

ВПЛИВ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ СЕРЕДОВИЩ НА РОЗВИТОК ВТОМНИХ ТРІЩИН У ВИСОКОАЗОТНИХ СТАЛЯХ

О.І. Балицький

INFLUENCE OF WORKING ENVIRONMENTS ON FATIGUE CRACK PROPAGATION IN HIGH NITROGEN STEELS

A.I. Balitskii

Фізико-механічний ін-т ім.Г.В.Карпенка НАН України, м.Львів, Україна

Abstract. The characteristic parameters dependence under cyclic deformation in hydrogen, chloride environments and the subsequent selective dissolution has been studied. For high nitrogen steels and welded joints it has been established that mechanical stresses accelerate general dissolution of an alloy in different ways and lead to the formation of a surface layer morphology which is different from the original one. Welded joints characterized by a higher corrosion fatigue resistance in all investigated solutions, except saturated copper chloride solution.

Вступ

Впродовж повного ресурсу роботи (~ 60 років) (див.табл.1) обертові деталі та конструкції сучасного електрогенеруючого устаткування здійснюють понад 10^{11} обертових циклів. Очевидно, що такі великі бази циклічного навантаження не вдається реалізувати на лабораторних зразках.

Таблиця 1

Час досягнення границі витривалості конструкційних матеріалів за різних частот
циклічних випробувань [1]

Частоти		N, цикли					
Об/хв.	Гц	10^6	10^7	10^8	10^9	10^{10}	10^{11}
85000	1417	11,7 хв	1,95 год	19,5 год	8,05 дн	2,68 міс	2,24 р
76000	1267	13,11 хв	2,18 год	21,8 год	9 дн	3 міс	2,5 р
37400	623	26,68 хв	4,43 год	1,85 дн	18,3 дн	6,1 міс	5,09 р
30000	500	33,3 хв	5,55 год	2,3 дн	3,3 тиж	7,6 міс	6,34 р
6000	100	2,77 год	1,15 дн	1,65 тиж	3,8 міс	3,17 р	31,7 р
3600	60	4,61 год	1,9 дн	2,74 тиж	6,3 міс	5,26 р	52,6 р
3000	50	5,55 год	2,3 дн	3,3 тиж	7,6 міс	6,34 р	63,4 р
2670	46	6,03 год	2,5 дн	3,59 тиж	8,26 міс	6,89 р	68,9 р
600	10	1,15 дн	1,65 тиж	3,8 міс	3,17 р	31,7 р	–
60	1	1,65 тиж	3,8 міс	3,17 р	31,7 р	–	–
50	0,83	1,98 тиж	4,56 міс	3,8 р	38,04 р	–	–
6	0,1	3,8 міс	3,17 р	3,17 р	–	–	–
1	0,017	1,86 р	18,64 р	–	–	–	–
0,1	0,0017	18,6 р	–	–	–	–	–

Тому для дослідження впливу експлуатаційних середовищ та частоти навантаження на тріщиностійкість сталей енергетичного устаткування вибирають умови, які за порівняно короткий час випробувань дозволяють визначити вплив експлуатаційних факторів на поведінку цих конструкційних матеріалів.

Результати та їх обговорення.

Водневе середовище за екстремальних умов (тиском 0,5 МПа протягом $1,2 \cdot 10^5$ год та при надлишковому тиску в місцях водневих ущільнень, а також під час аварійних ситуацій, пов'язаних з короткими замиканнями і протіканням великих струмів, як по бочці ротора, так і по бандажному кільці) призводить до істотної деградації матеріалів. Вона виявляється у суттєвій зміні твердості конструкційних матеріалів роторно-бандажного вузла, зниженні їх втомної міцності, полегшенні процесів зношування в парі ротор-бабітовий підшипник, а часом і в повному переплавленні роторної сталі з матеріалом бабітового підшипника у високотемпературному водневому середовищі, що може утворюватись без доступу повітряної суміші при коротких замиканнях.

У цілому локалізація корозійно-втомних уражень роторно-бандажних вузлів турбогенераторів, виявлених під час проведення періодичних профілактичних та ремонтних робіт, свідчить, що корозійні uszkodження виникають насамперед у місцях максимальних напружень, біля концентраторів (галтельні переходи тощо), а також в ущільненнях, і зумовлені відхиленнями якості охолоджувального середовища, мастил та вичерпанням втомної міцності за умов тривалого впливу водневого охолоджувального середовища та циклічних навантажень.

Дослідженнями впливу електролітичного наводнювання у 26%-му розчині H_2SO_4 з густиною струму 100 A/m^2 на тріщиностійкість високоазотної сталі 12X18AG18Ш (рис. 1) виявлено, що на низькоамплітудній ділянці кінетичної діаграми наводнювання пришвидшує ріст тріщини приблизно у п'ять разів. Коли ΔK сягає $80 \dots 90 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$, то відмінність між швидкістю поширення тріщини на повітрі та у процесі електролітичного наводнювання не виявлено. Лише фрактографічними обстеженнями виявлено, що водень сприяє мікрокрихкому руйнуванню сталі. Водночас при збільшенні густини ліній ковзання та деформування простежували збільшення рівня локальної пластичної деформації.

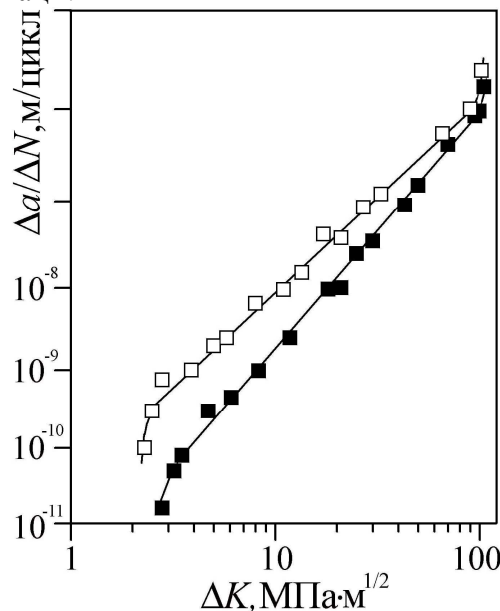


Рис. 1. Вплив електролітичного наводнювання на швидкість поширення втомної тріщини у сталі 12X18AG18Ш за $f=10$ Гц; $R=0,1$; TR – орієнтація зразка: ■ – на повітрі, □ – при електролітичному наводнюванні з густиною струму 100 A/m^2

Зі зниженням частоти циклічного навантаження вплив водню на тріщиностійкість матеріалу стає вагомішим. Очевидно, часу для проникнення водню у зону передруйнування є більше, відповідно тріщина росте швидше. Зі збільшенням часу

циклічного навантаження (при зменшенні частоти) проникність зростає зі збільшенням кількості атомів водню у вершині тріщини під час її розкриття [2-6].

При $K_{max} = 4...70 \text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$ наявність водню призводить до зниження опору втомного руйнування. Виявлено коалесценцію малих пор та формування великих пор, які спричинюють утворення вторинних "водневих" тріщин. Руйнування відбувається за квазікрихким механізмом.

На підставі результатів втомних випробувань гладких зразків (рис.2) виявлено, що сталь 12Х18АГ18Ш демонструє вищий за сталь 60Х3Г8Н8В опір циклічному руйнуванню як при електролітичному наводнюванні, так і на повітрі. Проте умови випробувань мають більший вплив на характеристики сталі 12Х18АГ18Ш, ніж 60Х3Г8Н8В.

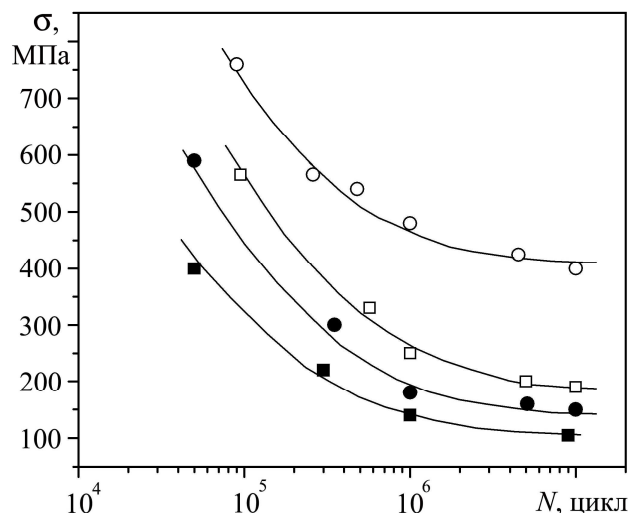


Рис. 2. Втомні криві сталей 60Х3Г8Н8В (□;●), 12Х18АГ18Ш (○;●) на повітрі (світлі символи) та при електролітичному наводнюванні з густиною струму 100 А/м^2 (темні символи)

Експериментально виявлено (рис. 3), що корозійне середовище з катіонами міді (II) суттєво погіршує циклічну тріщиностійкість сталі 12Х18АГ18Ш.

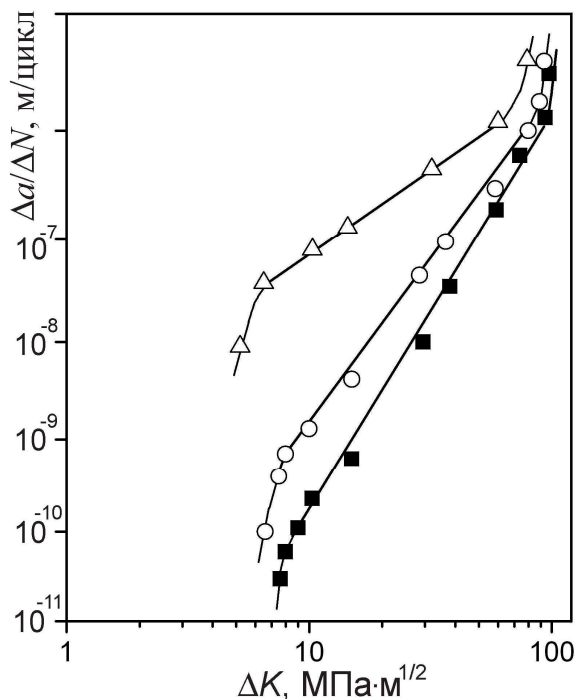


Рис. 3. Кінетичні діаграми втомного руйнування сталі 12Х18АГ18Ш у лабораторному повітрі вологістю 40% (■); у 22%-му NaCl (○); у 22%-му CuCl_2 (Δ)

Користуючись формулою Паріса для швидкості росту тріщини

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = B \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^n, \quad (1)$$

де Δa – приріст довжини тріщини; ΔN – кількість циклів; ΔK – розмах коефіцієнта інтенсивності напружень; E – модуль Юнга; B і n – сталі, виявлено, що зі збільшенням агресивності середовища B та n зменшуються. Якщо на повітрі вологістю 40% B і n дорівнюють відповідно 570,0 і 2,70, у 22%-му NaCl – 10,0 і 1,95, то у 22%-му CuCl₂ вони становлять 1,5 та 1,60 [6].

Розчини галідів інтенсифікують ріст тріщини в хромомарганцевих високоазотних сталях порівняно з повітрям вологістю 40%. Значне пришвидшення росту тріщини в насиченому розчині CuCl₂ супроводжується пітингуванням та щільною корозією у місцях ущільнення зразків. Тріщина поширюється разом із контактним осадженням іонів міді, що значно інтенсифікує анодне розчинення сталі по всій експонованій поверхні зразка. Джерелом зародження мікротріщин біля вершини магістральної тріщини стають границі зерен, локальні пошкодження зерен, спричинені розчиненням іонів Fe²⁺, Mn²⁺, Cr³⁺. Дихлорид міді моделює екстремальні ситуації, можливі в сучасних генераторах внаслідок контакту матеріалу бандажа з мідною обмоткою та продуктами її корозії [1], оскільки в процесі експлуатації ротора за підвищених температур відбувається випаровування води і збільшення концентрації продуктів корозії міді (в тому числі її дихлориду) в замкнутих об'ємах, зокрема в зонах контакту обмотки з підбандажною ізоляцією.

Висока швидкість корозії міді в розчинах галідів може призвести до накопичення в локальних об'ємах деполяризуючих іонів Cu²⁺ внаслідок окиснення комплексів CuCl₃²⁻. Термодинамічно ймовірніше окиснення металічної міді до двовалентного стану в підкиснених розчинах, аніж до одновалентного, тому швидкість корозії визначається кисневою деполяризацією.

Розчин CuCl₂ інтенсифікує розчинення границь зерен передусім за рахунок іонів Cu²⁺, що відіграють роль катодно діючих окиснювачів. В результаті тріщина росте міжкристалітно у високоазотній сталі під циклічним та статичним навантаженнями, чого важко досягти в менш агресивних розчинах. На великих базах застосування підходів механіки руйнування до опису поширення тріщини ускладнюється з огляду на інтенсивне розчинення її вершини [7].

У процесі експлуатації бандажів унаслідок дії водневого газоподібного середовища (вологість якого регулярно контролює хімічна лабораторія ТЕС) та циклічних і статичних напружень, величина яких у перехідних режимах може досягати 70–80% від границі текучості матеріалу, відбувається його інтенсивне старіння, ознаками якого є виділення карбідів по границях та тілу зерен та зміна форми кристалітів [8,9].

Екстремальним виявленням старіння є поява дрібнодисперсної інтерметалідної σ-фази, яка полегшує (разом з дією охолоджувального водневого середовища) зародження та поширення тріщини, що ініціює вторинні мікротріщини.

Швидкість поширення тріщини за умов статичного навантаження суттєво залежить від температури та складу середовища, що зобов'язує експлуатаційний персонал ретельно дотримуватись температурних режимів під час знімання та посадки бандажа на бочку ротора, його поверхневої обробки і якості охолоджувального середовища. Експериментальні результати та експлуатаційний досвід свідчать про вищий ресурс сталі 12X18AГ18Ш порівняно з 60X3Г8Н8В, яка, однак, не гарантована від корозійно-механічних ушкоджень.

Зварювальні технологічні операції, проведені з допомогою нікельмісного дроту Св-07Х25Н13, понижують тріщиностійкість конструкцій, виконаних з високоазотних

сталей (рис. 4). В порівнянні з основним матеріалом (рис. 4, крива 1) пороговий коефіцієнт ΔK_{th} знижується майже вдвічі у зварному шві при значному пришвидшенні (в деяких діапазонах K_{max} – майже на порядок) поширення тріщини. В насиченому розчині дихлориду міді внаслідок глибокого пітингоутворення відбувається кількакратне збільшення швидкості росту втомної тріщини, перш за все, в зоні зварного шва, про що свідчать результати, отримані на зразках з розповсюдженням тріщини вздовж (рис. 4, крива 3) та перпендикулярно (рис. 4, крива 5) до шва.

Як свідчать фрактограми, зняті з поверхні зварного шва після втомних випробувань при поширенні тріщини перпендикулярно до зварного шва, на сегментах між локальними руйнуваннями видно тонкі поперечні сліди, які не є втомними боріздками, а результатом скольного руйнування матеріалу, що утворився внаслідок перемішування присадного матеріалу та основного металу.

При детальному обстеженні мікротріщин, що утворились біля магістральної тріщини вздовж зварного шва спостерігаються пори та вторинні мікротріщини, причому вони локалізуються, в основному, біля крупних неметалевих включень. Механізм руйнування у цьому випадку полягає у поєднанні злиття мікропор та утворення втомних боріздок. Значно прискорює утворення ямок (рис. 5) процес проходження магістральної тріщини через границю зварний шов – основний метал, що відбувається шляхом злиття мікропор. Цим підтверджується більша сильність матеріалу саме до зародження мікропор, аніж до інших типів руйнування. Як свідчить рис. 5 ділянки, які містять неметалеві включення, проявляють інтенсивнішу тенденцію до утворення мікропор в умовах критичних напружень, що виникають при проходженні тріщини. Поєднання механізмів в'язкого відриву, притаманного основному металу, та втомних боріздок спостерігається в тих випадках, коли значення довжини тріщини наближаються до умов катастрофічного (спонтанного) руйнування. Перш за все, це спостерігається у випадках, коли зерна основного матеріалу зорінтовані таким чином, що руйнуються по механізму втоми, а зерна в зоні зварного шва зорінтовані таким чином, що в них утворюються смуги зсуву, і руйнування відбувається за механізмом відриву. Такий процес супроводжується галуженням вторинних тріщин при проходженні магістральної тріщини через границю зварний шов – основний метал (рис. 5).

Циклічні навантаження сприяють поєднанню міжзеренного руйнування, яке супроводжується відривом або коалесценцією мікропор. Очевидно, що такий механізм приводить до катастрофічного руйнування матеріалу, при посиленні дії агресивного середовища з катіонами міді. Збільшення вільної поверхні в результаті зародження мікропор є досить великим, оскільки її ріст проходить за рахунок пластичної деформації і супроводжується серпантинним ковзанням.

Відомо, що кожна втомна боріздка є результатом одного циклу навантаження. Розмір втомних боріздок (рівно ж як і їх відсутність) визначається характером дії середовища, відносною пластичністю металу, рівнем напружень або розповсюдження тріщин, а також напруженим станом. На відміну від багатоциклової втоми, боріздки при малоциклової втоми доволі широкі, часто переривні і знаходяться на великих відстанях одна від одної. В високоміцних матеріалах боріздки можуть і не виникати. В цьому випадку спостерігається "тракові" сліди. Вони обумовлені викрешеними частинками, які заклинилися і виявились затисненими між поверхнями руйнування. Саме за таким механізмом, на нашу думку, і відбувається втомне руйнування в зоні зварних швів. Очевидно, що матеріали з границею міцності близько 1100 МПа дають боріздки нечіткої форми, які важко інтерпритувати. Поява крихких ділянок обумовлена впливом середовища, що діє на фронт тріщини.

Якщо в основному металі тріщина росте шляхом внутрізеренного сколу, що супроводжується ростом мікропор з наступним їх злиттям, то в зоні зварного шва, навіть при низьких рівнях КІН, в характері руйнування превалює міжзеренна складова.

Оскільки під дією агресивного середовища зародження і ріст тріщин відбувається внаслідок накладання ще й прикладених або залишкових напружень, то конструкції і деталі, розраховані на роботу при високих рівнях напружень, можуть виявитись ненадійними, оскільки при екстремальних експлуатаційних умовах субкритична тріщина, що виникла при низьких напруженнях, може підрости до критичного розміру [10, 11].

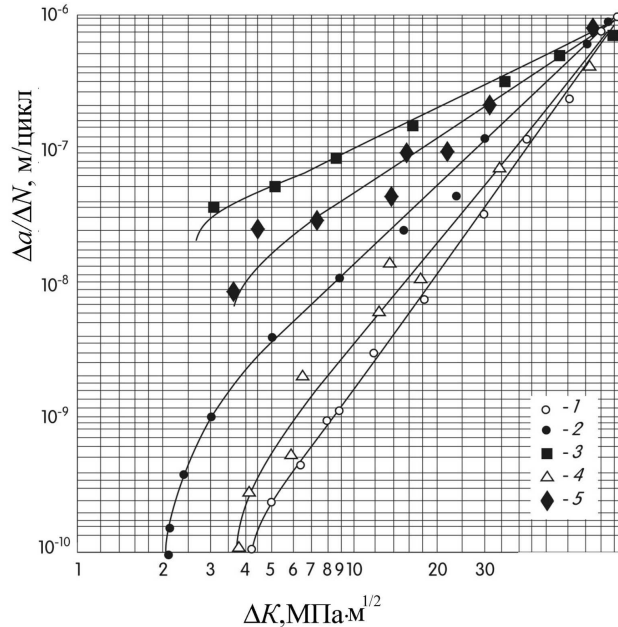


Рис. 4. Кінетичні діаграми втомного руйнування зразків зі сталі 12X18AG18Ш з зварними з'єднаннями (виконаними дротом Св-07Х25Н13 в середовищі аргону), розміщеними паралельно напрямку поширення тріщин в основному металі (крива 1), в зварному шві (криві 2, 3) та перпендикулярно до напрямку поширення тріщин (криві 4, 5, 6) на повітрі (криві 1, 2, 4), у 22 %-ому розчині CuCl_2 (криві 3, 5).

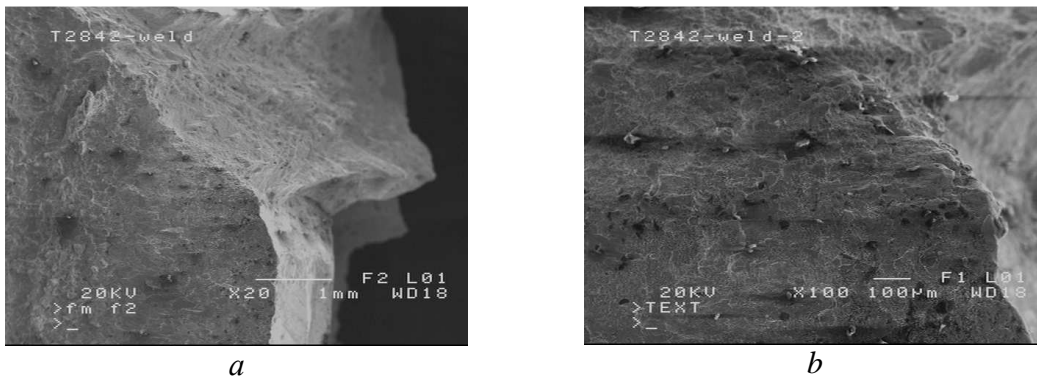


Рис. 5. Поверхня руйнування зони ОМ-3Ш зразка зі сталі 12X18AG18Ш після втомних досліджень на повітрі при розповсюдженні тріщин перпендикулярно до зварного шва: а – на 20^x; б – на 100^x

Висновки

У порівнянні зі сталлю 60X3Г8Н8В легована азотом сталь 12X18AG18Ш стійкіша до водневого окрихчення та водневої втоми. Термодинамічно стабільна високоазотна сталь не зазнає низькоенергоємного міжкристалітного руйнування під дією експлуатаційного водневого середовища тиском 0,5 МПа протягом $1,2 \cdot 10^5$ год, проте високочутлива до розтріскування у розчинах хлоридів. Зниження інтенсивності деградаційних процесів азотованої сталі проявляється у відсутності мартенситних виділень, низькій концентрації карбідних та σ -фаз.

Зварні з'єднання зі сталі 12Х18АГ18Ш, виконані низьководнею вмісними зварними маловуглецевими матеріалами з високим вмістом азоту (6Mn20Cr16Ni0,4N) з використанням флюсів скловидної будови демонструють локальні зміни концентрації хрому, що спричиняється до гетерогенності поверхні, яка визначає несучільність пасивуючих плівок і ймовірність селективної взаємодії сталі з водневим середовищем.

Лита структура зварного шва менш уражена внаслідок дії водневого середовища у порівнянні з основним металом. Найбільш ослабленою зоною зварного з'єднання є зона термічного впливу, в якій, крім структурних неоднорідностей, накладаються ще й інтенсивні деградаційні процеси, спричинені воднем.

Література

1. Механіка руйнування і міцність матеріалів: Довідн. посібник / Під заг. ред. В. В. Панасюка. Т. 8: Міцність матеріалів і довговічність елементів конструкцій атомних електростанцій / Під ред. О. І. Балицького. – Київ: ВД “Академперіодика”, 2005. – 534 с. ISBN 966-360-035-7.
2. Балицкий А.И., Шоков Н.А. Влияние водорода и частоты нагружения на трещиностойкость роторной стали // “Трещиностойкость материалов элементов конструкций” (Тез. Докл. на II Всесоюзном симпозиуме по механике разрушения. Житомир, 15-17 октября 1985 г.), Киев, 1985, т. II, с. 61.
3. Балицкий А.И., Макаренко В.Г., Пovyшев И.А. Характер разрушения аустенитной стали в условиях усталости // Проблемы разрушения металлов (Материалы конференции МДНТП. Секция “Микромеханизмы процессов разрушения металлических материалов в условиях усталости и ползучести”). М., 1987, с. 4-5.
4. Balitskii A.I., Makarenko V.G. Cyclic crack resistance of austenite non-magnetic banding steel // “Soviet Materials Science”.-1988, v.24.- N6.-P.633-636.
5. Balitskii A.I., Pokhmurskii V.I. Effect of Environments on the Cracking Resistance and Fracture Character of Austenitic Non-magnetic Steels under Fatigue loading// Fatigue - 90, Vol. III. (Proc. of the Fourth Intern. Conf. on Fatigue and Fatigue Thresholds, 15-20 July, 1990, Honolulu, Hawaii), p.1839-1844.
6. Balitskii A.I. Corrosion fatigue of high nitrogen steels in chloride solutions// Fatigue-99 (Proc. of the 7th International Fatigue Congress, 8-12 June, 1999, Beijing (P.R. Chine): Higher Education Press – EMAS, 1999.- Vol.4.- P. 2359-2363.
7. Bagg I., Tompkins F.C. Hydrogen-environment embrittlement of metals and its control. – Trans. Faraday Soc., 1955, 51, p. 1071 – 1080.
8. Chornet E., Coughlin R.W. The role of crack blunting in austained load crack growth. – J. Catal., 1972, 27, p. 246 – 265.
9. Козин Л.Ф., Волков С.В. Водородная энергетика и экология. – К.: Наукова думка, 2002 р. – 336 с.
10. Somerdey B. P., Balch D. K., Novak P., Sofronis P./ (5348) Mechanisms of hydrogen-assisted fracture in austenitic stainless steel welds / Proc. of 11th International Conference on Fracture (Turin, Italy – March 20 – 25, 2005).- 6 p.