

УДК 621.325:669.539.43

АВТОМАТИЧНЕ ВИДІЛЕННЯ ТА КІЛЬКІСНИЙ АНАЛІЗ КАРБІДІВ НА МЕЖАХ ЗЕРЕН СТАЛІ 12Х1МФ ПІСЛЯ ЕКСПЛУАТАЦІЇ НА ПАРОГОНІ ТЕС

Р. А. ВОРОБЕЛЬ, І. М. ЖУРАВЕЛЬ, Л. М. СВІРСЬКА, О. З. СТУДЕНТ

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

Описано метод комп'ютерного оброблення металографічних зображень структури матеріалів, який полягає в автоматичному (а на завершальному етапі – інтерактивному) редагуванні зображень, локалізації аналізованих деталей і їх кількісному аналізі. Метод реалізували на прикладі малолегованої сталі 12Х1МФ після її експлуатації впродовж $\sim 13 \cdot 10^4$ h на головному парогоні ТЕС. Оцінювали структуру прямої ділянки парогону і розтягнутої зони його гину, а також інтегральну кількість і площу, яку займають карбіди, розташовані вздовж меж зерен, використавши їх як структурні показники деградації сталі. З допомогою розробленого методу показано, що інтенсивність деградації сталі в розтягнутій зоні гину вища, ніж на прямій ділянці парогону; метал поблизу зовнішніх поверхонь труб деградує сильніше, ніж біля внутрішніх. Це пояснено неоднаковим опором повзучості різних ділянок парогону під час їх експлуатації.

Ключові слова: *комп'ютерне оброблення металографічних зображень, автоматичний кількісний аналіз, деградація сталі з парогонів ТЕС.*

Оцінювання поточного технічного стану металу відповідальних об'єктів тривалої експлуатації (корпуси реакторів у хімічній та нафтопереробній промисловості, головні парогони ТЕС тощо), які експлуатуються за сумісного впливу високих напружень та корозивно-наводнювальних середовищ, все частіше привертає увагу фахівців і дослідників. Спричинено це тим, що більшість таких великогабаритних об'єктів або вже вичерпали свій розрахунковий ресурс, або ж доходять до межі його вичерпування. Зміна мікроструктури [1–3], механічних властивостей [4, 5], характеристик статичної [6] та циклічної [5, 7] тріщиностійкості матеріалів після їх взаємодії з технологічними, як правило, корозивно-активними наводнювальними середовищами – це основні прояви їх високотемпературної водневої деградації. Одним з найпоширеніших та найдоступніших з уживаних методів оцінювання властивостей металу вважають метод металографічного аналізу структури сталей, який достатньо добре відпрацьований і використовується практично в усіх галузях. Існує також великий масив результатів про характерні зміни у сталях, які зумовлені їх тривалою високотемпературною експлуатацією. Зокрема, в структурі зруйнованих ділянок парогонів переважно виявляють феритно-карбідну структуру зі значними проявами коагуляції карбідів уздовж меж зерен [8–14]. Такі достатньо великі виділення іншої фази послаблюють когезивну міцність меж зерен, що сприяє міжзеренному руйнуванню. Зрозуміло, що така структура металу не може не впливати на його опір руйнуванню. Водночас оцінювання деградації конструкційних сталей за зміною їх мікроструктури досить суб'єктивне. Крім того, кількісний аналіз елементів мікроструктури матеріалу на основі візуальних спостережень є тривалий та трудомісткий. Для подолання цих недоліків актуальною є автоматизація кількісного аналізу елементів мікроструктури матеріалу за його цифровим зображенням.

Контактна особа: Р. А. ВОРОБЕЛЬ, e-mail: roman.vorobel@gmail.com

Розглянемо задачу автоматичної локалізації та подальшого кількісного аналізу карбідів, розташованих у метали вздовж меж зерен. Для цього поділимо зображення (структура у вигляді меж зерен з карбідами вздовж і всередині них та артефактів) на складники (межі зерен і карбіди на них).

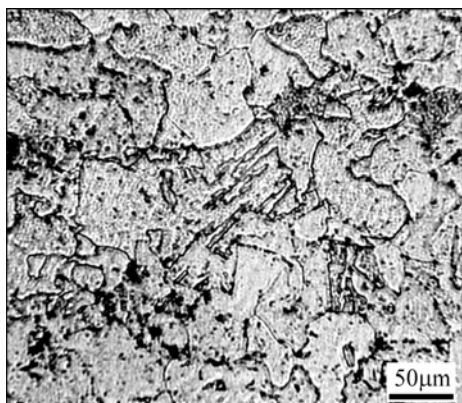


Рис. 1. Типова вхідна структура сталі 12X1MΦ.

Fig. 1. Typical initial structure of 12X1MΦ steel.

За вхідне використали металографічне зображення сталі 12X1MΦ (рис. 1), яке має відповідати певним вимогам, щоб забезпечувати якість візуального сприйняття (мати достатній рівень контрастності, рівномірну освітленість тощо). Найчастіше через складність підготовки шліфів необхідної якості безпосередньо на експлуатованому об'єкті, недосконалість зображень, отриманих з пластикових відбитків структури, та устаткування для формування зображень їх якість невисока, що, зрозуміло, негативно впливає на результат кількісного аналізу.

Одним з найпоширеніших і суттєвих недоліків металографічних зображень є нерівномірність освітлення під час їх формування. Його можна позбутися шляхом нормалізації зображень за рівнем інтенсивності фону (рис. 2). Для цього використали метод вирівнювання фону зображення, який подано формулою [15]

$$L^*(i, j) = L(i, j) - L_f(i, j) + 0,5 \cdot R, \quad (1)$$

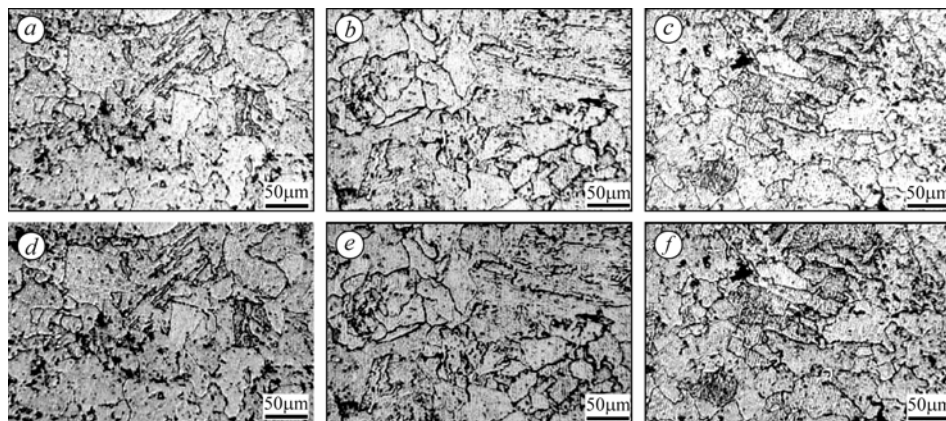


Рис. 2. Металографічні зображення структури сталі 12X1MΦ розмірами $(k \times l)$ перед (a–c) та після (d–f) вирівнювання фону.

Fig. 2. Metallographic images of structure of 12X1MΦ steel with dimensions $(k \times l)$ before (a–c) and after (d–f) shading correction.

де $L^*(i, j)$ – інтенсивність елемента зображення з координатами (i, j) після вирівнювання фону; R – максимально можлива інтенсивність елементів зображення; $L(i, j)$ – інтенсивність елемента вхідного зображення з координатами (i, j) ; $L_f(i, j)$ – інтенсивність фону вхідного зображення у точці з координатами (i, j) , яку обчислюють за виразом

$$L_f(i, j) = \frac{1}{n \cdot m} \sum_{(i, j) \in W} L(i, j), \quad (2)$$

де n та m визначають розміри локального прямокутного околу (локальної апертури) $W = n \times m$.

Розміри локальної апертури ($n \times m$) також впливають на інтенсивність фону вхідного зображення і, як наслідок, на кількісний аналіз геометричних розмірів карбідів загалом. Щоб уникнути цього, розміри локальної апертури оптимізували на основі таких досліджень. Для одного і того ж вхідного металографічного зображення обчислили геометричні параметри структурних складників (наприклад, площі на зображенні, яка припадає на карбіди) за різних розмірів локальної апертури W (рис. 3).

За результатами досліджень можна зробити висновок, що якщо під час вирівнювання фону розмір локальної апертури перевищуватиме 30% від розміру вхідного зображення, то визначена площа карбідів практично не залежатиме від розмірів апертури (рис. 3). А це одна з необхідних передумов достовірності її оцінювання.

Таким чином, розроблений підхід усуває вплив нерівномірності освітлення під час цифрової реєстрації металографічних зображень. Це дає змогу нормалізувати їх за яскравістю та забезпечити повторюваність кількісного аналізу зображень, отриманих дослідниками на різному обладнанні і за різних умов освітлення.

Оскільки карбіди на металографічному зображенні (див. рис. 1) виглядають як об'єкти з низьким рівнем інтенсивності, то для їх локалізації доцільно використати простий і швидкий у реалізації метод порогового оброблення вхідного зображення згідно з виразом [15]

$$L_{bin}(i, j) = \begin{cases} 1, & \text{коли } (L(i, j) - \bar{L}) > T; \\ 0, & \text{в інших випадках,} \end{cases} \quad (3)$$

де $L(i, j)$ – рівень інтенсивності пікселя з координатами (i, j) на вхідному зображенні L ; $L_{bin}(i, j)$ – рівень інтенсивності пікселя з координатами (i, j) перетвореного бінарного зображення; T – константа, яка відповідає порогу бінаризації; \bar{L} – середньоарифметичне значення інтенсивності елементів околу W , яке обчислюють за виразом

$$\bar{L} = \frac{1}{n \cdot m} \sum_{(i, j) \in W} L(i, j). \quad (4)$$

Під час вибору константи T брали до уваги, що вона не повинна бути ні надто велика (щоб забезпечити максимальне відтворення наявних карбідів), ні надто мала (щоб усунути вплив неінформативних деталей). Разом з тим, щоб недопустити втрати карбідів, поріг T краще вибирати меншим, навіть якщо це призведе

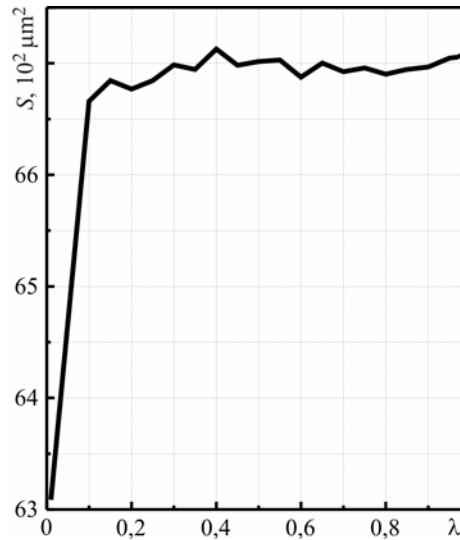


Рис. 3. Вплив співвідношення λ між розмірами локальної апертури ($n \times m$) і вхідного зображення ($k \times l$) на сумарну площу карбідів S , розташованих уздовж меж зерен.

Fig. 3. Influence of the ratio λ between the magnitudes of the local aperture ($n \times m$) and initial image ($k \times l$) on the integral area of carbides S located along grain boundaries.

до виділення неінформативних деталей, які пізніше доведеться усувати (рис. 4*a*). Дійсно, в результаті вибору низького порога T , на бінарному зображенні, окрім меж зерен, присутні також неінформативні деталі. Особливістю цих ізольованих об'єктів є те, що вони відносно невеликі за площею. Використавши цю ознаку для усунення неінформативних об'єктів, отримали нове зображення (рис. 4*b*). Зауважимо, що після порогового оброблення не всі неінформативні об'єкти вдалось усунути. Крім того, порушилася нерозривність меж зерен.

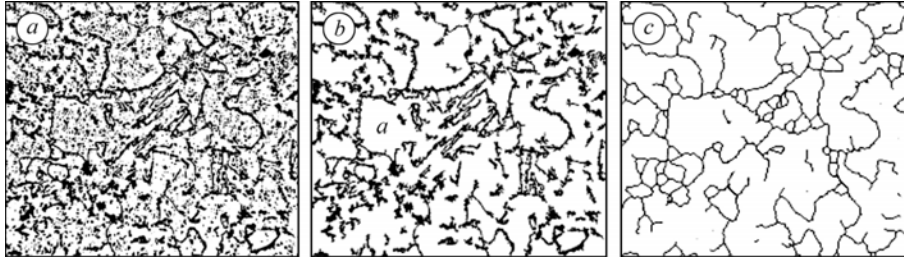


Рис. 4. Бінарне зображення структури з неінформативними елементами (*a*), після усунення їх (*b*) та невеликих розривів меж зерен (*c*).

Fig. 4. Binary image of the structure with non-informing elements (*a*) after their removal (*b*) and short grain boundary discontinuities (*c*).

Щоб позбутися розривів, використали відомі морфологічні операції [16]: потовщення і потоншення ліній та скелетування, які усунули лише невеликі розриви. Більші розриви на зображенні залишились (рис. 4*c*). Окрім того, деякі межі зерен виділяються помилково та не чітко окреслені. Повне усунення таких недоліків передбачає інтерактивне редагування меж зерен, за результатами якого отримали остаточне зображення, використане для аналізу (рис. 5*a*).

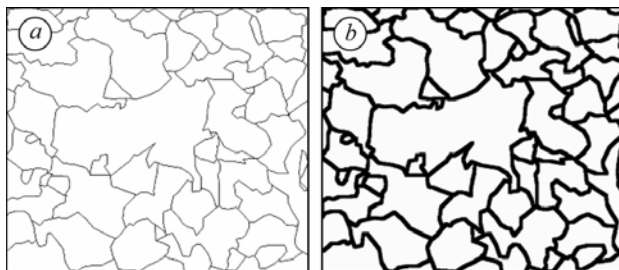


Рис. 5. Редаговані в інтерактивному режимі межі зерен (*a*) та бінарне зображення після нарощування їх товщини (*b*).

Fig. 5 Grain boundaries edited using an interactive mode (*a*) and a binary image after its thickness growth (*b*).

На наступному етапі оброблення зображення виділяли карбіди. Для цього отримані контури меж зерен спочатку наростили (рис. 5*b*). Кількість ітерацій під час нарощування вибирали так, щоб забезпечити сумірність товщини новоутворених контурів меж зерен та розмірів карбідів, які розташовані вздовж них [17].

Отримане зображення нарощених контурів меж

зерен наклали на зображення реальних меж зерен з розміщеними на них карбідами (рис. 6*a*). Застосувавши до нового зображення (лише в межах потовщеного контуру) метод порогового оброблення, локалізували фрагменти контурів меж зерен та розміщені вздовж них карбіди (рис. 6*b*). Межі зерен стали тоншими порівняно з розмірами карбідів. Завдяки цьому стало можливим їх усунення шляхом послідовного застосування морфологічних операцій потоншення та потовщення (рис. 6*c*).

Зображення з карбідами, розташованими вздовж меж зерен вхідного зображення (див. рис. 1), подано на рис. 6*d*. Його використали для кількісного аналізу структурних складників металу.

Оскільки кожен карбід на зображенні розглядають як окремий об'єкт, то є можливість кількісно оцінити геометричні розміри та форму як кожного карбїду,

так і всієї їх сукупності. Обмеження можуть виникати лише через дискретність подання цифрових даних.

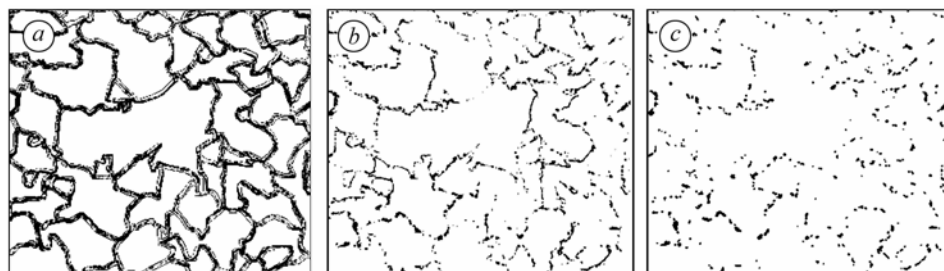
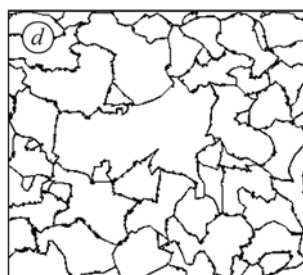


Рис. 6. Контури потовщених меж зерен з розташованими на них карбідами (а), бінарні зображення неусунутих пороговим обробленням фрагментів меж зерен разом з карбідами на них (b), самих карбідів (c) та карбідів, розташованих уздовж меж зерен (d).

Fig. 6. Contours of the thickened grain boundaries with carbides located on them (a) and binary images of non-removed (by using threshold treatment) fragments of grain boundaries with carbides on them (b), the carbides themselves (c) and carbides along the grain boundaries (d).



Запропонований метод реалізований у вигляді програмного продукту і має широкі можливості для налаштування під час оброблення зображень з використанням наявного інструментарію, зокрема:

- виділення ділянки на зображенні як об'єкта зацікавленості;
- автоматичне та інтерактивне виділення меж зерен, на яких розташовані карбіди;
- обчислення статистичних характеристик геометричних параметрів карбідів (їх площі, орієнтації, співвідношення осей тощо).

Для прикладу запропонований метод використали для кількісного аналізу карбідів на межах зерен у сталі 12Х1МФ з прямої ділянки та розтягнутої зони гину головного парогону ТЕС після їх експлуатації впродовж $\sim 13 \cdot 10^4$ h.

Результати, наведені на рис. 7, свідчать, що попри однакову тривалість експлуатації металу на прямій ділянці та на гині головного парогону ТЕС кількість карбідів на межах зерен та площа, яку вони займають на аналізованих зображеннях, істотно відрізняються. Зокрема, на межах зерен у металі гину ці параметри вищі на прямій ділянці. Це може слугувати прямим доказом того, що метал гину деградує інтенсивніше, ніж метал прямої ділянки труби. Крім того, і кількість, і площа карбідів на межах зерен в обох випадках (пряма ділянка і гин) якісно однаково змінюються поперек стінки труби. Причому поблизу їх внутрішніх поверхонь ці показники мають мінімальні значення. Це може означати, що перерозподіл карбідів на межі зерен внаслідок тривалої експлуатації відбувається активніше біля зовнішньої поверхні труби. Повзучість металу парогонів під час їх тривалої експлуатації, зумовлена внутрішнім тиском пари у трубах, найінтенсивніша біля їх зовнішньої поверхні. Враховуючи це, можна стверджувати, що за ідентичних технологічних параметрів експлуатації метал гину повинен деградувати активніше через сильнішу схильність до повзучості [18]. Отже, активніша деформація повзучості металу гину стимулювала перерозподіл карбідів (рис. 7), що є структурною ознакою деградації металу.

З використанням технологічних прийомів оброблення зображень опрцьовано метод автоматизованої локалізації карбідів, які розташовані на межах зерен типової теплотривкої сталі. Перевага методу полягає у можливості уникати три-

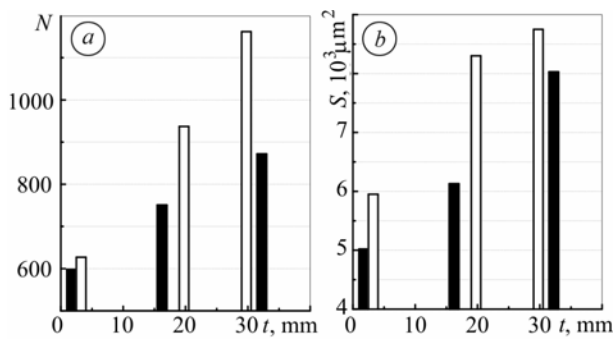


Рис. 7. Сумарна кількість N (а) та площа S карбідів (б), автоматично виділених на межах зерен, залежно від віддалі від внутрішньої поверхні труб t , визначені кількісним аналізом оброблених зображень площею $75 \cdot 10^3 \mu\text{m}^2$ структури сталі 12Х1МФ у діаметральному перерізі труб (прямой ділянки (чорні стовпчики) і розтягнутої зони гину (білі), експлуатованих упродовж $\sim 13 \cdot 10^4$ h на головному парогоні ТЕС.

Fig. 8. The total number N (a) and area S (b) of carbides separated automatically along the grain boundaries versus the distance from the inner surface of pipes, t , calculated by quantitative analysis of the processed images (square $75 \cdot 10^3 \mu\text{m}^2$) of 12Х1МФ steel structure in diametrical pipe cross-section of the pipe straight part (black) and its band tensioned region (white columns) after its service for $\sim 13 \cdot 10^4$ h on the main HPP steam pipeline.

лу з реальної конструкції, а лише на основі оцінок структурних показників. Отже, існує непогана перспектива використання цієї методики як методу неруйнівного контролю технічного стану конструкційних сталей на проміжних етапах експлуатації (під час планових обстежень конструкцій).

РЕЗЮМЕ. Описан метод компьютерной обработки металлографических изображений структуры материалов, заключающийся в автоматическом (а на завершающем этапе интерактивном) редактировании изображений, локализации анализируемых деталей изображения и их количественной оценке. Метод реализован на примере низколегированной стали 12Х1МФ после ее эксплуатации в течение $\sim 13 \cdot 10^4$ h на главном паропроводе ТЭС. Анализировали структуру прямого участка паропровода и растянутой зоны егогиба. При этом оценивали интегральное количество и площадь, занимаемую карбидами, расположенными вдоль границ зерен, используя их как структурные показатели деградации стали. С помощью разработанного метода показано, что интенсивность деградации стали в растянутой зоне гига выше, чем на прямом участке паропровода; металл вблизи внешних поверхностей труб деградирует сильнее, чем вблизи внутренних. Это объясняется различным сопротивлением ползучести различных участков паропровода во время их эксплуатации.

SUMMARY. The method of the computer processing of metallographic images of the metal structure is described. This method consists in automatic editing of images (and additional interactive editing at the final stage), localization of the analyzed image parts and their quantitative analysis. The method is realized on the low-alloyed 12Х1МФ steel exploited for $\sim 13 \cdot 10^4$ h on the main steam pipeline of a power plant. A structure of the pipeline straight part and a tensioned zone of its bend were analyzed. The carbides along grain boundary were used as structural indices of steel degradation. Their integral amount and area were estimated. Using the developed method it is shown that the degradation intensity of the metal from the band tension zone is higher than from the straight part of the pipeline. Moreover the metal near the pipe external surfaces is more degraded than near its internal surfaces. It is explained by different creep resistance of different parts of the pipeline during exploitation.

валою і виснажливого виділення карбідів вручну, що на металографічних зображеннях подекуди взагалі неможливо через велику кількість об'єктів аналізу.

Інша важлива перевага – кількісний аналіз карбідів за їх формою, розмірами та розташуванням. Цей метод може виявитись корисним для пошуку кореляційних залежностей між структурними та механічними показниками, чутливими до деградації конструкційних сталей. Тоді за достатньо широкої бази даних з різних показників технічного стану металу після експлуатації можна спрогнозувати механічні властивості деградованого металу без механічних випроб, тобто без вирізання металу

1. Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
2. Березина Т. Г. Структурный метод определения остаточного ресурса длительно работающих паропроводов // Теплоэнергетик. – 1986. – № 3. – С. 53–56.
3. Кречковська Г. В. Структурні зміни в експлуатованій на головному парогоні ТЕС сталі 15Х1М1Ф, пов'язані з зупинками технологічного процесу // Металлофізика и новейшие технологии. – 2008. – Спецвип. 30. – С. 701–711.
4. Студент О. З. Вплив водню на механічні властивості реакторної сталі 15Х2МФА // Машинознавство. – 1999. – № 4. – С. 23–29.
5. Effect of ageing of steam pipeline steel on its fatigue crack growth resistance / H. M. Nykyforchyn, O. Z. Student, B. P. Loniuk and I. R. Dzioba // Proc. Eighth Int. Conf. Mechanical Behaviour of Materials – ICM8: Progress in Mechanical Behaviour of Materials / Eds. F. Ellyin and J. W. Provan. – Canada. Victoria: Fleming Printing Ltd., 1999. – Vol. 1. – P. 398–403.
6. Вплив експлуатаційної пошкодженості паропровідної сталі 12Х1МФ на характеристики її тріщиностійкості / О. М. Романів, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 1. – С. 101–104.
(Romaniv O. M., Nykyforchyn H. M., Dzyuba I. R., Student O. Z., and Lonyuk B. P., Effect of Damage in Service of 12Kh1MF Steam-Pipe Steel on Its Crack Resistance Characteristics // Materials Science. – 1998. – **34**, № 1. – P. 110–114.)
7. Студент О. З. Прискорений метод водневої деградації конструкційних сталей шляхом термоцикування // Там же. – 1998. – **34**, № 4. – С. 45–52.
(Student O. Z., Accelerated Method for Hydrogen Degradation of Structural Steel // Material Science. – 1998. – **34**, № 4. – P. 497–507.)
8. Bišs V. A. and Wada T. Microstructural changes in 1Cr–0.5Mo steel after 20 years of service // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1985. – **16**, № 1. – P. 109–114.
9. Dobrzański J., Sroka M., Zieliński A. Methodology of classification of internal damage the steels during creep service // J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2006. – **18**, № 1–2. – P. 263–266.
10. 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 // Ibid. – 2007. – **23**, № 2. – P. 19–22.
11. Zieliński A., Dobrzański J., Golański G. Estimation of the residual life of L17HMF cast steel elements after long-term service // Ibid. – 2009. – **34**, № 2. – P. 137–144.
12. Оцінювання впливу пусків–зупинок технологічного процесу на роботоздатність металу парогонів ТЕС / Г. В. Кречковська, О. З. Студент, А. Д. Марков, Г. М. Никифорчин // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – **46**, № 2. – С. 45–54.
(Nykyforchyn H. M., Student O. Z., Kreckovs'ka H. V., and Markov A. D., Evaluation of the Influence of Shutdowns of a Technological Process on Changes in the In-Service State of the Metal of Main Steam Pipelines of Thermal Power Plants // Materials Science. – 2010. – **46**, № 2. – P. 177–189.)
13. Структурна мікропошкоджуваність сталей парогонів ТЕС / О. П. Остащ, А. І. Кондир, О. В. Вольдемаров, П. В. Гладиш, М. В. Кучеренко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – **45**, № 3. – С. 13–22.
(Ostash O. P., Kondyr A. I., Vol'demarov O. V., Hladysh P. V., and Kucherenko M. V., Structural Microdamageability of Steels of the Steam Pipelines of Thermal Power Plants // Materials Science. – 2009. – **45**, № 3. – P. 340–349.)
14. Оцінювання деградації сталей парогонів за їх структурними, механічними та електрохімічними характеристиками / О. П. Остащ, О. В. Вольдемаров, П. В. Гладиш, А. Д. Іванишин // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – **46**, № 4. – С. 5–12.
(Ostash O. P., Vol'demarov O. V., Hladysh P. V., and Ivasyshyn A. D., Evaluation of the Degradation of Steels of Steam Pipelines According to their Structural, Mechanical, and Electrochemical Characteristics // Materials Science. – 2010. – **46**, № 4. – P. 431–439.)
15. Прэтт У. Цифровая обработка изображений – М.: Мир, 1982. – 790 с.
16. Гонсалес Р., Вудс Р., Эддинс С. Цифровая обработка изображений в среде MATLAB. – М.: Техносфера, 2006. – 616 с.
17. Wojnar L., Kurzydłowski K., Szala J. Praktyka analizy obrazu. – Krakow: Polskie Towarzystwo Stereologiczne, 2002. – 454 s.
18. Нахалов В. А. Надежность гибов труб теплоэнергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1983. – 184 с.

Одержано 09.06.2010