

УДК 620.17:620.18

**М.О. Свірська, О.З. Студент, А.В. Василик, Л.О. Бабій**  
**ОСОБЛИВОСТІ ДЕГРАДАЦІЇ СТАЛІ 12Х1МФ З РІЗНИХ ЗОН ГИНУ ПАРОГОНУ ТЕС**

*Міру деградації сталі 12Х1МФ з різних зон гину (розтягнутої, стисненої і нейтральної) після  $2,5 \times 10^5$  год його експлуатації в системі парогонів ТЕС оцінювали за структурою та механічними характеристиками за розтягу та удару. Виявили, що максимально змінюється структура сталі розтягнутої зони гину. В околі зовнішньої поверхні труби спостерігали практично феритну структуру з великими складно легуваними карбідами вздовж меж зерен. Механічні характеристики цієї зони теж виявилися найнижчими.*

*Ключові слова:* деградація, теплотривка сталь, гин парогону, ТЕС.

*Рис. 11. Літ. 13.*

**Л.Н. Свирская, А.З. Студент, А.В. Василик, Л.О. Бабій**  
**ОСОБЕННОСТИ ДЕГРАДАЦИИ СТАЛИ 12Х1МФ С РАЗНЫХ ЗОН ИЗГИБА ПАРОПРОВОДА ТЭС**

*Уровень деградации стали 12Х1МФ с разных зон изгиба (растянутой, сжатой и нейтральной) после  $2,5 \times 10^5$  ч его эксплуатации в системе паропроводов ТЭС оценивали по структуре и механическим характеристикам при растяжении и ударе. Обнаружили, что максимально изменяется структура растянутой зоны изгиба. В окрестности внешней поверхности трубы наблюдали практически ферритную структуру с большими сложнелегированными карбидами вдоль границ зерен. Механические характеристики этой зоны тоже оказались самыми низкими.*

*Ключевые слова:* деградация, теплотойкая сталь, изгиб паропровода, ТЭС.

**L. Svirskaya, A. Student, A. Vasylyk, L. Babiy**  
**FEATURES OF DEGRADATION OF THE 12KH1MF STEEL FROM DIFFERENT ZONES OF BEND FROM STEAM PIPELINE OF THERMAL POWER PLANT**

*The level of degradation of 12Kh1MF steel with different zone of pipe bend (stretched, compressed and neutral) after  $2,5 \times 10^5$  h of its operation in the steam pipeline on the thermal power plant was evaluated on the structure and mechanical properties at tensile and impact tests. The most change of structure of the stretched zone of bend was founded. In the vicinity of external surface of the pipe was observed almost ferritic structure with large complex-carbides along the grain boundaries. It was revealed the mechanical characteristics of this area were very low too.*

*Keywords:* degradation, heat resistant steel, bend of steam pipeline, thermal power plant.

Останнім часом вплив корозійних та корозійно-механічних чинників на тривалу міцність матеріалів парогонів ТЕС істотно зріс у зв'язку з переходом ТЕС на маневрений режим роботи з частими зупинками енергоблоків, через досягнення або перевищення більшістю енергоблоків розрахункового ресурсу, погіршення якості палива [1]. Зокрема показано, що в міру зростання кількості зупинок технологічного процесу інтенсифікується деградація металу парогонів ТЕС [2]. Вплив цих чинників інтенсифікується у таких елементах конструкцій як гини труб [3–7]. Адже неоднорідність властивостей металу з різних зон гинів існує ще на етапі їх виготовлення. Її пов'язують з нерівномірністю деформування металу з різних зон гину по периметру труби [8, 9].

Тому оцінювання ресурсу та продовження термінів експлуатації вузлів та деталей енергетичного устаткування, до яких відносять і гини труб, є важливими для вітчизняної теплоенергетики завданнями [1, 10]. Їх вирішення передбачає розуміння природи процесів, які приводять до деградації властивостей та руйнування матеріалів.

**Мета роботи** – з'ясувати причини виникнення наскрізних пошкоджень на гині після  $\sim 2,5 \times 10^5$  год експлуатації і 1560 пусків-зупинок технологічного процесу ТЕС.

**Об'єктом дослідження** був вертикальний гин (кут загибу –  $120^\circ$ ) труби  $\varnothing 133 \times 17$  мм до парозбірної камери котла ТП-100, виготовлений із сталі 12Х1МФ після  $\sim 2,5 \times 10^5$  год експлуатації і 1560 пусків-зупинок технологічного процесу ТЕС. Тиск пари у трубі під час експлуатації становив 14 МПа, температура впродовж перших  $2 \times 10^4$  год експлуатації  $565^\circ\text{C}$ , а надалі –  $545^\circ\text{C}$ .

**Методи досліджень:** Міру деградації металу гину оцінювали за характеристиками міцності та пластичності, ударною в'язкістю, металографічним аналізом структури та мікроаналізом морфології тріщин. Оскільки гину властива неоднорідність деформованого стану металу на етапі його виготовлення, то рівень деградації оцінювали на тангенціально орієнтованих зразках, вирізаних з різних зон гину.

Механічні характеристики металу за одновісного розтягу визначали на розривній машині УМЕ-10Т з використанням гладких циліндричних зразків діаметром 5 мм з п'ятикратною довжиною робочої частини згідно ГОСТ 1497–84 [11]. Щоб усунути сліди шліфування на робочій частині зразків, які під час випроб могли спричинити концентрацію напружень, перед випробами

© М.О. Свірська, О.З. Студент, А.В. Василик, Л.О. Бабій

їх поверхню полірували із застосуванням паст різної зернистості. Зразки випробовували на повітрі за швидкості деформації робочої частини  $3,3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ .

Ударну в'язкість металу з різних зон гину визначали згідно ГОСТ 9454–78 [12] на зразках Шарпі ( $10 \times 10 \times 55 \text{ мм}$ ) з V-подібним надрізом глибиною 2 мм. Концентратори на зразках нарізали зі сторони внутрішньої поверхні труби. Зразки випробовували на маятниковому копрі ІО-5003.

Макроаналіз морфології тріщин і металографічний аналіз структури дослідили на цифровому мікроскопі USB 2.0 та сканівному електронному мікроскопі Carl Zeiss EVO 4XVP.

**Результати обстеження.** Під час візуального обстеження зовнішньої поверхні труби у зоні розтягу гину виявили три наскрізні макротріщини осьової орієнтації завдовжки 50...60 мм кожна (рис. 1, а). Їх сумарна довжина становила 150 мм.

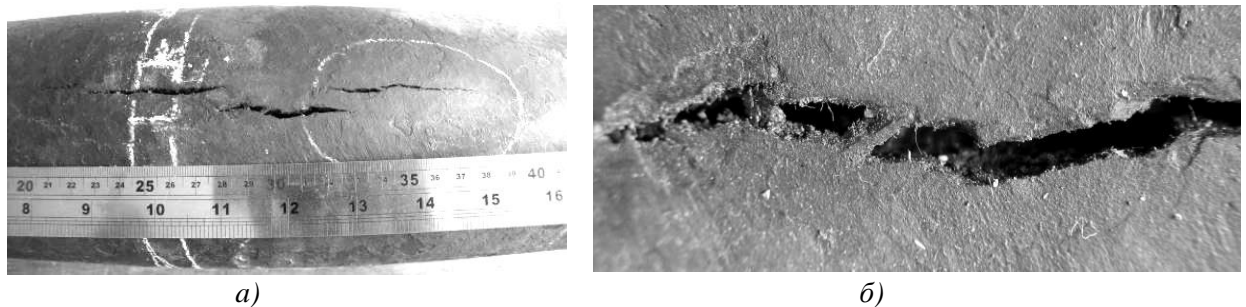


Рис. 1. Макровигляд (а) та макроморфологія (б) наскрізних тріщин осьової орієнтації у зоні розтягу гину.

За морфологією тріщини криволінійні (рис.1, б). Це свідчить про злиття між собою коротших тріщин, які зароджувались у розтягненій зоні гину труби від зовнішньої поверхні внаслідок повзучості. Адже через тонший поперечний переріз труби у цій зоні та вплив передісторії, пов'язаної з виготовленням гину, тут створюються найсприятливіші умови для високотемпературної повзучості металу під час тривалої експлуатації. Більше того, після експлуатації зафіксували істотне стоншення перерізу труби у зоні розтягу (рис. 2). Так, якщо товщина стінки труби у вихідному стані становила 17 мм, то у радіальному перерізі гину вона становить 14 мм, 16 мм та 18 мм у розтягненій, нейтральній і стисненій зонах відповідно.

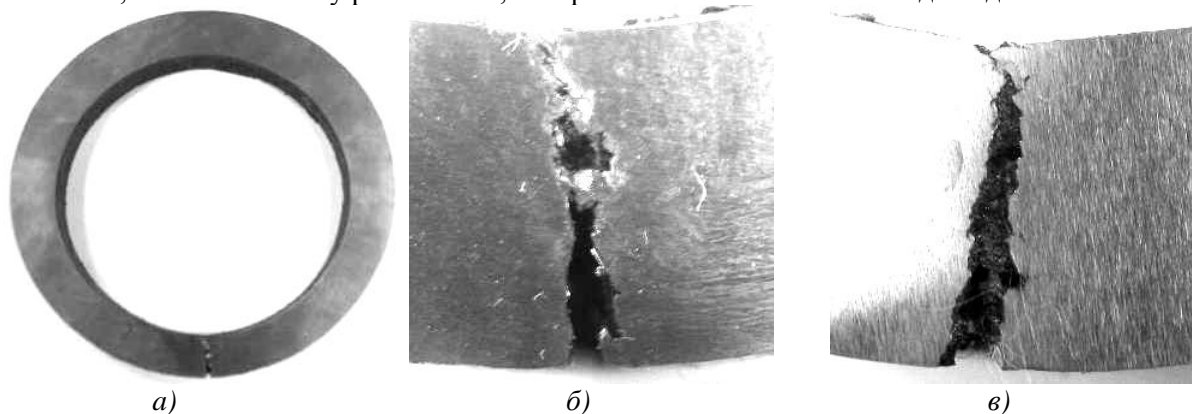
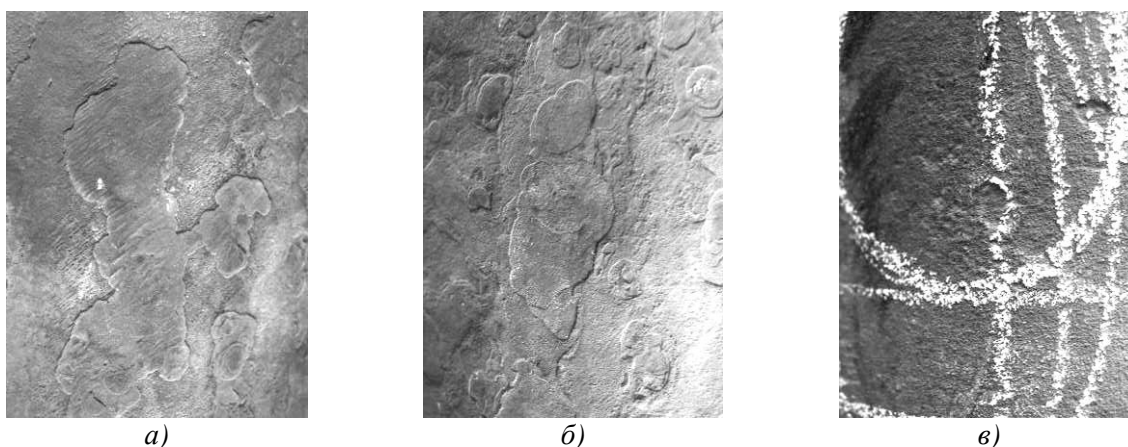


Рис. 2. Діаметральний поперечний переріз гину труби з наскрізною тріщиною (а) та її профіль з обох боків кільця (б, в)

Профіль тріщини у діаметральному перерізі гину труби теж криволінійний (рис. 2 б, в). Це є ознакою росту тріщини повзучості шляхом поетапного руйнування перетинків між вершиною макротріщини і мікротріщинами попереду неї. Тріщина сильніше розкрита біля зовнішньої поверхні труби, ніж біля внутрішньої. Це вказує на те, що її ріст відбувався від зовнішньої поверхні до внутрішньої. Крім того, завершальний етап руйнування за повзучості звикло відбувається за механізмом зсуву. Тому наявність косоного зламу в біля внутрішньої поверхні труби, яка свідчить про домінування зсувних процесів, є ознакою завершального етапу руйнування.

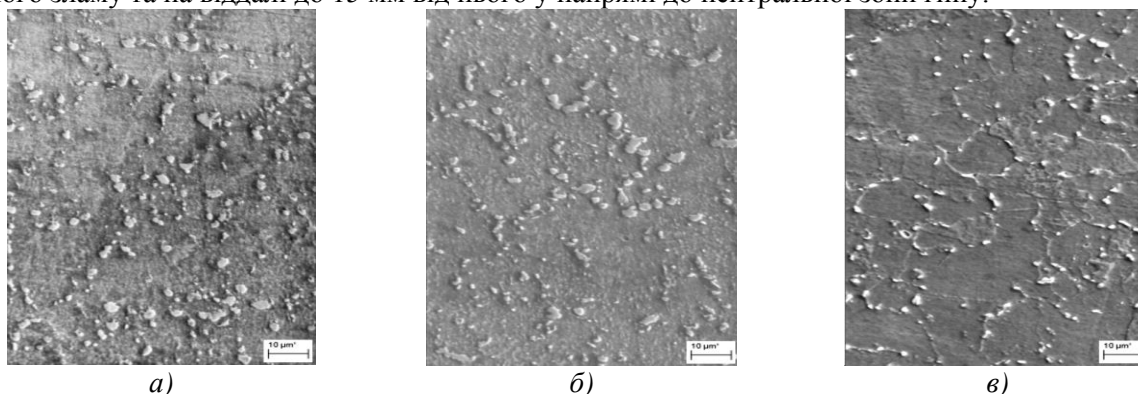
Також дослідили фактуру і товщину оксидної плівки на зовнішній поверхні труби гину. У зоні розтягу гину спостерігали сліди багаторазового відшарування плівки з утворенням острівців оголеного металу, що можливо лише за значної деформації металу внаслідок повзучості (рис. 3, а). Площа острівців відшарування оксидів поступово зменшується у напрямі до нейтральної зони

гину (рис. 3, б). У зоні стиску вони практично відсутні (рис. 3, в). Отже, товщина стінки труби в зоні розтягу гину зменшується не лише внаслідок повзучості, але ще і внаслідок активації процесу окиснення активно деформованого металу. Крім того сходинки на переходах між виступами острівців плівки з невідлущених окисів до тоншої плівки окисів створюють додаткову концентрацію напружень і теж можуть сприяти локалізації деформації і руйнуванню.



**Рис. 3. Фактура оксидної плівки на зовнішній поверхні розтягнутої (а), перехідної до нейтральної (б) та стисненої (в) зон гину труби.**

**Мікроструктуру сталі** аналізували у діаметральному перерізі розтягнутої зони гину, де через мінімальну товщину стінки максимально концентруються напруження, що робить її найслабшою ланкою гину. Під час аналізу до уваги брали розподіл карбідів, їх розміри, склад, наявність мікропорожнин, мікротріщин та їх орієнтацію по товщині стінки труби в околі реального зламу та на віддалі до 15 мм від нього у напрямі до нейтральної зони гину.

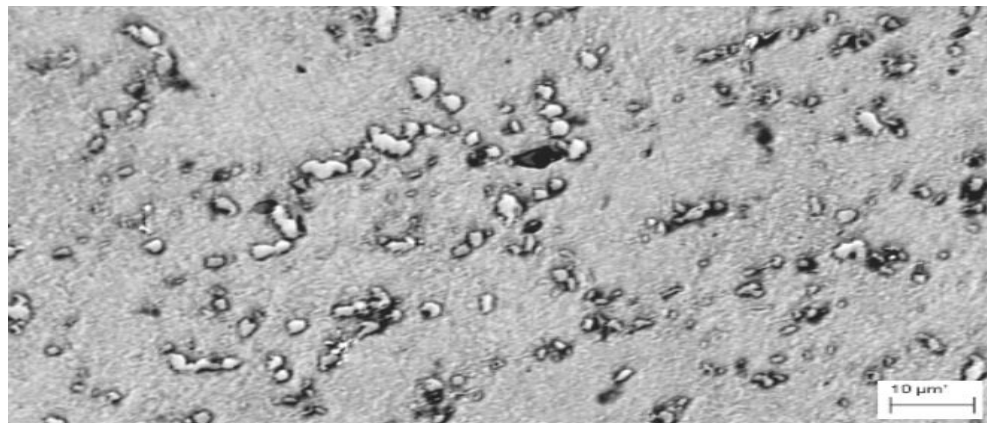


**Рис. 4. Карбіди в сталі 12X1МФ в діаметральному перерізі розтягнутої зони безпосередньо під зовнішньою (а) та внутрішньою (б) поверхнею труби та у центральній частині перерізу труби (в) на віддалі 0,5 мм від реального зламу**

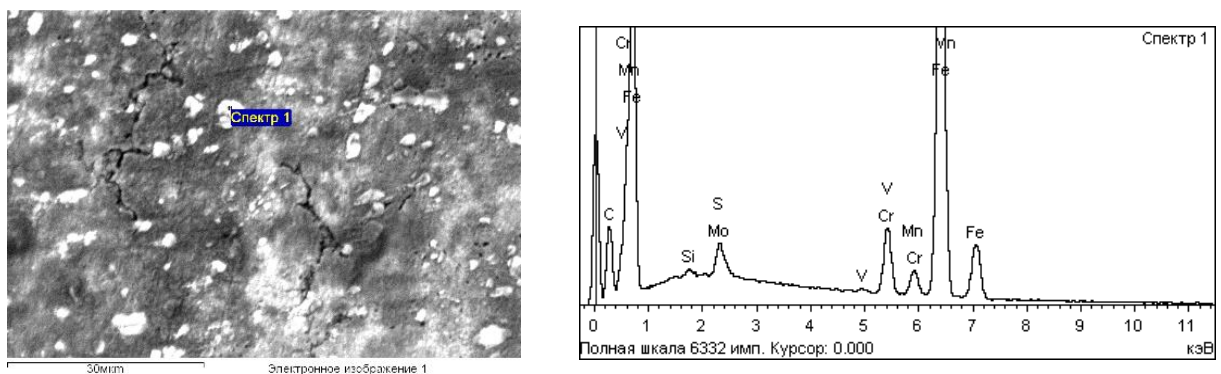
Досліджуючи структуру гину безпосередньо у зоні розтягу зафіксували практично одноманітну і типову феритну структуру з ланцюжками карбідів вздовж меж зерен. В околі зовнішньої і внутрішньої поверхонь труби на глибині до 200 мкм спостерігали великі (подекуди до 5 мкм) карбіди, а межі зерен травленням виявлялися гірше (рис. 4 а, б), порівняно з центральною частиною перерізу труби (рис. 4 в).

Під час тривалої експлуатації гину навколо великих (2...5 мкм) карбідів внаслідок повзучості утворюються мікропорожнини (рис. 5).

Мікрорентгенівським аналізом встановлено, що ці карбіди складно леговані хромом, молібденом і ванадієм (рис. 6). Отже вміст цих елементів у феритних зернах зменшується. При цьому опір повзучості металу з такою структурою теж зменшується. Як результат, полегшується повне відшарування карбідів від матриці з утворенням спочатку дрібних мікропорожнин на міжфазних межах карбід-матриця.

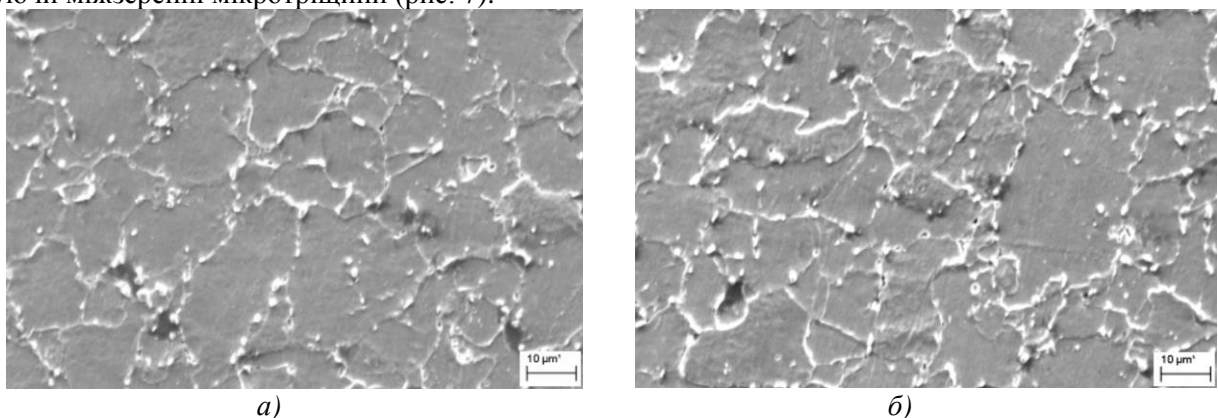


**Рис. 5.** Мікропорожнини у вигляді чорних точок на межах розділу карбідів з феритною матрицею сталі 12X1MΦ в діаметральному перерізі розтягнутої зони гину безпосередньо під внутрішньою поверхнею труби на віддалі 0,5 мм від реального зламу



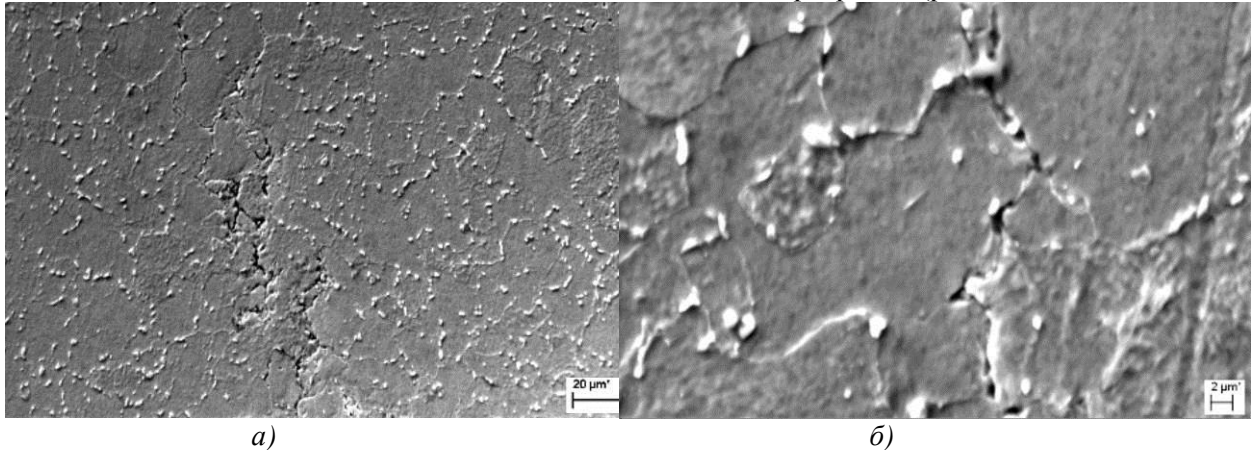
**Рис. 6.** Мікрорентгенівський аналіз карбіда в сталі 12X1MΦ у діаметральному перерізі розтягнутої зони гину безпосередньо під зовнішньою поверхнею труби на віддалі 0,5 мм від реального зламу

На пізнішому етапі повзучості карбіди повністю відриваються від матриці, утворюючи ланцюжки доволі великих (до 3 мкм) порожнин вздовж меж зерен (рис. 7а). Під час виготовлення і травлення шліфів карбіди, які втратили зв'язок з матрицею, легко усуваються і на їх місці залишаються сліди у вигляді пор. Під дією напружень, створюваних внутрішнім тиском пари у трубі та термічних напружень розтягу, що виникають під час зупинок технологічного процесу, та за впливу абсорбованої сталлю водою перетинки між цими порожнинами руйнуються, формуючи міжзеренні мікротріщини (рис. 7).



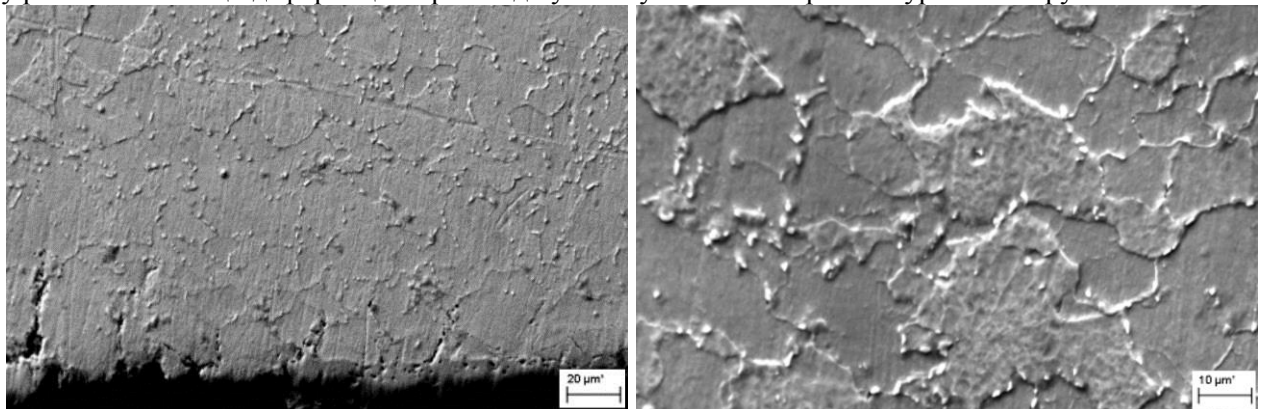
**Рис. 7.** Мікропорожнини на місці карбідів в сталі 12X1MΦ в діаметральному перерізі розтягнутої зони гину безпосередньо під внутрішньою поверхнею труби (а) та на віддалі 0,5 мм від реального зламу (б)

Дефекти у вигляді міжзеренних тріщин виникають і поширюються від зовнішньої поверхні труби. Оскільки на всіх етапах експлуатації парогонів на зовнішній поверхні труб, особливо в зоні розтягу гинів, завжди найвищі напруження розтягу, то, зрозуміло, що міжзеренні макротріщини повзучості виникають саме в цих зонах, шляхом злиття між собою мікротріщин (рис. 8).



**Рис. 8. Міжзеренні мікротріщини в діаметральному перерізі розтягнутої зони гину на глибині 1 мм від зовнішньої поверхні труби (а) та в серцевині її перерізу на віддалі 0,5 мм від реального зламу (б), які утворилися шляхом злиття мікропор навколо карбідів.**

Деяку іншу картину формування дефектів спостерігали в околі внутрішньої поверхні труби (рис. 9). Попри утворення порожнин навколо карбідів, міжзеренних тріщин повзучості тут не спостерігали навіть в околі реального зламу. Виявлені дефекти трактували скоріше як утворені під впливом робочого середовища, тобто корозійно-ерозійного походження. Зрозуміло, що в міру поглиблення тріщин повзучості від зовнішньої поверхні ці дефекти будуть теж відігравали активну роль в локалізації деформації і пришвидшуватимуть етап наскрізного ураження труби.



**Рис. 9. Структура сталі 12X1MΦ у діаметральному перерізі розтягнутої зони гину безпосередньо під внутрішньою поверхнею труби на віддалі 0,5 мм від реального зламу**

**Рис. 10. Мікроструктура на віддалі 2 мм від зламу на глибині 1 мм від внутрішньої поверхні труби**

Слід зауважити, з переходом від зовнішньої поверхні труби вглиб її перерізу зростає кількість зерен фериту, рельєф травлення на поверхні яких дозволяє віднести їх до зерен, які на початку експлуатації мали бейнітну структуру (рис. 10). Внаслідок експлуатації відбувся перерозподіл вуглецю і елементів легування з виділенням вздовж меж зерен карбідів. Причому вміст молібдену в цих зернах зменшився до 0,2...0,3 мас. %, а хрому – до 0,5...0,7 мас. %.

Практично такі самі структурні зміни в сталі спостерігали і на віддалі 15 мм від реального зламу (рис. 11). Слід зазначити, що кількість зерен з характерним рельєфом, які віднесли до бувших зерен бейніту зростає і в міру просування від реального зламу труби в напрямі до нейтральної зони, і в напрямі поперек стінки труби в напрямі від зовнішньої до внутрішньої поверхні труби.

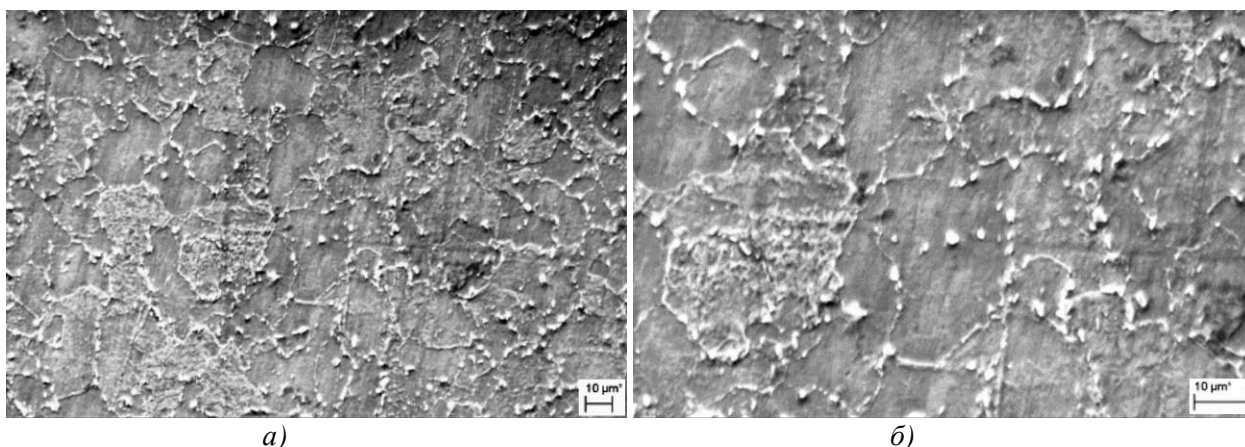


Рис. 11. Мікроструктура на віддалі 15 мм від зламу на глибині 1 мм від зовнішньої поверхні труби

*Механічні характеристики за розтягу.* Дослідження сталі 12X1MF з різних зон експлуатованого гину виявили, що за практично незмінності межі міцності  $\sigma_B$  (500 МПа і 492 МПа для зразків з зони розтягу і стиску відповідно) межа плинності  $\sigma_{0,2}$  зони розтягу зросла до 350 МПа, порівняно з 297 МПа у зоні стиску. Отже, якщо оцінювати за співвідношенням  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ , то запас пластичності сталі становив 0,6 для зони стиску і 0,7 для зони розтягу. Відзначили, що для металу безпосередньо зі зони розтягу ця невідповідність співвідношень буде ще вищою. Адже зразки із зони розтягу можна лише умовно вважати за такі, оскільки руйнувалися вони на віддалі не менше 50 мм від реальної зони розтягу в напрямі до нейтральної зони, а не в самій зоні розтягу, в якій виявили експлуатаційні тріщини повзучості в трубі.

Відзначили також, по-перше, значне зниження відносного звуження  $\psi$  металу зони розтягу гину (до 27% порівняно з 68% у зоні стиску). А, по-друге, невідповідність зміни характеристик пластичності в зоні розтягу. Адже, за впливу будь-яких інших чинників (термічне оброблення, зміцнення, легування) тенденція їх зміни однакова (обидві характеристики або зростають, або знижуються). У випадку металу зони розтягу  $\psi$  знижується, а відносне видовження  $\delta$  зростає до 27% (порівняно з отриманим для металу в зоні стиску 24,3%). Подібну тенденцію раніше зв'язали з розкриттям внутрішніх дефектів в деградованих теплостійких сталях та їх зварних з'єднаннях, які виникли на етапі тривалого впливу експлуатаційних температурно-силових і корозійних чинників [13]. Якщо це справедливо стосовно деградації сталі аналізованого гину, то можна стверджувати, що за кількістю таких дефектів зона розтягу є вищою, ніж зона стиску.

*Механічні характеристики за удару.* Найнижчі значення ( $KCV = 0,2$  МДж/м<sup>2</sup>) отримали для металу в околі зони розтягу. У зоні стиску  $KCV = 0,5$  МДж/м<sup>2</sup>, а в нейтральній – 0,6 МДж/м<sup>2</sup>. Отже, і за ударною в'язкістю, яка характеризує опір крихкому руйнуванню, метал зони розтягу не задовольняє вимоги до теплостійких сталей.

**Висновки:** Структурна деградація сталі внаслідок тривалого сумісного впливу напружень, температури та наводнювального середовища у вигляді пари проявилася перетворенням ферит-перлітної структури сталі 12X1MF на початку експлуатації у феритну з великими карбідами вздовж меж зерен. Такому перетворенню сприяли концентрація напружень у зоні розтягу гину, висока температура експлуатації та наводнювання сталі – чинники інтенсифікації дифузійного перерозподілу вуглецю і елементів легування з виділенням та коагуляцією карбідів вздовж меж зерен фериту. Великі розміри карбідів дали змогу припустити короточасні порушення температурно-силового режиму експлуатації, які суттєво інтенсифікували деградацію сталі на етапі трансформації її структури.

Подальша експлуатація сталі спричинила поетапне виникнення мікропор на межах розділу карбідів з феритною матрицею, їх злиття з остаточним відшаруванням карбідів від матриці, злиття утворених навколо карбідів порожнин з формуванням міжзеренних тріщин та їх злиттям аж до наскрізного пошкодження труби. Усі перелічені вище чинники впливу на деградацію структури сталі відіграли також визначальну роль на етапі виникнення мікропошкоджень, оскільки інтенсифікували не лише дифузійний перерозподіл елементів, але і високотемпературну повзучість, а значить утворення пор навколо карбідів і наступне міжзеренне руйнування.

Внаслідок деградації сталь втратила свій запас пластичності (зокрема, за співвідношенням границь плинності і міцності) та опір крихкому руйнуванню (за величиною ударної в'язкості

метал зони розтягу гину втричі гірший за метал з нейтральної зони: 0,2 МДж/м<sup>2</sup> і 0,6 МДж/м<sup>2</sup> відповідно).

У випадку великої кількості зупинок технологічного процесу з охолодженням системи (коли водень, абсорбований металом під час експлуатації, може спричинити на мікро структурному рівні внутрішнє сповільнене руйнування під напруженням, особливо за охолодження до кімнатної температури), подальшу експлуатацію металу з такою структурою (навіть якщо немає ознак міжзеренного розтріскування на поверхні труби) трактували як небезпечну.

1. *Мелехов Р.К.* Конструкційні матеріали енергетичного обладнання / Р.К. Мелехов, В.І. Похмурський. – К.: Наукова думка, 2003.– 382 с.
2. Оцінювання впливу зупинок технологічного процесу на зміну технічного стану металу головних парогонів ТЕС / [Никифорчин Г.М., Студент О.З., Кречковська Г.В., Марков А.Д.] // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2010. – Т. 46, №2. – С. 42–54. (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 / [Nykyforchyn H. M., Student O. Z., Krechkovs'ka H. V., Markov A. D.] // Materials Science. – 2010. – V 46, №2. – P. 177-189.)
3. *Соломаха М.А.*, О надежности гибов паропроводов из стали 12Х1МФ / М. А. Соломаха, С. И. Макобоцкий // Электрические станции. – 1988. – № 4. – С. 15–19.
4. *Беляев С.А.* Надежность теплоэнергетического оборудования ТЭС / С. А. Беляев, В. В. Литвак, С. С. Солод. – Томск: Изд-во НТЛ, 2008. – 218 с.
5. *Студент О.З.* Вплив тривалої експлуатації сталі 12Х1МФ з різних зон гину парогону ТЕС на її механічні характеристики / О. З. Студент, Л. М. Свірська, І. Р. Дзіоба // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – Т. 48, №2. – С. 111-118. (Influence of the long-term operation of 12Kh1M1F steel from different zones of a bend of steam pipeline of a thermal power plant on its mechanical characteristics / Student O. Z., Svirs'ka L. M., Dzioba I. R. // Materials Science. – 2012. – V. 48, №2. – P. 239-246.)
6. *Осташ О.П.* Циклічна тріщиностійкість сталей тривало експлуатованих згинів парогонів / О.П. Осташ, О. В. Вольдемаров, П. В. Гладиш // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – Т. 48, №4. – С. 14–24.
7. Структурна мікропошкоджуваність сталей парогонів ТЕС / О.П. Осташ, А.І. Кондир, О.В. Вольдемаров, П. В. Гладиш, М. В. Куречко // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2009. – Т. 45, №3. – С. 13–22. (Structural microdamageability of steels of the steam pipelines of thermal power plants / O. P. Ostash, A. I. Kondyr, O. V. Vol'demarov, P. V. Hladysh, M. V. Kurechko // Materials Science. – 2009. – V. 45, №3. – P. 340–349.)
8. *Бугай Н.В.* Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования / Н.В. Бугай, Т.Г. Березина, И.И. Трунин. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – 272 с.
9. *Ріпей І.В.* Значення вимірювання твердості у діагностуванні високотемпературних згинів труб / І.В. Ріпей, Р. М. Хімка // Енергетика та електрифікація. – 2009. – № 8. – С. 26-28.
10. Механіка руйнування та міцність матеріалів: Довідн. посібник у 9 т. / [під заг. ред. В. В. Панасюка, О.І. Балицького]. Т. 8: Міцність матеріалів і довговічність елементів конструкцій атомних електростанцій – К.: Академперіодика, 2005. – 544 с.
11. *Металлы.* Методы испытаний на растяжение: ГОСТ 1497–84. – Офіц. вид. – Москва: Стандартиформ, 2006. – 22 с.
12. *Металлы.* Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах: ГОСТ 9454–78. – Офіц. вид. – Москва: Издательство стандартов, 2008. – 12 с.
13. *Никифорчин Г.М.* Аномальный прояв високотемпературної деградації металу зварного з'єднання ошаднолегованої сталі / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, А. Д. Марков // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2007. – Т. 43, №1. – С. 73-79. (Abnormal manifestation of the high-temperature degradation of the weld metal of a low-alloy steel welded joint / H. M. Nykyforchyn, O. Z. Student, A. D. Markov // Materials Science – 2007. – V. 43, №1. – P. 77–84.)

Стаття надійшла до редакції 26.04.2013.