

УДК 620.178:620.181

О.З. Студент, Г.В. Кречковська, А.Д. Марков
ВПЛИВ ТЕПЛОЗМІН У ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ВОДЕНЬВМІСНОМУ
СЕРЕДОВИЩІ НА ДЕГРАДАЦІЮ СТАЛІ 15X1M1Ф ПАРОГОНІВ ТЕС

Проаналізовано вплив зупинок технологічного процесу на ТЕС на зміну структури, механічних властивостей та механізмів руйнування теплотривкої парогінної сталі 15X1M1Ф. Виявлено, що зростання кількості зупинок може істотно інтенсифікувати структурні зміни в ній. Розкрито етапність структурних змін, накопичення пошкод у теплотривкій сталі та встановлено, що деградація механічних характеристик сталі після більшої кількості зупинок є істотною. Розроблено метод оцінювання технічного стану експлуатованої сталі 15X1M1Ф парогонів ТЕС.

Ключові слова: теплотривкі сталі, зупинки технологічного процесу, парогони ТЕС, структурні зміни, анізотропія механічних властивостей.

Форм. 1. Табл. 1. Рис. 11. Літ. 9.

А.З. Студент, Г.В. Кречковская, А.Д. Марков
ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОСМЕН В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВОДОРОДСОДЕРЖАЩЕЙ
СРЕДЕ НА ДЕГРАДАЦИЮ СТАЛИ 15X1M1Ф ПАРОПРОВОДОВ ТЭС

Проанализировано влияние остановок технологического процесса на ТЭС на изменение структуры, механических свойств и механизмов разрушения теплостойкой паропроводной стали 15X1M1Ф. Обнаружено, что с увеличением количества остановок существенно интенсифицирует структурные изменения в ней. Раскрыты этапы структурных изменений, накопления повреждений в теплостойкой стали та установлено, что деградация механических характеристик стали после большего количества остановок есть существенная. Разработано метод оценивания технического состояния эксплуатируемой стали 15X1M1Ф парогонів ТЭС.

Ключевые слова: теплостойкие стали, остановки технологического процесса, парогонів ТЭС, структурные изменения, анизотропия механических свойств.

A. Student, H. Krechkovska, A. Markov
THE INFLUENCE OF HEATCYCLES IN HEAT TEMPERATURE HYDROGENATED
ENVIRONMENT ON DEGRADATION OF 15KH1M1F STEEL OF THE HEAT POWER
PLANT

The influence of shut-downs of operating procedure on the structural changes, mechanical properties and fracture mechanical of heat-resistant 15Kh1M1F steel for steam pipelines was analyzed. It was revealed that increasing of number of shut downs can essentially intensify of structural changes in metal. Stages of structural changes and damages accumulation in heat-resistant steel were revealed. It was found that degradation of mechanical characteristics after a large numbers of shut-down is essential.

Keywords: heat-resistant steel, main steam pipeline of thermal power plant, shutdowns of technological process, structural change, anisotropy of mechanical characteristics.

Постановка проблеми. На сьогодні оцінка роботоздатності теплоенергетичного устаткування є особливо актуальною проблемою для України. Адже вже на кінець 2005 року кількість теплоенергетичного устаткування з терміном експлуатації 30 і більше років складала 80% [1]. Разом з тим для обґрунтованого продовження терміну їх експлуатації потрібна достовірна інформація про властивості саме тривало експлуатованого металу. Проте багатофакторність експлуатаційних впливів ускладнює узагальнення інформації та наукове вирішення проблеми в цілому. До основних чинників, які викликають втрату металом початкової роботоздатності, відносять: робочі температуру, тиск середовища [2] та тривалість його експлуатації [3-4]. Також звертає на себе увагу такий технологічний чинник як кількість зупинок технологічного процесу [5-7], котрі супроводжуються значними динамічними перевантаженнями (особливо під час зупинок в нерегламентованому режимі). Практика експлуатації ТЕС впродовж останніх 10-15 років за маневреного режиму роботи з частими пусками—зупинками технологічного процесу свідчить про частіше виникнення пошкоджень. Останнім часом експлуатаційну деградацію парогонів ТЕС пов'язують з деструктивною дією водню. На це вказують не лише досвід їх експлуатації, але і значне зниження механічних характеристик в результаті термоцикування сталей у газоподібному водні в лабораторних умовах, яке спричиняє значну трансформацію мікроструктури металу. Отже, можна припустити, що зупинки технологічного процесу під час експлуатації теплотривких сталей на головних парогонів ТЕС можуть інтенсифікувати деградацію, змінивши їх мікроструктуру та знизивши механічні характеристики. Тому врахування впливу теплосмін на деградацію структури та властивостей тривало експлуатованих наводнених сталей парогонів є завданням, яке актуальне і з наукової, і з прикладної точок зору.

Мета дослідження є оцінювання стану деградованої сталі на основі досліджень структурних змін, механічних властивостей та механізмів руйнування теплостійкої сталі головних парогонів ТЕС після її високотемпературної деградації у наводнювальних середовищах за експлуатаційних і модельних лабораторних умов та запропонування методу, який враховуватиме інтенсифікацію зміни її технічного стану за впливу теплосмін під час зупинок технологічного процесу.

Об'єкт досліджень та використані методики. Досліджували сталь 15X1M1Ф у вихідному стані (з труб запасу) та після $\sim 2 \cdot 10^5$ год експлуатації за температури до 545°C і тиску до 24 МПа на головних парогонях ТЕС. Діаметр і товщина стінки труб становили 325 і 60 мм відповідно. Для з'ясування впливу зупинок технологічного процесу на інтенсивність деградації порівняли стан сталі експлуатованої впродовж $\sim 2 \cdot 10^5$ год відповідно на різних блоках ТЕС. Метал з цих шести блоків був після практично однакової тривалості експлуатації, проте різної кількості вимушених N_e і загальної кількості N_z зупинок технологічного процесу. Для сталі 15X1M1Ф для досліджень вибрали метал з блоку № 2 $N_z = 501$, а $N_e = 219$ та з блоку № 6 $N_z = 576$, $N_e = 283$.

Деградацію сталей моделювали термоцикуванням зразків у газоподібному водні згідно відомої методики [8]. Технічний стан металу оцінювали за кімнатної температури, визначаючи характеристики міцності і пластичності за розтягу (у тому числі електролітично наводнених зразків), твердість, ударну в'язкість та характеристики статичної і циклічної тріщиностійкості (ЦТ). Зразки на розтяг наводнювали у водному розчині сірчаної кислоти з додаванням 2 г/л тіосечовини за густини струму 50 mA/cm^2 . Після їх попереднього наводнювання впродовж 0,25 год їх розтягували на повітрі, або в середовищі за безперервного наводнювання. Анізотропію деградації і її градієнт по товщині стінки труб оцінювали за результатами випроб розтягом (гладких циліндричних зразків $\varnothing 5 \text{ мм}$) та на удар (призматичних зразків з V - та U - подібними надрізами) осьових ($L-R$), тангенціальних ($C-L$) та радіальних ($R-C$) зразків, вирізаних на трьох рівнях по товщині стінки труб.

Для випроб на тріщиностійкість сталей використали балкові зразки ($10 \times 20 \times 160 \text{ мм}$) з крайовим надрізом. Статичну тріщиностійкість K_c визначали за випроб триточковим згином, а ЦТ – консольним згином частотою 10 Гц з побудовою кінетичних діаграм втомного руйнування (КДВР) у номінальних і ефективних координатах. Визначали номінальні ΔK_{th} та ефективні $\Delta K_{th \text{ eff}}$ (з урахуванням закриття тріщини (ЗТ) порогові розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН), а ефект ЗТ оцінювали методом податливості.

Металографічні дослідження проводили на оптичному мікроскопі Neofot-21 та сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP із системою мікрорентгенівського спектрального аналізу INCA Energy 350, а фрактографічні – на сканівних електронних мікроскопах EVO-40XVP та Hitachi S-2600N.

Основні результати дослідження. Сталі з труб запасу властива ферит-бейнітна структура з майже рівномірним розподілом зерен фериту і бейніту в усьому їх перерізі (рис. 1а, крива 1).

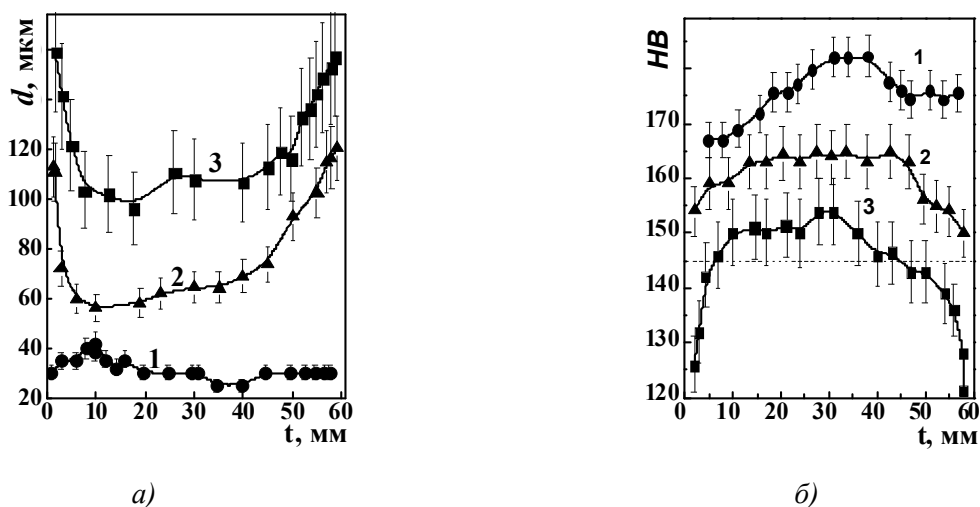


Рис. 1. Зміна середнього діаметра зерен d (а) та твердості HB (б) поперек стінки труб зі сталі 15X1M1Ф залежно від віддалі t від їх зовнішньої поверхні для сталі у вихідному стані (1) та після експлуатації на блоках № 6 (2) та № 2 (3)

Біля зовнішньої і внутрішньої поверхонь труб домінували зерна фериту розміром 27...33 мкм, що є наслідком знеуглечення, а зерна бейніту (30...40 мкм) почали з'являтися лише на глибині 0,5...0,7 мм від бічних поверхонь труб. За вищої роздільної здатності всередині зерен високовідпущеного бейніту спостерігали дрібні карбіди (0,05...0,1 мкм), розташовані вздовж меж його пластин. У мікроструктурі експлуатованої сталі виявили ознаки перерозподілу вуглецю. Біля внутрішньої і зовнішньої поверхонь експлуатованих труб феритна структура збереглася (рис. 2а), однак елементи легування у феритній матриці практично відсутні. Межі зерен фериту майже не травилися і лише за розташуванням ланцюжків карбідів судили про їх розміри. Зокрема, в сталі з блоку № 6 вони зросли до 56...120, а з блоку № 2 – до 96...159 мкм (рис. 1а, криві 2 і 3). Це вказує на укрупнення зерен, а розсіпання меж розділу між невеликими суміжними зернами слід розглядати як етап цього процесу. В діаметральному перерізі експлуатованих труб спостерігали міжзеренні тріщини, які поширювалися на глибину до 50 мкм від їх зовнішніх поверхонь (рис. 2б). Внаслідок високотемпературної взаємодії металу з повітрям простір між берегами тріщин заповнили оксиди. Їх об'єм істотно перевищує об'єм металу, тому виникають напруження, що розкривають тріщини і сприяють їх поглибленню.

Загалом, внаслідок експлуатації сталі твердий розчин збіднюється на елементи легування, а вздовж меж зерен виділяються і коагулюють складнолеговані хромом і молібденом карбіди. Глибина від зовнішньої поверхні труб, на якій спостерігали знеуглечення матриці з виділенням карбідів вздовж меж зерен, залежить від кількості зупинок технологічного процесу, і сягає 7 і 9 мм для сталі, експлуатованої на блоках № 6 і № 2 відповідно. Зі збільшенням кількості зупинок відзначили також більший розкид даних по d (рис. 1а), а також декогезію великих (1...2 мкм) карбідів від матриці (рис. 2в). Декогезію менших карбідів було методично складно виявити.

У структурі експлуатованого металу часто фіксували відшарування включень сульфідів марганцю від матриці (рис. 2г), або сліди від них у вигляді характерних стрічок з великих ямок. Оскільки розміри сульфідів істотно перевищували розміри карбідів, то можна було кількісно проаналізувати долю сульфідів з ознаками декогезії від матриці. Виявлено, що після більшої кількості зупинок доля відокремлених сульфідів зросла на 75%. Це дає підстави припустити, що подібна тенденція збережеться також стосовно декогезії карбідів вздовж меж зерен.

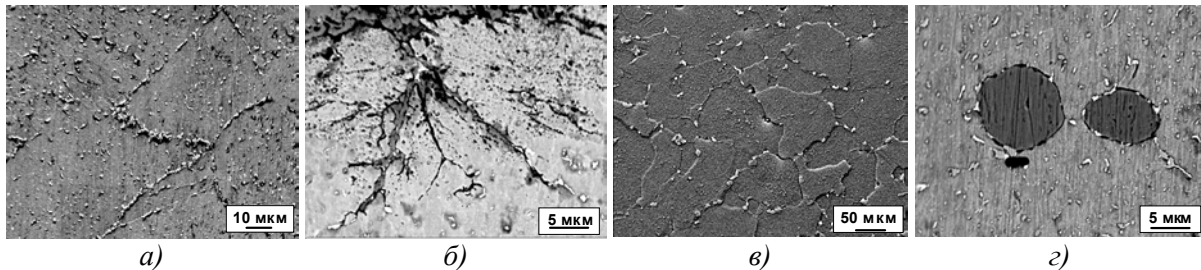


Рис. 2. Мікроструктура сталі 15X1M1Ф, експлуатованої на блоці № 6 (а) і № 2 (б-г) на глибині 5 мм від зовнішньої поверхні труби (а, в, г) та безпосередньо під нею (б)

Таким чином, під час експлуатації сталі 15X1M1Ф відбулася поетапна трансформація структури з розсіпанням меж між суміжними пакетами високовідпущеного бейніту, перерозподілом вуглецю і елементів легування на межі зерен та виділенням і коагуляцією тут карбідів, збільшенням розмірів феритних зерен та декогезією неметалевих включень та карбідів від матриці з утворенням мікропорожнин. Причому в сталі з більшою кількістю зупинок технологічного процесу ці особливості проявилися сильніше і чіткіше.

Механічні властивості. Трансформація структури та виникнення пошкоджень під час експлуатації сталі впливає на її механічні властивості. Так, твердість сталі знижується по всій товщині стінки труби (рис. 1б), істотніше після більшої кількості зупинок та в околі обох поверхонь труб, що пов'язано, очевидно, з інтенсивнішим перерозподілом елементів з твердого розчину на межі зерен та утворенням складнолегованих карбідів.

Після експлуатації на парогонях ТЕС ударна в'язкість сталі 15X1M1Ф з блоку № 2 (після більшої кількості зупинок) знизилася істотніше (рис. 3). Така тенденція зберігається незалежно ні від орієнтації зразків, ні від напрямку поширення руйнування. Однак для зразків R-C та C-L орієнтацій чутливість показників KCU і KCV до деградації істотно вища. Значення KCU сталі з обох блоків, визначені на зразках L-R орієнтації, не нижчі за регламентоване значення (0,5 МДж/м²), хоча значення для сталі з блоку № 2 практично досягло граничної межі. З порівняння даних для різних орієнтацій

впливає, що опір крихкому руйнуванню сталі з блоку № 2 в осьовому напрямі перестав відповідати вимогам регламенту (рис. 3). Показник KCV виявився чутливим до експлуатаційної деградації сталі. Це зв'язали з меншою (ніж за використання показника KCU) частиною роботи на зародження тріщини. Зі зростанням кількості зупинок блоків ударна в'язкість сталі істотно знижується (рис. 3).

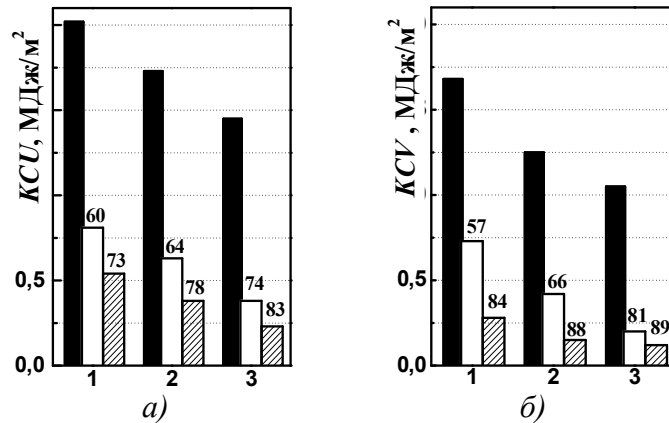


Рис. 3. Ударна в'язкість KCU (а) та KCV (б) сталі 15X1M1Φ у вихідному стані (чорні), з блоків № 6 (білі) та № 2 (заштриховані стовпчики), визначена на зразках L–R (1), R–C (2) та C–L (3) орієнтацій. Цифри над стовпцями характеризують відсоток, на який знизилися рівні KCU та KCV сталі, експлуатованої на кожному з блоків, порівняно з вихідним станом

Фрактографічно виявили меншу (порівняно з неексплуатованою сталлю) зону руйнування за механізмом зсуву та домінування крихкого кризьзеренного руйнування на етапі доламування зразків з блоку № 6, та міжзеренного – з блоку № 2, що вважали за ознаку зниження когезивної міцності меж зерен в сталі з блоку з більшою кількістю зупинок.

Таблиця 1. Границі міцності σ_B і плинності $\sigma_{0,2}$, відносні видовження δ і звуження ψ сталі 15X1M1Φ у вихідному стані

Механічні характеристики	Рівень в перерізі труби	Орієнтація зразків										
		Осьова		Тангенціальна				Радіальна				
				Без попереднього наводнювання		З попереднім наводнюванням		Без попереднього наводнювання		З попереднім наводнюванням		
		Руйнування										
		На повітрі		У середовищі за наводнювання		На повітрі		У середовищі за наводнювання		На повітрі		У середовищі за наводнювання
σ_B , МПа	1	613	600	-	-	626	622	-	-	-	-	
	2	643	636	608	608	661	660	625	625	637	627	584
	3	650	640	-	-	662	660	-	-	-	-	-
$\sigma_{0,2}$, МПа	1	370	375	-	-	384	391	-	-	-	-	
	2	396	414	388	388	461	496	450	450	371	383	380
	3	445	466	-	-	465	486	-	-	-	-	-
δ , %	1	27,5	21	-	-	25	20	-	-	-	-	
	2	22,5	19,9	8,8	8,8	22	19,8	6,8	6,8	20	18	6,9
	3	20	18	-	-	19	17	-	-	-	-	-
ψ , %	1	77,8	74	-	-	76	74	-	-	-	-	
	2	75	73,5	18	18	72	67	17	17	65	59,5	15
	3	72	62	-	-	67	60	-	-	-	-	-

Характеристики сталі за розтягу визначали на осьових, тангенціальних та радіальних зразках, вирізаних з металу біля зовнішньої (рівень 1) і внутрішньої (рівень 3) поверхонь труб запасу та з центральної їх частини (рівень 2) (табл. 1). Незалежно від орієнтації зразків очевидний ефект зміцнення і втрати пластичності сталі у вихідному стані поблизу внутрішньої поверхні труби. Максимальне зміцнення отримали на тангенціальних, а втрату пластичності – на радіальних зразках.

Про вплив тривалої експлуатації судили за співвідношенням відповідних характеристик експлуатованої та неексплуатованої сталі (рис. 4): за підвищення після експлуатації характеристик це відношення більше, а за зниження – менше за одиницю. Внаслідок експлуатації сталі на обох блоках границя міцності дещо знизилася, за винятком незначного зміцнення металу з блоку № 6 в околі зовнішньої поверхні труби (рис. 4а). За меншої кількості зупинок технологічного процесу під час експлуатації весь переріз труби за характеристикою $\sigma_{0,2}$ зміцнюється, а за більшої – майже весь знеміцнюється (рис. 4б), причому незалежно від орієнтації зразків. Зазначимо, що за обома характеристиками ефект зміцнення сталі внаслідок експлуатації максимально проявляється біля зовнішньої, а знеміцнення – внутрішньої поверхонь труб.

За меншої кількості зупинок (блок № 6) знижуються обидві характеристики пластичності, однак за більшої (блок № 2) – тільки ψ , тоді як δ в околі внутрішньої поверхні труб зростає порівняно з властивим вихідному стану (рис. 4в, г). Останнє зумовлене розкриттям дефектів, що виникли ще на етапі експлуатації сталі, або міжзерним мікророзтріскуванням металу за активного навантаження зразків, яке фрактографічно виявили на фоні класичного в'язкого (ямкового) руйнування зразків. Його трактували як доказ внутрішнього розтріскування вздовж меж зерен, ослаблених декогезією карбідів від матриці під час експлуатації, і вважали прямою ознакою деградації сталі. Поява цього ефекту в приповерхневих шарах труб (зі сторони транспортування пари) на користь деструктивної дії водню, абсорбованого металом з боку внутрішньої поверхні труб.

З аналізу механічних характеристик за розтягу встановлено, що чутливість до деградації сталі найвища за використання радіальних, а найнижча – осьових зразків. Ці результати послужили основою для обґрунтування рекомендацій щодо вибору орієнтації зразків під час оцінювання технічного стану експлуатованої сталі.

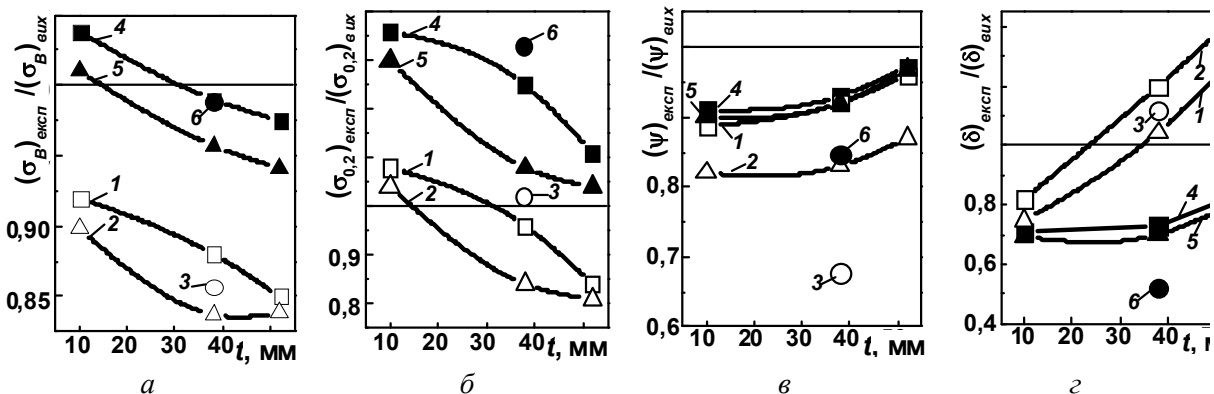


Рис. 4. Зміна характеристик σ_B (а), $\sigma_{0,2}$ (б), ψ (в) і δ (г) сталі 15X1M1Ф, експлуатованої на блоках № 2 (1–3) та № 6 (4–6), відносно відповідних характеристик неексплуатованої сталі, визначених на зразках осьової (1, 4), тангенціальної (2, 5) та радіальної (3, 6) орієнтації, вирізаних на віддалі t від зовнішньої поверхні труб

Вплив наводнювання на механічні характеристики. Про вплив наводнювання на характеристики сталі 15X1M1Ф за розтягу судили за відносною зміною відповідних характеристик внаслідок експлуатації. Зразки вирізали таким чином, щоб поверхня їх руйнування розташовувалася в серцевині стінки труби (рис. 5). Використали дві схеми наводнювання. Згідно першої з них зразки наводнювали перед випробами (вплив внутрішнього водню), а другої – додатково під час випроб (внутрішній і зовнішній водень). Загалом сталь, експлуатована на блоці № 2, схильніша до водневої крихкості. Незалежно від орієнтації зразків її міцність і пластичність за впливу і внутрішнього, і зовнішнього водню виявилися нижчими, ніж для сталі у вихідному стані. Винятком стало лише відносне видовження осьових зразків за впливу лише внутрішнього водню, коли показник пластичності δ виявився вищим, ніж для сталі у вихідному стані. Загалом ефект деградації чіткіше проявився за наводнювання сталі з більшою кількістю зупинок технологічного процесу.

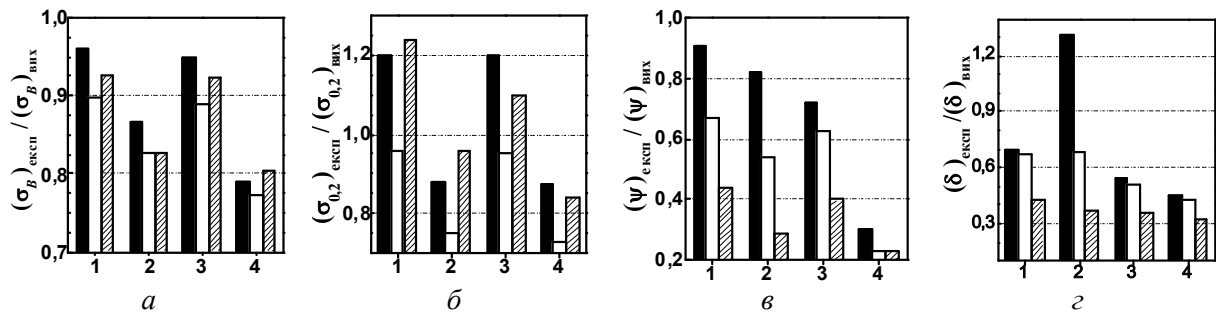


Рис. 5. Відносна зміна характеристик σ_B (а), $\sigma_{0,2}$ (б), ψ (в) і δ (з) сталі 15X1M1Ф, спричинена її експлуатацією на блоках № 6 (1, 3) та № 2 (2, 4), визначена на зразках осьової (чорні), тангенціальної (білі) та радіальної (заштриховані стовпчики) орієнтацій, з наводнюванням за схемами № 6 (1, 2) та № 2 (3, 4)

За додаткового наводнювання під час розтягу механічні характеристики (особливо пластичність) знижуються набагато сильніше. Загалом низький рівень пластичності нівелює вплив орієнтації зразків, а рівень δ вже лише знижується. Звідси можна зробити висновок, що виявлене зростання цього показника пластичності за дії лише внутрішнього водню зумовлене розкриттям дефектів, утворених під час розтягу осьових зразків. Отже, за зовнішнього електролітичного наводнювання всі орієнтації зразків дають можливість чіткіше судити про погіршення стану експлуатованої сталі. Зокрема, за показником δ ефект деградації сталі з блоку № 2 залежить від орієнтації зразків і змінюється від 57 до 68 %, а за показником ψ коливається від 70 до 87 %.

Статична тріщиностійкість. Найвищі значення K_c властиві сталі у вихідному стані (~ 100 МПа·м^{1/2}). Після експлуатації сталі на блоці № 6 тріщиностійкість знизилася до 67, а на блоці № 2 – до 58 МПа·м^{1/2}, що вказує на інтенсифікацію деградації металу зі збільшенням кількості зупинок.

Фрактографічно виявлено, що у вихідному стані реалізується лише в'язке руйнування шляхом зародження, росту та злиття мікропорожнин (рис. 6а). В експлуатованій сталі після невеликого докритичного росту тріщини за в'язким механізмом подальше руйнування металу з блоку № 6 відбувається за змішаним кризь- та міжзеренним механізмом (рис. 6б), а з блоку № 2 – практично за міжзеренним (рис. 6в). Отже, і у випадку випроб на статичну тріщиностійкість міжзеренне руйнування домінує на зламах зразків після більшої кількості зупинок, що вважали за ознаку зниження когезивної міцності меж зерен.

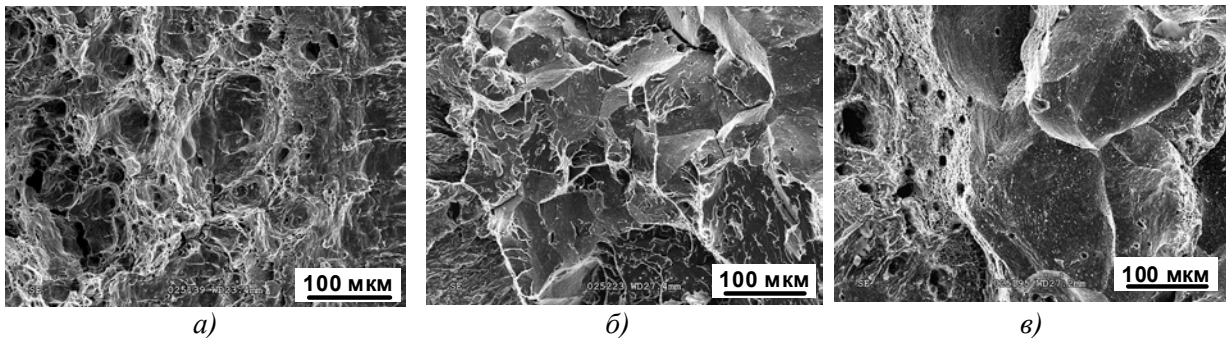


Рис. 6. Фрактографічні особливості статичного підростання тріщини в сталі 15X1M1Ф у вихідному стані (а) та після експлуатації на пароганах блоку № 6 (б) і № 2 (в)

Циклічна тріщиностійкість. Сталь 15X1M1Ф випробували у вихідному стані, після $\sim 2 \cdot 10^5$ год експлуатації на обох блоках, та додатково після $\sim 48 \cdot 10^3$, $\sim 11 \cdot 10^4$ та $\sim 14 \cdot 10^4$ год експлуатації, після відповідно 86, 127 і 147 вимушених зупинок технологічного процесу. Побудовано номінальні і ефективні КДВР (рис. 7), з яких очевидно, що найінтенсивніше знижуються ефективні пороги ЦТ $\Delta K_{th\,eff}$, засвідчуючи вплив зупинок (рис. 7а) та тривалості експлуатації (рис. 7б).

Для обґрунтування критичного значення порогу ЦТ $\Delta K_{th\,eff}^c$, за досягнення якого зростає імовірність крихкого руйнування, використали лабораторну методику термоцикування зразків у водні. Визначили рівні $\Delta K_{th\,eff}$ сталі після 30, 50, 100, 200 і 300 термоциклів n у водні та, крім того, після додаткової (після термоцикування) дегазації впродовж 2 год у вакуумі за температури 560 °С. Отримали дві залежності $\Delta K_{th\,eff} - n$ для наводненої і дегазованої сталей, які перетинаються (рис. 8). До точки їх перетину в міру зростання n водень, абсорбований сталлю під час термоцикування зразків у водні, підвищує рівні $\Delta K_{th\,eff}$, а після неї – знижує. Очевидніше це

ілюструє коефіцієнт β_{H_2} , що характеризує відносну зміну ефективних порогів ЦТ наводненої і дегазованої сталей після однакової кількості n . Рівень $\Delta K_{th\,eff}$ в точці перетину отриманих залежностей вважали за характеристику критичного стану деградованої сталі.

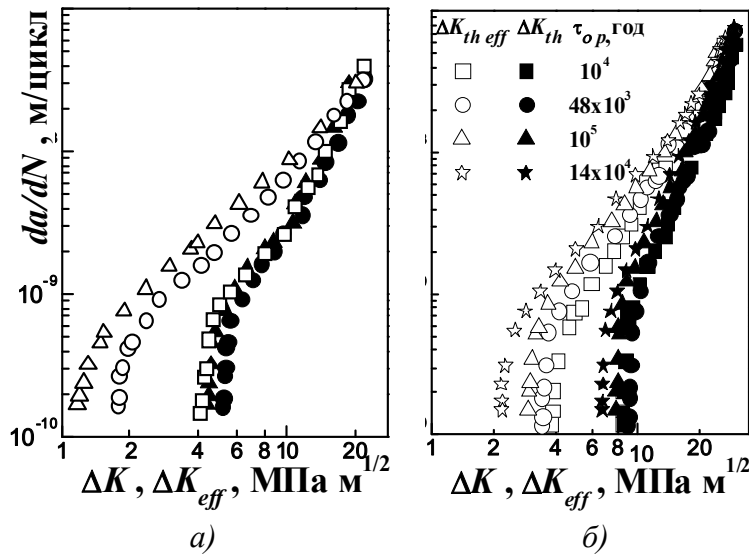


Рис. 7. Номінальні $da/dN - \Delta K$ (темні) і ефективні $da/dN - \Delta K_{eff}$ (світлі символи) КДВР сталі 15X1M1Ф у вихідному стані (■, □) та після $2 \cdot 10^5$ год експлуатації на блоках № 6 (●, ○) і № 2 (▲, Δ) (а) та після різної тривалості експлуатації τ_{op} (б)

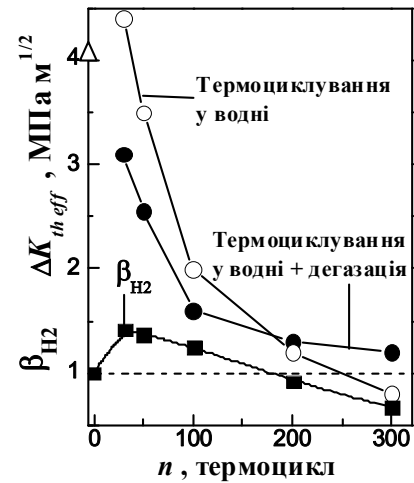


Рис. 8. Залежності $\Delta K_{th\,eff} - n$ для наводненої сталі 15X1M1Ф (○) і після додаткової її дегазації (●) та $\beta_{H_2} - n$ (■)

Оскільки поріг $\Delta K_{th\,eff}$ сталі однозначно знижується незалежно від умов деградації (експлуатаційні чи лабораторні), це вказує на правомірність використання методики термоцикування зразків у водні для моделювання наслідків тривалої експлуатації сталі на парогонгах ТЕС та для обґрунтування критичного рівня деградації, за досягнення якого сталь стає схильною до крихкого руйнування під впливом абсорбованого нею водню. Фрактографічно це проявилось появою на фоні доволі плиткого утомного рельєфу зламів у вигляді фестонів з дрібними втомними боріздками міжзеренних фрагментів руйнування навіть за припорогових швидкостей РВТ в деградованій сталі.

Чутливість механічних характеристик до деградації. Всі механічні характеристики в більшій (тріщиностійкість, ударна в'язкість), чи меншій (твердість, міцність та пластичність) мірі чутливі до зміни технічного стану металу внаслідок деградації (рис. 9), спричиненої у тому числі і різною кількістю зупинок технологічного процесу.

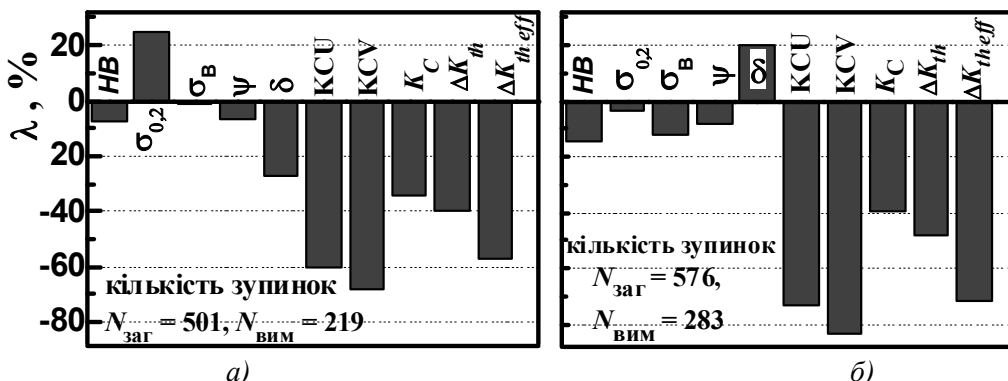


Рис. 9. Відносна зміна λ механічних характеристик сталі 15X1M1Ф, спричинена експлуатацією на блоках № 6 (а) та № 2 (б) з різною кількістю зупинок

Відзначили якісно протилежну зміну характеристик δ і ψ сталі, експлуатованої з більшою кількістю зупинок (№ 2), що пов'язали з розкриттям внутрішніх дефектів. Отже виникає проблема правомірності використання показника δ як характеристики пластичності деградованої сталі.

Запропоновано використовувати механічний ($\Delta K_{th\,eff}$) та технологічний (ефективна тривалість експлуатації τ_{eff}) показники технічного стану експлуатованого металу. Перший з них вибрано як один з найчутливіших до зміни стану сталей внаслідок експлуатації. На технологічний показник впливають номінальна тривалість експлуатації сталі τ_{op} у наводнювальному середовищі та кількість зупинок. Враховували також жорсткіший режим охолодження системи через вимушені зупинки, тому їх кількість $N_{взм}$ виокремили із загальної кількості N_3 . Технологічний показник стану експлуатованого металу запропоновано визначати як:

$$\tau_{eff} = \tau_{op} [1 + m \cdot (N_{взм} / N_3)^p], \quad (1)$$

Коефіцієнти m і p враховують вплив швидшого охолодження під час вимушених зупинок та наводнювання на інтенсифікацію деградації сталі [9]. Їх визначили їх емпірично ($m = 5, p = 2$).

За розрахованими значеннями τ_{eff} і визначеними $\Delta K_{th\,eff}$ побудували базові залежності $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$ для теплотривкої сталі 15X1M1Ф (рис. 10). На їх основі в подальшому можна судити про стан металу без його механічних випроб: за порохом на основі даних історії експлуатації сталі значенням τ_{eff} можна визначати відповідний йому рівень $\Delta K_{th\,eff}$. Для обґрунтування граничного рівня τ_{eff}^c , яке відповідає стану критично деградованого металу, використали результати випроб зразків після їх деградації в лабораторних умовах термоцикуванням у водні (рис. 11). Виходили з припущення, що $\Delta K_{th\,eff}$ характеризує стан металу незалежно від умов деградації (лабораторні чи експлуатаційні). За критичне значення цього показника прийняли значення $\Delta K_{th\,eff}^c$, отримане в точці перетину залежностей $\Delta K_{th\,eff} - n$ для наводненої і дегазованої після термоцикування у водні сталі. Тоді сталь, деградована в експлуатаційних умовах, але з тим самим рівнем $\Delta K_{th\,eff}^c$, можна вважати деградованою до критичного рівня.

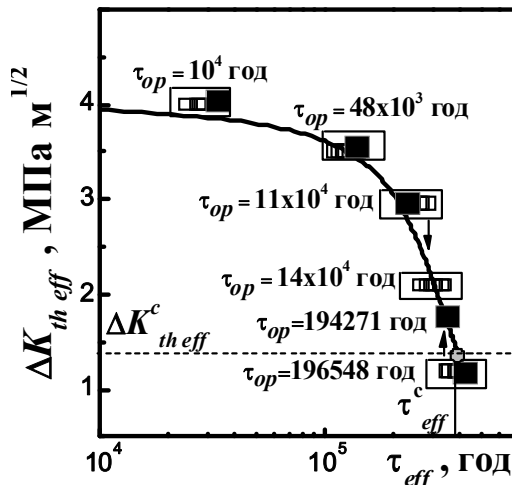


Рис. 10. Базова крива $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$ для визначення технічного стану сталі 15X1M1Ф після різної тривалості експлуатації τ_{op} : ■ – отримані з експериментально визначених рівнів $\Delta K_{th\,eff}$ та розрахованих τ_{eff} ; □ – отримані лише розрахунком τ_{eff}

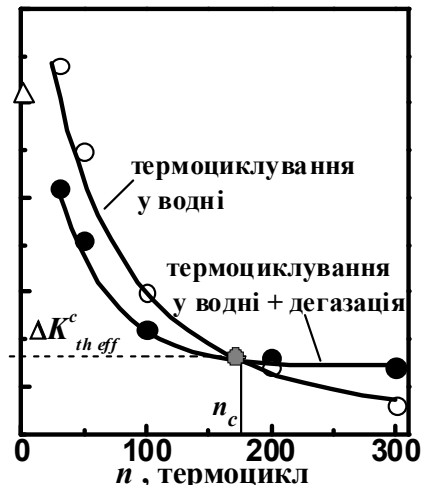


Рис. 11. Залежності $\Delta K_{th\,eff} - n$ для сталі 15X1M1Ф: ○ – після термоцикування у водні, ● – після додаткової дегазації після термоцикування; $\tau_{eff}^c, \Delta K_{th\,eff}^c$ – критичні значення технологічного і механічного показників стану металу

З базової діаграми $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$ для сталі 15X1M1Ф, деградованої в експлуатаційних умовах (рис. 10), за величиною $\Delta K_{th\,eff}^c$, визначеною на зразках, деградованих в лабораторних умовах, можна оцінити критичний рівень τ_{eff}^c і судити про технічний стан сталі на проміжних етапах експлуатації без проведення додаткових механічних випроб. Якщо значення $\tau_{eff} \leq \tau_{eff}^c$, то експлуатацію сталі можна продовжувати; якщо ж $\tau_{eff} > \tau_{eff}^c$, то водень, абсорбований металом під час експлуатації, може знизити $\Delta K_{th\,eff}$ і, тим самим, спричинити його водневе розтріскування.

Структурною ознакою критичного стану деградованої сталі, особливо чутливої до водневої крихкості, вважали початок розтріскування вздовж меж зерен. Адже водень, абсорбований сталлю під час експлуатації, сприятиме поширенню цього процесу на інші зерна. При цьому за збереження зовнішньої цілісності металу в ньому по наростаючій утворюватиметься що раз більше таких дефектів, які суттєво знижуватимуть фактичний робочий переріз труби та підсилюватимуть концентрацію напружень. Як наслідок, механічний показник роботоздатності сталі $\Delta K_{th\,eff}$, який характеризує її опір крихкому руйнуванню, стрімко знижується.

Висновки. Аналізуючи вище викладене, можна зробити такі висновки:

1. Деградація сталі 15X1M1Ф відбувається шляхом збіднення твердого розчину на вуглець і елементи легування, формування феритної структури з великими карбідами вздовж меж зерен, декогезії карбідів від матриці з утворенням мікропорожнин та після їх злиття міжзеренних тріщин, а зростанням кількості зупинок ці процеси інтенсифікуються.
2. Виявлено анізотропію механічних характеристик сталі парогонів ТЕС за випроб розтягом та ударом залежно від орієнтації зразків. Чутливість до деградації сталі найвища за використання радіальних, а найнижча – осьових зразків.
3. Виявлено градієнт експлуатаційної деградації характеристик міцності та пластичності сталі 15X1M1Ф по товщині стінки труб: максимальний спад міцності властивий металу біля внутрішньої, а пластичності – зовнішньої поверхонь. Для сталі з більшою кількістю зупинок відносно видовження біля внутрішньої поверхні труб зростає порівняно з вихідним металом, внаслідок розкриття розсіяних пошкод в металі під час розтягування зразків.
4. Проаналізовано комплекс механічних характеристик сталі 15X1M1Ф і встановлено, що ефективний поріг ЦТ та ударна в'язкість найчутливіші до деградації. За однакової тривалості експлуатації на парогоних ТЕС, але різної кількості зупинок блоків, деградація сталі за зміною механічних властивостей інтенсивніше проявляється після їх більшої кількості. Ефективний поріг ЦТ $\Delta K_{th\,eff}$ високочутливий до зміни стану металу під впливом теплових змін під час зупинок.
5. Розкрито закономірності впливу внутрішнього та зовнішнього водню на характеристики міцності та пластичності сталі. Показано, що експлуатаційно деградована сталь чутливіша до водневої крихкості і ця чутливість підсилюється зі збільшенням кількості зупинок.
6. Обґрунтовано критичний рівень експлуатаційної деградації сталі з використанням пришвидшеного методу деградації шляхом термоцикування зразків у водні. Фрактографічно критична деградація проявляється значною часткою міжзеренного руйнування, що вважали за ознаку ослаблення меж зерен.
7. Для парогінної сталі побудовано базову залежність $\Delta K_{th\,eff} - \tau_{eff}$, яка через ефективний час експлуатації τ_{eff} враховує вплив зупинок технологічного процесу на деградацію сталі, і дає можливість визначати поточний технічний стан експлуатованої сталі за появою ризику неконтрольованого крихкого руйнування у наводнювальному середовищі.

1. *Забара Ю.* Вихід завжди є. // Обрій ПБ. [Електронний ресурс] – 2002. - №24 (82).– Режим доступу: <http://www.obriy.pib.com.ua>.
2. *Галашов Н.Н.* Технологические процессы выработки электроэнергии на ТЭС и ГЭС: [учебное пособие] / Н.Н. Галашов. – Томск: Из-во Томского политехнического университета, 2010. – 90 с.
3. *Heloisa Cunha Furtado.* High temperature degradation in power plants and refineries / Heloisa Cunha Furtado, Iain Le May // *Materials Research*. – 2004. – V. 7, № 1 – P. 103-110.
4. *Студент О. З.* Оцінка високотемпературної водневої деградації сталей енергетичного та нафтохімічного обладнання : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня доктора техн. наук : спец. 05.02.01 "Матеріалознавство" / О. З. Студент. – Львів, 2003. – 34 с.
5. *Výrostková A.* Degradation of 0.5Cr-0.5Mo-0.25V steel microstructure during exploitation / A. Výrostková, J. Kepič, R. Macko, V. Homolová // *Materials Engineering – Materiálové inžinierstvo*. – 2011. – № 18. – P. 73-78.
6. Типовое руководство по эксплуатации трубопроводов пара и горячей воды ТЭС. – М.: ОАО "НПО ЦНИИТМАШ", 2007. – 36 с.
7. Маневренность и мобильность ТЭС – [електронний ресурс]. – режим доступу : <http://teplobr.ru/manevrennost-i-mobilnost-tes/5-osnovnye-kriterii-nadezhnosti-puskov.html>.
8. *Nykyforchyn H. M.* Express method of evaluation of high temperature hydrogen degradation of structural steels / H. M. Nykyforchyn, O. Z. Student, B. P. Loniuk // *Proc. Polish–Japanese Symp.: Environmental effects on high technology materials, Zakopane, 1997.* – Warsaw: Inst. Phys. Chem. Polish Academy of Sciences. – 1997. – P. 161-166.
9. *Студент О.З.* Оцінка технічного стану металу парогонів з урахуванням впливу зупинок в експлуатації блоків ТЕС / Студент О. З., Кречковська Г.В. // *Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин.* – Київ: ІЕЗ НАНУ, 2006. – С. 563-566.

Стаття надійшла до редакції 29.04.2013.