зерен шляхом злиття суміжних мікропорожнин. На цьому етапі завершується гарантована безпека експлуатації устаткування (кінець зони III).

Описані вище процеси залежать від ряду чинників: величини і форми карбідів, їх густини, невідповідності коефіцієнтів лінійного розширення карбідів та матриці, градієнту термічних напружень в стінці труби під час зупинок, а також вмісту водню в деградованому металі. Всі ці процеси відбуваються вибірково у місцях, де виникають найсприятливіші для деградації металу умови. Як наслідок, попри оманливе збереження металом суцільності, в багатьох локальних місцях відбувається злиття мікропорожнин і розтріскування вздовж меж зерен (рис. 3 е і 4 е). Останнє і визначає граничний стан деградованого металу з фізичної точки зору, за досягнення якого абсорбований під час експлуатації металом водень може істотно погіршити його властивості. Стан металу, деградованого до такого рівня, потрапляє у зону IV (рис. 2).

Стрімкіший загин базових залежностей на рис. 2 донизу пов'язаний спочатку з коагуляцією карбідів вже на межах зерен (зона II), а потім – з їх декогезією від матриці та заповненням утворених порожнин воднем (зона III). За допомогою електронної мікроскопії показано, що у металі, стан якого відповідає зоні III, виявлено перші мікропори діаметром  $0,05 \dots 0,1$  мкм, які за величиною сумірні з розмірами карбідів. На цьому етапі експлуатації попри існування міжзеренних мікропорожнин метал все ще зберігає високий рівень роботоzдатності. Однак з

переходом стану металу до зони IV в ньому починають руйнуватися перетинки між сусідніми мікропорожнинами з утворенням міжзеренних мікротріщин, ріст яких інтенсифікує накопичений у порожнинах водень.

Проте фактично це міжзеренні тріщини і за об'ємом простір між їх берегами на порядки менший об'єму самого зерна. У зв'язку з цим внаслідок молізації водню в тріщинах його вищий тиск досягається швидше, ніж в порожнинах, сумірних з розміром зерна, що повинно додатково полегшувати руйнування конструкційного елементу. І якщо в рамках зони III виникають розпорошені у робочому перерізі труби пошкодження, розміри яких сумірні з величиною карбідів, то в рамках зони IV – розміри цих пошкоджень зростають до величини зерна. І хоч метал не втрачає суцільності, але насправді у робочому перерізі деталі, який визначає її тримку здатність, існує значна кількість хаотично розташованих зерен, які не зв'язані зі сусідніми зернами. Це не означає, що за досягнення металом критичного рівня (перехід в зону IV) елемент конструкції втрачає тримку здатність. Однак під час подальшої експлуатації імовірність його руйнування постійно зростатиме, оскільки все більше зерен втрачатимуть зв'язок зі суміжними зернами і густина дефектів, сумірних за величиною зі зерном, також зростатиме. Цьому сприятимуть і водень, накопичений в дефектах, і зупинки технологічного процесу, які спричинятимуть термічні напруження, які звикло перевищують робочі.

Фрактографічна експертиза зразків сталі 15X1M1Ф у вихідному стані та після експлуатації на парогонях ТЕС блоків 6 і 2, які максимально відрізнялися за кількістю зупинок технологічного процесу, підтвердила це припущення. За однакової роздільної здатності на припороговій ділянці руйнування в сталі у вихідному стані переважає класичний крізьзеренний утомний рельєф (рис. 5а), тоді як в експлуатованій сталі на його фоні з'являються випуклі ділянки міжзеренного руйнування (рис. 5б, в). На нашу думку хаотично розкидані ділянки міжзеренного руйнування це власне ті зерна, вздовж меж яких відбулося злиття мікропорожнин, в котрих під час тривалої експлуатації накопичився абсорбований металом водень. Враховуючи те, що на зламах неексплуатованої сталі таких елементів не спостерігали, а їх кількість в сталі, експлуатованій на блоці 2, істотно переважає, виявлену на сталі з блоку 6, зробили висновок, що міжзеренні елементи спричинені зупинками технологічного процесу. В більшості випадків на одній з граней, яка найбільше виступає над рівнем плиткового рельєфу, фіксували сліди контактування берегів тріщини з частинками оксидів, які утворюються внаслідок автокаталітичного нарощування товщини оксидів в місцях контактування спряжених поверхонь зламу. Це дає підстави зв'язати значне закриття тріщини, властиве деградованим сталям на припороговій ділянці навантаження [11], з контактуванням виступів міжзеренного характеру над гладким утомним рельєфом.

Дослідження за вищої роздільної здатності виявили ще одну особливість утомного рельєфу, спричинену деградацією сталі. Вона пов'язана з розмірами фестонів, в межах яких напрямок і площа локального поширення утомної тріщини залишаються незмінними. Ці розміри є найбільшими для сталі у вихідному стані (рис. 5г), істотно дрібнішають внаслідок деградації (рис. 5д) і є найменшими для сталі, яка експлуатовалася за максимальної кількості зупинок технологічного процесу (рис. 5е). В експлуатованій сталі втомні борозенки, які відповідають підростанню тріщини впродовж одного циклу навантаження, часто декоровані вторинними мікротріщинами, що також є ознакою окрихчення сталі. За більшої кількості пусків-зупинок спостерігаємо істотну фрагментацію зламу вторинними тріщинами, що відбувається за активної участі присутнього в металі водню. Водень потрапляючи в об'ємне поле напружень в зоні передруйнування в околі вершини тріщини, сприяє розпушуванню деградованого металу вторинними мікротріщинами, завдяки яким втомні борозенки стають виразнішими. Слід відзначити, що суміжні фестони на зламах сталі у вихідному стані зміщені у просторі сильніше ніж в деградованій сталі, про що свідчать виразніші гребені, утворені внаслідок злиття суміжних фронтів локального росту тріщини. Отже внаслідок деградації відбувається фрагментація металу на субструктурному рівні, яка і полегшує утворення невеличких за розмірами фестонів, в рамках яких тріщина поширюється з набагато меншими енергозатратами, ніж в межах більших фестонів в неексплуатованій сталі.



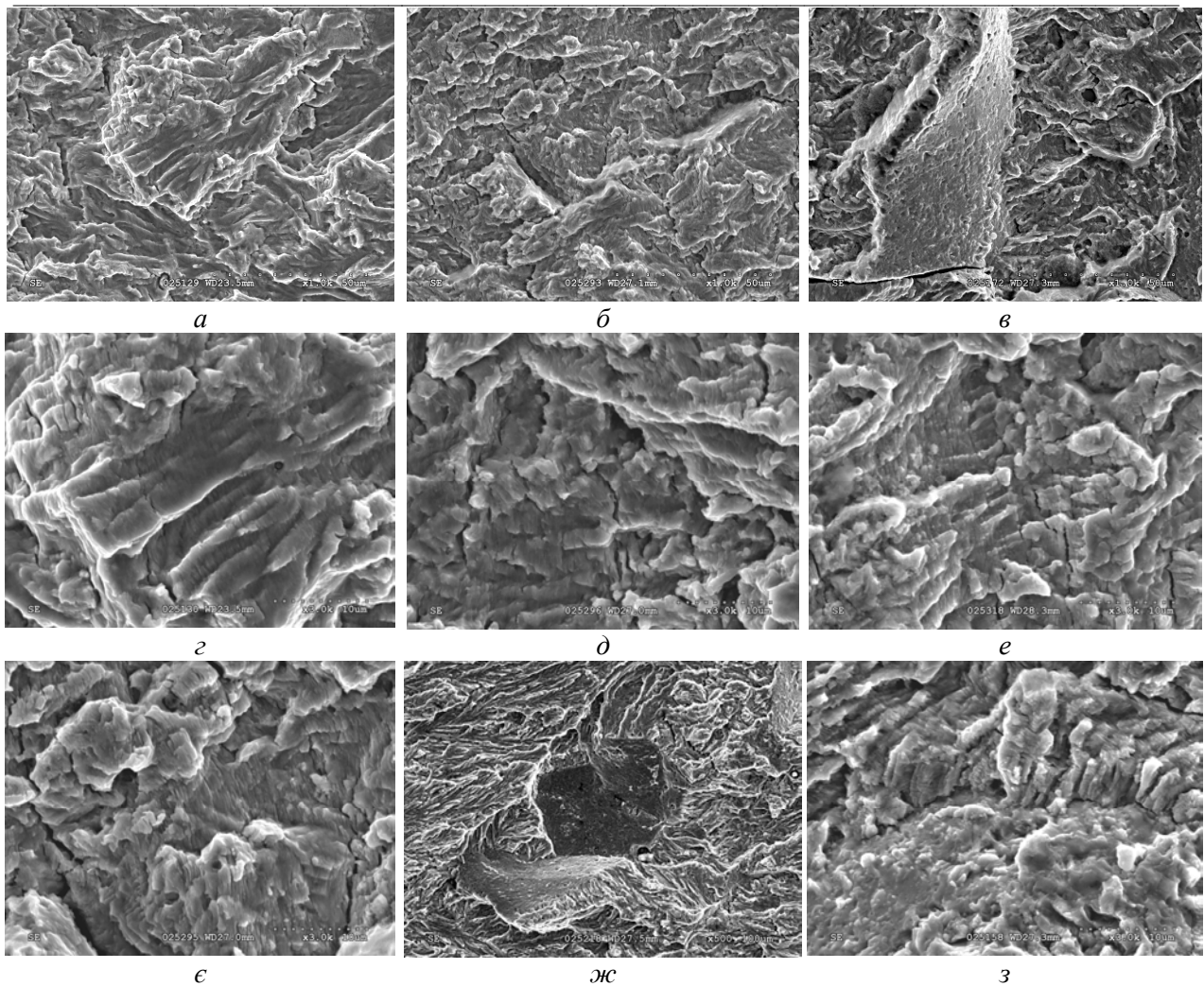


Рис. 5. Фрактограми неексплуатованої (а, з) та експлуатованої сталі 15X1M1Ф з блоку 6 (б, д, е) та 2 (в, е, ж, з) без (а-е) та після дегазації металу перед випробами на циклічну тріщиностійкість (е-ж). Магістральний напрямок росту утомної тріщини відбувався зліва на право.

Згідно вище наведених оцінок стану металу з використанням механічних характеристик, сталь, експлуатована на блоці 2, досягла критичного стану і в ній з'явилися дефекти сумірні з розміром зерна. Фрактографічні ознаки критичної рівня деградації у вигляді виступів міжзеренних фрагментів на фоні переважаючого кризьеренного руйнування виявили також і на дегазованому металі з блоку 2 (рис. 5ж). Тоді як в дегазованій сталі з блоку 6 міжзеренні фрагменти практично зникають (рис. 5е). Врахувавши те, що в дегазованій сталі вже немає водню, який сприяв би реалізації міжзеренного руйнування, а випуклі фрагменти міжзеренного руйнування на зламах критично деградованої сталі все ж є, прийшли до висновку, що ці фрагменти в розпорошеному вигляді існували в експлуатованому металі ще перед його дегазацією у вакуумі і втомна тріщина, перетнувши їх, просто розкрила і візуалізувала їх. Більше того від міжзеренних фасеток часто спостерігали утворення дрібних фестонів, в межах яких тріщина поширювалася перпендикулярно до магістрального напрямку росту (рис. 5з). А це означає, що локальне зародження утомної тріщини від міжзеренного фрагменту могло відбуватися попереду магістральної тріщини з подальшим злиттям їх фронтів.

**Висновки.** Виявлено, що зростання кількості зупинок технологічного процесу може істотно інтенсифікувати структурні зміни в теплостійкій сталі 15X1M1Ф. Показано, що критична деградація сталі досягається, коли під впливом абсорбованого металом водню пори, утворені внаслідок декогезії карбідів вздовж меж зерен від матриці, зливаються. При цьому в металі вибірково порушується зв'язок між суміжними зернами і утворюються хаотично розпорошені дефекти, розміри яких сумірні з розмірами зерен.

1. Вігак В.М. Оптимальне управління нестационарними температурними режимами. – Київ: Наук. думка, 1979. – 360 с.
2. Panasyuk V.V. Strength and Fracture of Solids with Cracks. – Lviv: NASU, Karpenko Physico-Mechanical Institute, 2002. – 468 p.
3. Крутасова Е.И. Надежность металла энергетического оборудования. – Москва: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
4. Березина Т.Г. Структурный метод определения остаточного ресурса длительно работающих паропроводов. – Теплоэнергетик. – 1986. – №3. – С. 53-56.
5. Вплив експлуатаційної пошкодженості паропровідної сталі 12Х1МФ на характеристики її тріщиностійкості / Романів О.М., Никифорчин Г.М., Студент О.З., Дзіоба І.Р., Лонюк Б.П. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 1. – С. 101-104. (Effect of damage in service of 12Kh1MF steam-pipe steel on its crack resistance characteristics / O.M. Romaniv, H.M. Nykyforchyn, I.R. Dzioba, O.Z. Student, B.P. Lonyuk // Materials Science. – 1998. – 34, №1. – P. 110-114.)
6. Студент О.З. Особливості впливу водню на порогові характеристики циклічної тріщиностійкості конструкційних сталей // Машинознавство. – 1999. – № 2. – С. 17-23.
7. Студент О.З. Вплив водню на механічні властивості реакторної сталі 15Х2МФА // Машинознавство. – 1999. – № 4. – С. 23-29.
8. Вайнман А.Б., Мелехов Р.К., Смиян О.Д. Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления. – К.: Наук. думка, 1990. – 272 с.
9. Ускорение процессов самодиффузии в металлах под влиянием растворенного водорода / В.М. Сидоренко, В.В. Федоров, Я.В. Барабаш, В.И. Похмурский // Физ.-хим. механика материалов. – 1977. – № 6. – С. 27-30.// [Acceleration of self-diffusion processes in metals under the influence of dissolved hydrogen / V. M. Sidorenko, V. V. Fedorov, L. V. Barabash and V. I. Pokhmurskij](#) // Materials Science. – 1978 – 13, №6. – P. 607–610.)
10. Похмурский В.И., Федоров В.В. Вплив водню на дифузійні процеси в металах. – Львів: Еней, 1998. – 207 с.
11. Студент О.З. Новий підхід до оцінки залишкового ресурсу металу паропроводів // Вісник Тернопільського державного технічного університету. – 1998. – 3, №4. – С. 54-62.
12. Застосування підходів механіки руйнування до оцінки водневої деградації сталей нафто- та паропроводів / В.В. Панасюк, Г.М. Никифорчин, О.З. Студент, З.В. Слободян // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій / За заг. ред. Андрейківа О.Є., Лучка Й.Й., Божидарника В.В. – Львів: Каменяр, 2002. – С. 537-546.
13. Student O.Z. An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermocycling // Фіз.-хім механіка матеріалів. – 1998. – №4 – С. 45-52. (Student O.Z. Accelerated method for hydrogen degradation of structural steel // Materials Science. – 1998. – 34, №4. – P. 497-507.)
14. Студент О.З., Кречковська Г.В. Оцінка технічного стану металу парогонів з урахуванням впливу зупинок в експлуатації блоків ТЕС // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – Київ: ІЕЗ НАНУ, 2006. – С. 563-566.
15. СОУ 40.3–0013044–20:2010 Нормативний документ настанова. Оцінювання технічного стану металу прямих ділянок головних парогонів ТЕС. Вплив зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану експлуатованого металу. Типова інструкція. – Львів: ДП "Львівське конструкторське бюро", ФМІ НАНУ, 2010. – 52 с.
16. Кречковська Г.В Структурні зміни в експлуатованій на головному парогоні ТЕС сталі 15Х1М1Ф, пов'язані з зупинками технологічного процесу. // Металлофізика и новейшие технологии. – 2008 – Т. 30, Спецвип. – К.: Інститут металофізики НАН України. – С. 701–711.