

УДК 621.181

СТРУКТУРНО-МЕХАНІЧНИЙ СТАН СТАЛІ 12Х1МФ ГИНУ ПАРОГОНУ ТЕС ПІСЛЯ ТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

І. О. ЦИБАЙЛО¹, Г. В. КРЕЧКОВСЬКА^{1,2}

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

² Національний університет "Львівська політехніка"

Проаналізовано механічні характеристики та структурні особливості теплозв'язаної сталі 12Х1МФ після тривалої експлуатації в гині парогону ТЕС. Виявлено зміну технічного стану металу різних ділянок гину та анізотропію властивостей по товщині стінки труби. Встановлено, що в розтягненій зоні гину біля зовнішньої поверхні труби сталь деградує інтенсивніше, ніж в інших зонах, що зумовлено найсприятливішими для повзучості експлуатаційними умовами.

Ключові слова: *теплотривка сталь, гини головних парогонів, деградація, механічні характеристики, структура, фрактографія.*

The mechanical characteristics and structural features of the heat-resistant 12X1MΦ steel after long-term operation in a bend of the TPP steam pipelines were analyzed. The change in the technical state of the metal of different zones of the bend was established and the anisotropy of properties across the section of the pipe wall were revealed. It was found that in the stretched zone of the bend near the outer surface of the pipe, steel degraded more intensively, which was due to the most favorable operating conditions for creep.

Keywords: *heat-resistant steel, bends of the main steam pipelines, degradation, mechanical characteristics, structure, fractography.*

Вступ. Оцінювання, контроль та відновлення робоздатності парогонів, експлуатованих за умов повзучості – одна з найважливіших проблем теплоенергетики багатьох країн [1, 2]. Загалом систему парогонів вважають однією з найуразливіших конструкцій, оскільки в трубах накопичуються мікропошкодження, які, розвиваючись до макродефектів, спричиняють аварії, насамперед, внаслідок руйнування гинів парогонів [3]. Понад 90% гинів пошкоджуються від зовнішньої поверхні труб [4]. Це дає можливість виявляти мікродефекти, суттєво підвищувати достовірність контролю, а також відновлювати робоздатність парогонів шляхом усунення пошкоджених поверхневих шарів металу. Водночас за такої практики зменшується поперечний переріз труб, який і так (зокрема через технологічні особливості виготовлення гинів) є найменшим саме в розтягненій зоні гину (РЗГ). Через це гини втрачають здатність витримувати робочі навантаження за впливу комплексу низки чинників (високі експлуатаційна температура та тиск пари, корозійний та наводнювальний впливи технологічного середовища, крутні та згинальні моменти, особливо під час відхилень від стаціонарного режиму експлуатації зі зупинками блоків, маса товстостінних труб з теплоізоляційними покриттями тощо). В результаті цього відбувається структурна деградація теплозв'язаних сталей [5–7], в них виникає розпорошена пошкодженість (спочатку у вигляді окремих пор, які, зливаючись, формують мікро-, а потім – макротріщини [8, 9]), що врешті-решт завершується руйнуванням парогонів.

Мета дослідження – оцінити експлуатаційну деградацію сталі 12Х1МФ різних

зон гину головного парогону ТЕС за структурними особливостями та механічними властивостями за випробувань на розтяг та удар.

Об'єкт та методи випроб. Досліджували механічні властивості металу гину (виготовленого з труби $\varnothing 325 \times 38$ mm) після $\sim 286 \cdot 10^3$ h високотемпературної ($\sim 545^\circ\text{C}$) експлуатації на головному парогоні ТЕС. Радіус і кут його загинання становив 1370 mm і 90° , відповідно. Оцінювали технічний стан сталі з розтягнутої (I), стисненої (III) та нейтральної (II) зон гину (рис. 1). Крім того, структурно-механічний стан сталі гину аналізували на трьох рівнях по товщині стінки труби (біля зовнішньої (1) і внутрішньої (3) поверхонь, а також з її центральної частини (2)). Для механічних випробувань вирізали тангенціальні до осі труби зразки, орієнтація поверхонь руйнування яких відповідала напрямку поширення типових осьових пошкоджень у гинах, експлуатованих на головному парогоні.

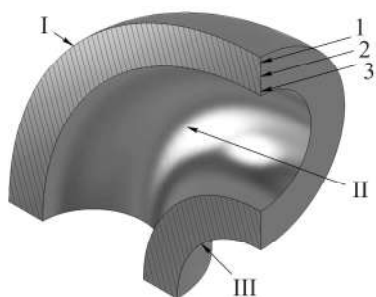


Рис. 1. Схема зон гину (I – розтягнена; II – нейтральна; III – стиснена) та рівні по товщині стінки труби (біля зовнішньої (1) та внутрішньої (3) поверхонь труби гину, а також в центрі її перерізу (2)).

Fig. 1. Scheme of bend zones (I – stretched; II – neutral; III – compressed) and levels across the pipe wall (near the outer (1) and the inner (3) surfaces of the bend pipe and in the center of its section (2)).

Ступінь деградації сталі усіх зон гину оцінювали за характеристиками міцності (границями міцності σ_{UTS} та плинності σ_{YS}) і пластичності (відносними видовженням δ та звуженням ψ). Циліндричні зразки $\varnothing 5$ mm та довжиною робочої частини 25 mm випробовували на розривній машині УМЕ-10Т за швидкості деформування $3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ [10]. Ударну в'язкість визначали на зразках Менаже (з U-подібним концентратором) розміром $10 \times 10 \times 55$ mm. Усі зразки випробовували на маятниковому копрі типу ІО-5003. Хімічний склад сталі гину визначили на оптичному іскровому атомно-емісійному спектрометрі SPECTROMAX LMF 0,5. Для металографічних та фрактографічних досліджень використали сканівний електронний мікроскоп EVO 40XVP.

Результати досліджень. За вмістом хімічних елементів експлуатована сталь відповідала складу, регламентованому для сталі 12X1МФ (табл. 1).

Таблиця 1. Хімічний склад експлуатованої сталі 12X1МФ гину парогону ТЕС, mass%

C	Si	Mn	Cr	S	P	Cu	Ni	V	Mo	Fe
0,10	0,22	0,50	0,84	0,01	0,0005	0,2	0,19	0,23	0,28	Решта
ТУ 14-3-460:2009										
0,1...0,15	0,17...0,37	0,4...0,7	0,9...1,2	<0,025	<0,025	<0,2	<0,25	0,15...0,3	0,25...0,3	Решта

Металографічні дослідження. Внаслідок високотемпературної деградації формується термодинамічно обумовлена рівноважна для теплотривких сталей феритно-карбідна структура [11]. Відомо [12, 13], що через високу температуру (545°C) елементи легування і вуглець дифундують, сприяючи утворенню складнолегованих Mo і Cr карбідів: M_7C_3 , $M_{23}C_6$ і M_6C . Упродовж експлуатації майже незмінним залишається лише вміст карбіду VC. Послідовність зміни фазового складу карбідів у результаті експлуатації такий: $M_3C + VC + Mo_2C \rightarrow M_{23}C_6 + M_7C_3 + VC + Mo_2C \rightarrow VC + M_{23}C_6 + M_7C_3 + M_6C$ [14, 15]. Межі зерен вважають термодинамічно вигідними місцями для їх утворення. Через жорсткі температур-

но-силові умови експлуатації парогонів, зокрема маневровий режим роботи та неминучі деформаційні процеси в різних зонах гину, когезія між карбідами та матрицею слабшає. Цьому сприяє відмінність їх коефіцієнтів температурного розширення [16]. Внаслідок таких процесів навколо карбідів виникають пори, які є пастками для водню [13].

Виявили, що найбільші за розмірами карбіди утворюються вздовж меж феритних зерен у РЗГ. У структурі сталі переважали подовгуваті (до $4\ \mu\text{m}$) карбіди межами зерен з незначною кількістю всередині них розміром до $0,5\ \mu\text{m}$ (рис. 2). Що більші за розмірами карбіди формувалися вздовж меж, то вищі напруження виникали вздовж їх інтерфейсу з феритною матрицею (через невідповідність коефіцієнтів термічного розширення), а отже, пришвидшувалася декогезія міжфазними межами фериту з карбідами з формуванням уздовж меж зерен пор, сумірних з розмірами цих карбідів. Акумуляований металом під час тривалої експлуатації водень інтенсифікував ці процеси на всіх етапах. Достатні напруження розтягу та акумуляований на межах між карбідами та феритною матрицею водень сприяли передумовам для порушення когезії міжфазних меж, зародження мікропор та руйнування перетинок між ними.

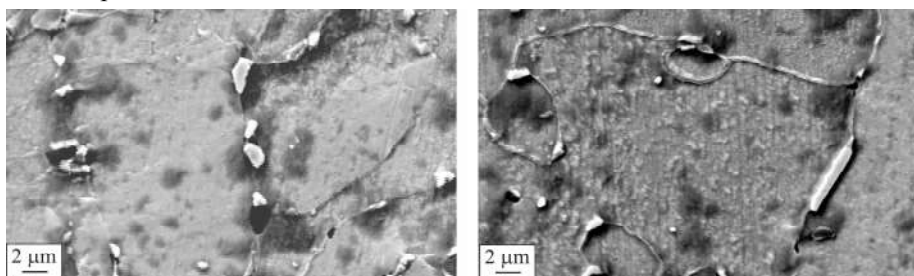


Рис. 2. Типова мікроструктура експлуатованої сталі 12X1МФ розтягнутої зони гину біля зовнішньої поверхні труби.

Fig. 2. Typical microstructure of operated 12X1MФ steel in the stretched zone of the bend near the pipe outer surface.

Крім того, встановили, що у РЗГ феритні зерна дещо витягнуті поперек стінки труби (рис. 3а). Але така особливість характерна лише для структури сталі біля зовнішньої поверхні труби, де найсприятливіші силові умови для повзучості, і менше проявляється біля внутрішньої. Водночас у центральній частині перерізу виявили практично рівновісні дрібні зерна розміром $10...15\ \mu\text{m}$ і дещо більші (до $60\ \mu\text{m}$) неправильної форми (рис. 3б).

Вважали, що під час високотемпературної експлуатації сталі на локальних ділянках труби постійно виникають сприятливі для рекристалізації умови (у т.ч. і збиральної), які власне і забезпечували “вимітання” карбідів зсередини зерен на їх межі. Здатність мігрувати зберігають лише ті відрізки меж, на яких відсутні включення і довжина яких достатня, щоб вигинатися. Це спричиняє появу значної кількості дрібних зерен (внаслідок вигинання незакріплених карбідами відрізків меж великих зерен з утворенням петель), які поширюються вглиб суміжних зерен, аж поки не натрапляють на своєму шляху на карбіди, які призупиняють їх ріст і перешкоджають подальшій міграції. Така міграція меж зерен з формуванням нових дрібніших зерен (практично вільних від карбідів всередині) та закріплення їх меж карбідами на шляху міграції відбуваються безперервно, бо є всі необхідні чинники для рекристалізації (і температура, і деформація внаслідок повзучості, і достатньо тривалий їх вплив під час експлуатації). Підтверджує це припущення виявлений значний градієнт за розмірами (від 7 до $50\ \mu\text{m}$) і формою (від рівновісної до неправильної) зерен у центральній частині перерізу труби з менш

сприятливими силовими умовами для повзучості, а отже, і для міграційної перебудови форми зерен. Рекристалізація і “вимітання” карбідів зсередини зерен тут ще не завершилися, тому дрібні зерна зберігають рівновісність, а всередині великих неправильної форми все ще багато крупних глобулярних карбідів (рис. 3b). Тоді як біля зовнішньої поверхні труби форма зерен залишалася в основному витягнутою (розміри їх півосей у середньому становили 15 і 40 μm), а карбідів всередині них майже не було (рис. 3a).

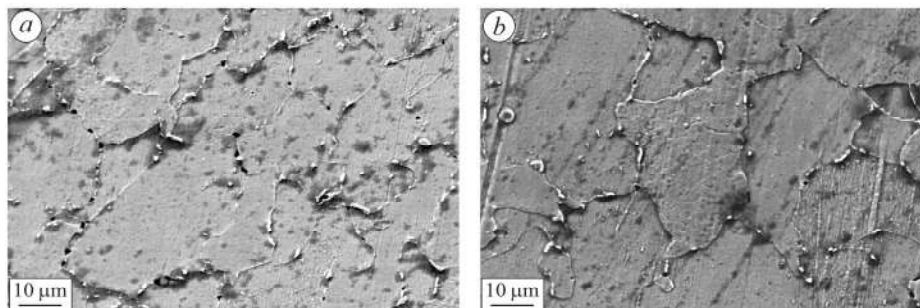


Рис. 3. Структура сталі розтягнутої зони гину біля зовнішньої поверхні (a) та в центрі перерізу (b) труби.

Fig. 3. Steel structure in the stretched zone of the bend near the outer surface (a) and in the center of the pipe cross-section (b).

Механічні властивості гину. Аналіз механічних характеристик сталі 12Х1МФ гину головного парогону ТЕС засвідчив, що незалежно від розташування зразків по товщині стінки труби значення границі міцності σ_{UTS} в усіх зонах гину нижчі, ніж регламентовані (табл. 2). Винятком стало лише значення для металу стисненої зони гину, і то тільки біля зовнішньої поверхні труби. Значення границі плинності σ_{YS} перевищили встановлене граничне лише для металу РЗГ, тоді як у нейтральній та стисненій – були нижчі.

Таблиця 2. Механічні характеристики сталі 12Х1МФ різних зон гину, визначені на зразках тангенціальної орієнтації

Зона гину	Розташування зразків в перерізі труби (позначення згідно з рис. 1)	σ_{UTS}	σ_{YS}	δ	ψ	KCU
		МПа		%		MJ/m ²
I	1	415	283	13,8	39,3	0,23
	2	435	293	18,3	68,2	0,65
	3	431	303	19,0	72,9	1,13
II	1	431	285	21,0	72,6	1,34
	2	380	227	25,6	75,0	1,45
	3	405	251	21,6	75,8	1,59
III	1	455	262	23,8	74,6	1,45
	2	387	210	25,8	74,8	1,57
	3	384	204	26,5	76,2	1,79
ТУ 14-3460:2009		441...637	> 274	> 19	> 50	> 0,49

Відносне видовження δ сталі з РЗГ виявилось меншим, ніж регламентоване, причому в усьому перерізі труби (табл. 2). Зокрема, біля зовнішньої її поверхні втрата пластичності сталі досягала 27%, в центрі перерізу труби – майже 4%, а біля внутрішньої поверхні відносне видовження було на межі мінімально-допус-

тимого. Відносне звуження ψ для цієї зони в центрі перерізу труби та в околі внутрішньої її поверхні було вищим, ніж регламентоване. Тоді як біля зовнішньої поверхні втрата пластичності за параметром ψ досягала 21%. Водночас характеристики пластичності стисненої та нейтральної зон гину перевищували регламентовані рівні (табл. 2). Зокрема, за показником δ запас пластичності сталі в зовнішньому, центральному та внутрішньому прошарках стінки труби у стисненій зоні гину був більший за регламентоване значення на 10; 34 та 14%, відповідно, а у нейтральній зоні – на 25; 35 та 39%, відповідно. Пластичність за характеристикою ψ металу стисненої зони гину в околі зовнішньої поверхні перевищила регламентоване мінімальне значення на 45%, а в центральній частині стінки труби та біля її внутрішньої поверхні – на 50 та 52%. У нейтральній зоні гину запас пластичності сталі становив 49% (біля зовнішньої поверхні та в центрі перерізу труби) та 52% (біля внутрішньої поверхні). Отже, за характеристиками пластичності лише метал РЗГ, починаючи від зовнішньої поверхні труби і практично в усьому її перерізі, перестав задовольняти вимоги регламенту, що, відповідно, могло сприяти поширенню тут руйнування. Тоді як метал нейтральної і стисненої зон цього ж гину все ще не втратив запасу пластичності. Такий градієнт за характеристиками пластичності сталі вздовж периметра труби на ділянці її гину особливо небезпечний, оскільки сприяє локалізації деформівних процесів саме в РЗГ та ще й з мінімальною товщиною стінки труби.

Ударна в'язкість сталі. За результатами випробувань металу з гину виявили такі закономірності зміни ударної в'язкості і по товщині стінки труби, і в різних зонах гину (табл. 2). Незалежно від зони гину значення KCU біля зовнішньої поверхні труби виявилися найнижчими, а біля внутрішньої – найвищими. Згідно з регламентом значення KCU , визначені на тангенціально орієнтованих зразках Менаже, не повинні бути меншими за $0,49 \text{ MJ/m}^2$. Проте ця вимога порушилася для експлуатованої сталі з РЗГ. Зокрема, значення KCU металу РЗГ біля зовнішньої поверхні труби знизилось більш ніж удвічі, хоча біля внутрішньої, навпаки, перевищувало регламентоване у 2,3 рази. При цьому для металу зі стисненої зони гину біля обох поверхонь труби воно перевищувало мінімально допустиме лише у 2,7 і 3,2 рази, а в нейтральній зоні – у 3,0 і 3,7 разів, відповідно. Водночас для металу в центрі стінки труби у розтягненій, стисненій і нейтральній зонах гину перевершувало регламентоване в 1,3; 3,0 і 3,2 рази, відповідно. Отже, попри відсутність наскрізного пошкодження, ресурс гину за опором крихкому руйнуванню вичерпався лише в РЗГ, причому тільки в околі зовнішньої поверхні труби. Тобто за ударною в'язкістю, як і за характеристиками пластичності, виявили доволі суттєвий градієнт по периметру труби з найнижчим значенням KCU для металу РЗГ в околі зовнішньої поверхні труби. Це ще раз підтверджує, що попри відсутність тріщин на зовнішній поверхні труби у РЗГ, яка передує наскрізному руйнуванню гину від повзучості, аналізований гин необхідно зняти з експлуатації через втрату металом роботоздатності.

Фрактографічні особливості за випробувань на ударну в'язкість. В околі зовнішньої поверхні труби виявили найбільші за розмірами карбіди, розташовані вздовж нормально орієнтованих до дії тангенціальних (колових) напружень меж зерен. Що більші за розмірами карбіди формувалися вздовж меж зерен, то вищі напруження мали би виникати на межі їх поділу з феритною матрицею, а отже, пришвидшуватися декогезія вздовж їх міжфазних меж з подальшим зародженням пор на межах зерен, розміри яких сумірні з розмірами карбідів [17]. Когезія карбідів з матрицею біля зовнішньої поверхні труби знизилася настільки, що під час руйнування зразків на удар вони не втримувалися в порах, утворених навколо них, і тому їх практично не фіксували на дні ямок в'язкого рельєфу на зламах зраз-

ків, вирізаних біля зовнішньої поверхні РЗГ (рис. 4). До того ж карбіди відсутні також на ділянці крихкого доламу зразків з типовим крізьзеренним руйнуванням і характерними річковими візерунками на фасетках відколу (рис. 4b).

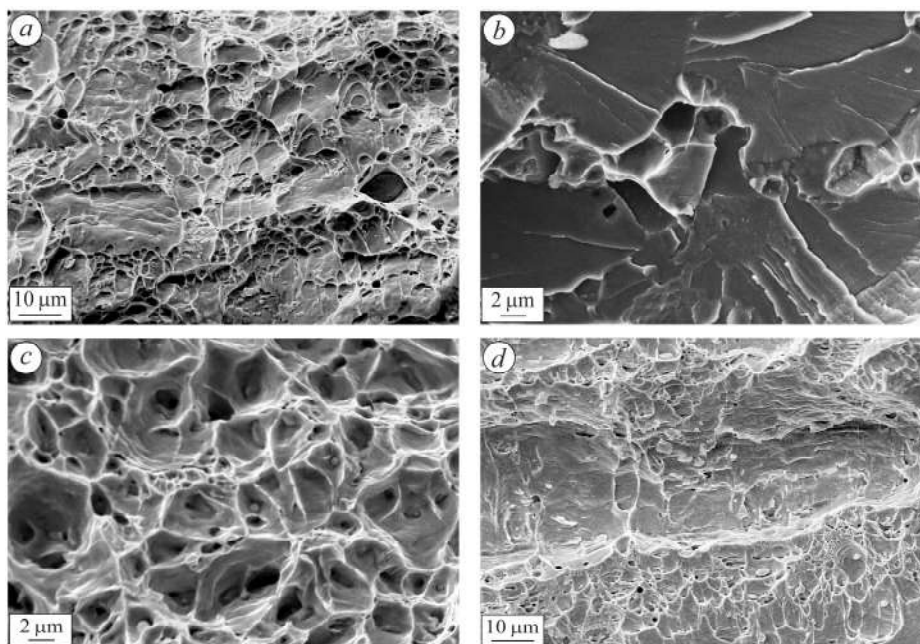


Рис. 4. Особливості рельєфу зламів ударних зразків, вирізаних біля зовнішньої (a, b) та внутрішньої (c, d) поверхонь труби.

Рис. 4. Relief features of fracture surfaces of impact specimens cut at the outer (a, b) and inner (c, d) surfaces of the pipe.

Водночас на зразках, вирізаних з РЗГ біля внутрішньої поверхні труби, де коагуляція і декогезія карбідів ще не відповідали критично деградованій сталі, вони залишалися практично у кожній ямці навколо них (рис. 4c, d). Отже, на цьому рівні по товщині стінки труби навіть в РЗГ карбіди все ще зберігали високу когезію з матрицею, що є доказом меншої пошкодженості металу у вигляді пор навколо карбідів біля внутрішньої поверхні труби.

ВИСНОВКИ

Металографічними дослідженнями виявлено феритно-карбідну структуру у всіх зонах гину парогону. Встановлено, що біля зовнішньої поверхні труби РЗГ деградувала інтенсивніше, що пов'язано з повзучістю. Це проявилось у зміні форми зерен, які витягувались поперек стінки труби, а також виділенні великих карбідів уздовж меж зерен. Значення характеристик міцності (σ_{UTS} та σ_{YS}) зразків зі сталі 12X1МФ практично усіх зон та на всіх рівнях по товщині стінки труби гину були нижчі за регламентовані. Лише значення границі плинності (σ_{YS}) для металу РЗГ було дещо вищим, але при цьому відносне видовження δ не відповідало вимогам. Сталь біля зовнішньої поверхні труби гину мала особливо низький запас пластичності, оскільки обидві її характеристики були значно меншими за регламентовані. Низьке значення ударної в'язкості сталі з РЗГ гину біля зовнішньої поверхні труби корелює з її відносними звуженням та видовженням. Слабкий опір крихкому руйнуванню вважали прямим свідченням досягнення металом РЗГ критичної деградації. Фрактографічний аналіз зламів ударних зразків підтвердив сильнішу деградацію сталі РЗГ в околі зовнішньої поверхні труби, яка проявилася декогезією карбідів від матриці на всіх етапах поширення руйнування зразків.

1. *Janovec J., Polachova D., and Junek M.* Lifetime Assessment of a Steam Pipeline // Acta Polytechnica. – 2012. – **52**, № 4. – P. 74–79. DOI: <https://doi.org/10.14311/1596>
2. *Zieliński A., Dobrzański J., and Józwick T.* Assessment of loss in life time of the primary steam pipeline material after long-term service under creep conditions // J. of Achievements in Mater. and Manufact. Eng. – 2012. – **54**, № 1. – P. 67–74. <https://www.researchgate.net/publication/268443495>
3. *Dobrzański J., Krztoń H., and 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. of Achievements in Mater. and Manufact. Eng. – 2007. – **23**, № 2. – P. 19–22.
4. *Ranking of the Mechanical characteristics of steels of steam pipelines of thermal power plants by their sensitivity to in-service degradation / O. Z. Student, H. V. Krechkovska, L. M. Svirskaya, B. I. Kindratskiy, and V. V. Shyrokov // Materials Science. – 2021. – **57**, № 3. – P. 404–412. DOI: 10.1007/s11003-019-00227-w*
5. *Svirskaya L. M.* Structural attributes of operational degradation of a bend of the main steam pipe line of a thermal power station // Metallofizika i Noveishie Tekhnol. – 2011. – **33** (spec. iss.). – P. 427–435.
6. *Dzioba I. R.* Properties of 13KhMF steel after operation and degradation under the laboratory conditions // Materials Science. – 2010. – **46**, № 3. – P. 357–364. DOI: 10.1007/s11003-010-9297-x
7. *Automatic selection and quantitative analysis of carbides on grain boundaries of 12Kh1MF steel after operation at a steam pipeline of a thermal power plant / R. A. Vorobel', I. M. Zhuravel', L. M. Svirskaya, and O. Z. Student // Materials Science. – 2011. – **47**, № 3. – P. 393–400. DOI: 10.1007/s11003-011-9408-3*
8. *Visualization of fractographic signs of operational degradation of heat-resistant steel for estimating its actual structure-mechanical state / H. Krechkovska, O. Student, M. Hredil, I. Tsybailo, M. Holovchuk, and I. Shtoyko // Proc. Struct. Int. – 2022. – **42**. – P. 1398–1405. DOI: 10.1016/j.prostr.2022.12.178*
9. *Predicting the state of heat-resistant steel of a steam pipeline at a TPP taking into account changes in its strength due to operational damage / H. Krechkovska, V. Sylovanyuk, O. Student, and A. Chornenkyi // Proc. Struct. Int. – 2022. – **36**. – P. 43–50. DOI: 10.1016/j.prostr.2022.01.001*
10. *ДСТУ ISO 6892-1:2019* Металеві матеріали. Випробування на розтяг. Ч. 1. Метод випробування за кімнатної температури (ISO 6892-1:2016, IDT).
11. *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 / H. M. Nykyforchyn, O. Z. Student, H. V. Krechkovska, and A. D. Markov // Materials Science. – 2010. – **46**, № 2. – P. 177–189. DOI: 10.1007/s11003-010-9288-y*
12. *Thermodynamic evaluation of carbide precipitates in 2.25Cr–1.0Mo steel for determination of service degradation / B. A. Marinkovic, R. R. de Avillez, S. K. Barros, F. C. R. Assunção // Mater. Res. – 2002. – **5**, № 4. – P. 491–495. DOI: 10.1590/S1516-14392002000400016*
13. *Baltušnikas A., Levinskas R., and Lukošiušė I.* Kinetics of carbide formation during ageing of pearlitic 12X1MF steel // Materials Science (Medžiagotyra). – 2007. – **13**, № 4. – P. 286–292.
14. *The evolution of complex carbide precipitates in a low alloy Cr–Mo–V steel after long-term aging treatment / Zili Liu, Chunming Liu, Lede Miao, Xiaofei Guo, Jianhua Ding, and Hanqian Zhang // Materials. – 2019. – **12**:1724. DOI: 10.3390/ma12101724*
15. *Igwemezie V. C., Ugwuegbu C. C., and Mark U.* Physical metallurgy of modern creep-resistant steel for steam power plants: microstructure and phase transformations // J. of Metallurgy. – 2016. – **2016**. – ID 5468292. – 19 p. DOI: 10.1155/2016/5468292
16. *Krechkovska G. V.* Structural changes in exploitation of steam power plant pipeline 15Kh1MF-type steel concerning with shut downs of power units // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2008. – **30** (spec. iss.). – P. 701–711.
17. *Influence of the long-term operation of 12Kh1MF steel of the bends of main steam pipelines of thermal power plants on its mechanical properties / O. Z. Student, H. V. Krechkovska, T. E. Palashchuk, Ya. M. Hladkyi // Materials Science. – 2018. – **53**, № 4. – P. 460–467. DOI: 10.1007/s11003-018-0095-1*