

УДК 621.791.92:620.178.3

**А. Марков¹, канд. техн. наук; Л. Бабій¹; М. Греділь¹;
К. Любінська², доктор (PhD); А. Загурський², доктор (PhD);
О. Цирульник¹, канд. техн. наук**

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

²Технічний університет “Варшавська політехніка” (Польща)

ЗАКОНОМІРНОСТІ ВПЛИВУ НАВОДНЮВАННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ БІМЕТАЛІВ “МАЛОЛЕГОВАНА СТАЛЬ – АНТИКОРОЗІЙНИЙ НАПЛАВЛЕНИЙ ШАР”

Досліджено вплив попереднього термоцикування зразків у газоподібному водні як експрес-методу високотемпературної деградації матеріалів, з наступним електролітичним наводнюванням під час оцінювання міцності біметалевих зразків низьколегованих сталей з антикорозійними наплавленими шарами. Показано, що за випроб зрізом попереднє електролітичне наводнювання зразків знижує їх міцність сильніше, ніж термоцикування у газоподібному водні, що зумовлено жорсткішими умовами наводнювання. Виявлено, що зі збільшенням кількості термоциклів у водні механічні властивості за розтягу зразків з біметалевими з'єднаннями знижуються. Деградація двошарових зразків під час термоцикування у водні проявляється зниженням границі міцності за одночасного підвищення межі текучості під впливом електролітичного наводнювання зразків під час випроб розтягом порівняно з випробами на повітрі. Крім того, попереднє термоцикування біметалевих зразків у водні неоднозначно впливає на їх границю текучості, визначену за електролітичного наводнювання під час розтягування. Зафіксовано позитивний вплив наводнювання на границю текучості біметалевих зразків після 30 термоциклів у водні і негативний – після 100. Описано фрактографічні особливості руйнування біметалевих зразків.

A. Markov, L. Babiy, M. Hredil, K. Lubińska, A. Zagórski, O. Tsyruľnyk

PECULIARITIES OF THE HYDROGEN EFFECT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF THE CLAD METALS “LOW- ALLOYED STEEL – ANTICORROSIVE CLAD LAYER”

The effect preliminary thermal cycling in gaseous hydrogen as express-method of high temperature materials degradation, with the next electrolyte hydrogenation during strength tests, on the strength of the clad specimens of low-alloyed steels with anticorrosive clad layer has been investigated. It was shown that preliminary electrolyte hydrogenation of the specimens decreases its strength faster at shear tests than after thermal cycling in gaseous hydrogen what is caused more strong conditions of hydrogenation in the first case. It was revealed that the tension mechanical properties of the clad specimens become more worsen with an increase of number of thermal cycling. Degradation of the two layers specimens during thermal cycling in hydrogen becomes apparent by a decrease of ultimate strength at a rise of yield strength under effect of electrolyte hydrogenation comparatively with the tension tests in air. Besides, preliminary thermal cycling in hydrogen of the clad specimens effects ambiguously on its yield strength determined at tension tests with electrolyte hydrogenation: the positive influence of hydrogen on yield strength of clad specimens was registered after 30 thermal cycles and the negative one – after 100 thermal cycles. The fractography peculiarities of the clad specimens are described.

Впровадження в практику нафтопереробних підприємств сучасних високопродуктивних технологій глибокого перероблення нафти дають змогу досягати високої продуктивності отримання високооктанових бензинів і посилити енергетичну незалежність України. Зокрема, технологія гідрокрекінгу нафти забезпечує найвищий вихід бензину, реактивного пального та дизельних фракцій з одиниці сировини порівняно з менш продуктивними технологіями її перероблення. Водень забезпечує стабільність протікання технологічного процесу гідрокрекінгу нафти. Уникнути наводнювання металу корпусу реактора за таких умов (температура 450 °С, тиск 16 МПа) практично неможливо. Водень має здатність накопичуватися поблизу концентраторів напружень або ж в околі зварних з'єднань, чим послаблює міцність зв'язків у металі і

тим самим сприяє виникненню тріщиноподібних дефектів. Зливаючись між собою, вони утворюють магістральну тріщину, ріст якої може стати причиною руйнування корпусу реактора.

Стінку корпусу реактора виготовляють двошаровою [1]. Основний корпусний метал забезпечує конструктивну міцність, а тонкий наплавлений шар, котрий безпосередньо контактує з технологічним наводнювальним середовищем, захищає корпусний метал від його впливу. При цьому водень може взаємодіяти з вуглецем з утворенням метану [2], високий тиск якого в мікропорожнинах вздовж лінії сплавлення сприяє відшаруванню наплавленого захисного шару [3]. Крім того, градієнт температури в стінці корпусу реактора під час перехідних режимів його роботи (зупинки чи запуску технологічного процесу) сприяє локалізації водню саме поблизу лінії сплавлення [4]. Це зумовлено насамперед різницею розчинності та дифузійної рухливості водню в основному металі та антикорозійному наплавленому шарі, а також градієнтом температур і напружень.

Метою роботи є встановлення закономірностей впливу наводнювання на зміну механічних властивостей біметалевих зразків, які імітують двошаровість стінки корпусу реактора гідрокрекінгу нафти з антикорозійним наплавленим шаром.

Матеріали, методи досліджень та зразки. Зразки для визначення механічних властивостей виготовляли з двошарових призматичних заготовок довжиною 180 мм та робочим перерізом 10x25 мм², отриманих з'єднанням (методом вибуху) оццаднолегованої 15НМ або нелегованої А-516 Gr. 60 сталей і антикорозійних наплавлених шарів з аустенітної 304L або феритної 410S нержавних сталей. Хімічний склад використаних матеріалів подано в Таблиці 1.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджених матеріалів

Матеріал		C	Si	Mn	S	Cr	Ni	Mo
		% мас.						
Наплавлений метал	304L	0,019	0,34	1,68	0,001	18,27	8,11	
	410S	0,019	0,34	0,27	0,001	12,27	0,16	0,02
Основний метал	15НМ	0,15	0,25	0,59	0,015	0,83	0,093	0,49
	A-516 Gr. 60	0,14	0,21	0,90	0,015	0,04	0,071	0,02

Випробовували розтягом та зрізом біметалеві зразки у вихідному стані та після високотемпературної деградації за умов термоциклування у газоподібному водні [5,6]. Для цього зразки нагрівали у водні під тиском 0,5 МПа до робочої для реактора температури 450 °С, витримували за цієї температури протягом 0,5 год та швидко (1,5-2 °С/с) охолоджували до кімнатної температури з наступним витриманням теж протягом 0,5 год. Таким чином моделювали деградацію біметалевого корпусу реактора в часі експлуатації та відшарування антикорозійного наплавленого шару від основного металу. Дослідили зразки після 30 і 100 термоциклів (ТЦ) у водні.

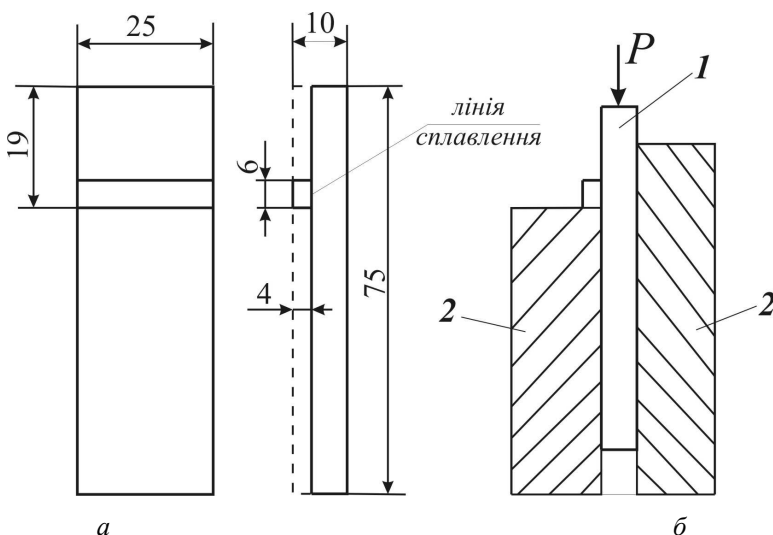


Рисунок 1 - Зразок (а) та схема навантаження за випроб зрізом (б):
1 – зразок; 2 – оправка для випроб зрізом

Випроби зрізанням. Щоб оцінити міцність зчеплення наплавленого шару з основним металом за умов

зрізання, використали прийняту в Європі методику, детально описану в нормативному документі ASTM A264 [7]. Геометрію зразка і принцип його навантаження під час випроб ілюструє рис. 1. Наплавлений шар на заготовках зразків усували фрезою на глибину 4 мм аж до основного металу, залишивши лише виступ з наплавленого шару шириною 6 мм на рівні 19 мм від верхнього торця зразка, котрий простягався на всю ширину зразка (рис. 1 а). Перед випробами зразок 1 розташовували в оправці 2 (рис. 1 б). Щоб уникнути перекосів, дотримувалися вимог щодо посадки, чистоти поверхонь і забезпечення прямих кутів між виступом і основним металом та між повздовжніми осями заготовки і залишеного виступу. Розташований в оправці зразок затримувався на виступі з наплавленого шару. Після цього зразок навантажували (рис. 1 б), фіксуючи зусилля, за якого виступ з наплавленого металу зрізається. За площею поверхні, котра розділяла виступ з наплавленого шару від основного металу, і зусиллям його зрізання, вираховували міцність за зрізу R_t , яка характеризує опір відколюванню наплавленого шару від основного металу.

Випроби розтягом. За міцністю при розтягу двошарових зразків з основного металу і наплавленого шару визначають здатність корпусу реактора гідрокрекінгу нафти витримувати внутрішній тиск. При цьому товщина основного металу і наплавленого шару у зразку була приблизно однаковою і становила 3 мм. Геометрію зразків для випроб розтягом схематично наведено на рис. 2. Вісь зразків орієнтували вздовж лінії сплавлення основного металу і наплавленого шару.

Механічні властивості та схильність до водневого окрихчення таких двошарових зразків визначали методом повільного деформування зі швидкістю 10^{-6} с^{-1} на установці

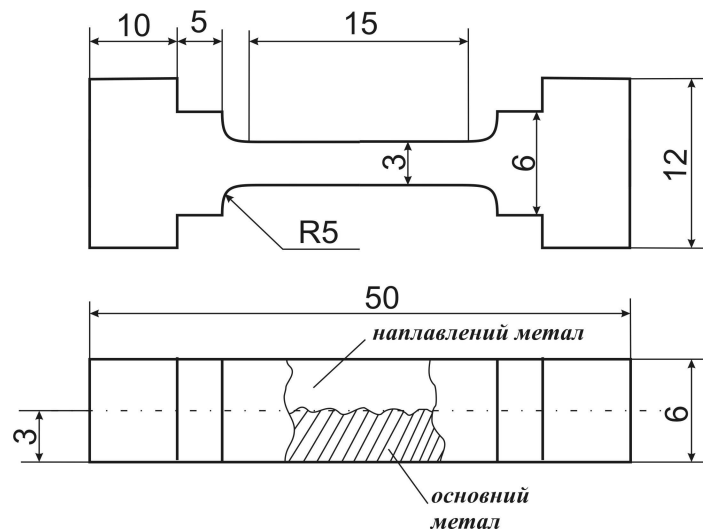


Рисунок 2 - Геометрія зразка для випроб розтягом та схема його вирізання з двошарової заготовки з основного металу і наплавленого шару

УМЕ-10Т. Зусилля на зразку і його деформацію заміряли за допомогою тензометричних давачів. Їх покази фіксували в режимі реального часу в пам'яті комп'ютера, використавши багатоканальний аналого-цифровий перетворювач АЦП І – 7018, та отримували діаграму навантаження в координатах “напруження σ – видовження Δl ”. Випробовували зразки на повітрі і за умов електролітичного наводнювання (ЕН), визначаючи границі міцності σ_B і текучості $\sigma_{0,2}$.

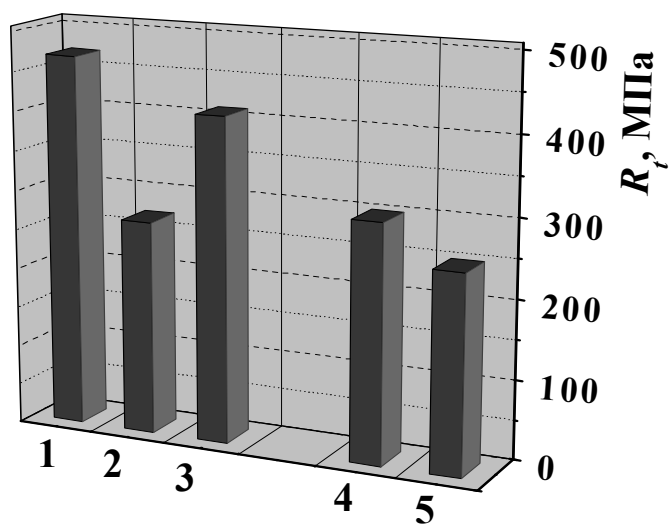
Попереднім термоцикуванням зразків у водні моделювали відшарування наплавленого шару від основного металу під час

високотемпературної експлуатації біметалевого корпусу реактора внаслідок зупинок технологічного процесу. Під час наступних випроб розтягом за умов ЕН дефекти вздовж лінії сплавлення наплавленого шару і основного металу, котрі виникли під час попереднього термоцикування у водні, могли інтенсивно наповнюватися воднем. Під час деформування зразків густина струму становила 1 mA/cm^2 . Для наводнювання використали водний розчин H_2SO_4 (pH4) з додаванням 2 г/л тіомочевини як інгібітора корозії і стимулятора наводнювання.

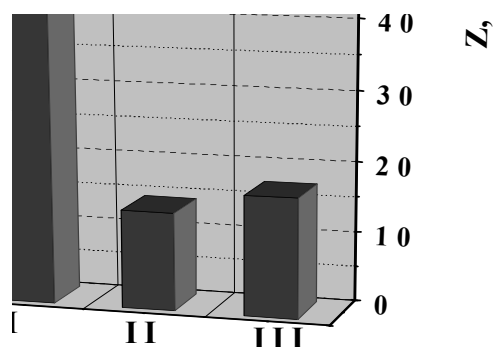
Фрактографічні особливості руйнування після механічних випроб зрізом і розтягом вивчали на растровому електронному мікроскопі HITACHI S-2600N.

Результати випроб біметалевих зразків зрізом. Біметалеві зразки “15НМ – 304L” випробовували на повітрі у вихідному стані та після відпалу за температури

1223 К. На повітрі випробували також такі ж зразки, але після попереднього ЕН, а невідпалені зразки - після попереднього термоцикування у водні.



а



X Axis

б

Рисунок 3 - Міцність за зрізу R_t (а) та її відносна зміна Z під впливом водню (б) біметалевих зразків “5НМ - 304L” у вихідному стані (1-3) та після відпалу (4, 5); 2, 4 – попереднє ЕН; 3 – термоцикування у водні; I – попереднє ЕН металу у вихідному стані; II – термоцикування у водні; III - попереднє ЕН відпаленого металу; $Z = (R_t - R_t^H)/R_t$, де R_t , R_t^H – міцність ненаводнених та попередньо наводнених (електролітично або з газової фази) зразків відповідно

Найсильніше знижує міцність за зрізу R_t таких біметалевих зразків попереднє ЕН (рис. 3 а). Порівняно зі зразками без наводнювання, для яких рівень $R_t = 470$ МПа, він знижується до 270 МПа. Термоцикування у водні від також знижує R_t , але його вплив відчутно слабший (після 100 ТЦ у водні R_t знижується до 410 МПа). Принципово слабший ефект термоцикування у водні зрозумілий. Адже умови насичення металу воднем за ЕН безумовно жорсткіші, ніж за наводнювання з газової фази. Більше того, за умов ЕН створюються передумови для утворення різних за величиною дефектів в околі лінії сплавлення (водневі пухирці). Тому результати з попереднім ЕН слід розглядати швидше як модельний експеримент, який гіперболізує вплив водню. На противагу йому, термоцикування у газоподібному водні більше наближається до реальних умов наводнювання двошарового корпусу реактора гідрокрекінгу нафти (парціальний тиск водню в реакторі не перевищує 3 МПа). Тому менший за величиною, але якісно подібний

ефект підтверджує доцільність прийняття до уваги цих результатів під час оцінювання впливу наводнювання на міцність біметалу.

Після відпалу міцність за зрізу двошарових зразків знизилась, порівняно з вихідним станом, до 300 МПа. Попереднє ЕН знизило рівень R_t відпалених зразків до 250 МПа. Якщо у вихідному стані під впливом ЕН міцність за зрізу знижується на 43 %, то після відпалу – на 17 % (рис. 3 б). Тобто вплив попереднього ЕН на міцність за зрізу відпалених зразків значно менший порівняно з наклепаними після застосування вибухової технології. Останнє свідчить, наскільки чутливішим до водневого впливу є наклепаний вибухом біметал “основний метал-антикорозійний наплавлений шар”. Також виявилось, що ефективність впливу ЕН на відпалений двошаровий композит практично того ж порядку, що і наводнювання з газової фази у невідпаленому двошаровому композиті (14 %). Це дає можливість у майбутньому імітувати вплив наводнювання з газової фази ЕН відпалених зразків, що практично реалізувати набагато простіше.

Фрактографічні особливості руйнування біметалевих зразків зрізанням. Без попереднього ЕН на поверхнях зламів двошарових зразків і у відпаленому, і у невідпаленому станах в околі лінії сплавлення спостерігали в’язкий механізм руйнування шляхом зародження і злиття мікропорожнин (рис. 4 в, г і рис. 5 в, г). Проте поверхні зламів відрізняються за формою ямок, які їх формують, і за інтенсивністю слідів локального течіння. У випадку відпалених зразків ямки зрізу на зламі набагато рельєфніші. Крім того, на них трапляються ділянки з ямками відриву (рис. 5 в, г), тоді як на зламах невідпалених зразків спостерігали ямки виключно зсувного характеру (рис. 4 в, г і рис. 5 в, г). Так само, як і самі поверхні зламів, береги вторинних тріщин вздовж лінії сплавлення на зламах відпаленого і невідпаленого зразків також густо вкриті ямками, що служить вагомим доказом того, що відшарування відбулося під час випроб зрізом шляхом утворення росту і злиття мікропорожнин, а не через наявність відшарувань перед випробами.

Зовсім іншу картину спостерігали на зламах відпаленого і невідпаленого зразків, випробуваних зрізом після попереднього ЕН (рис. 4 в, г та рис. 5 в, г). Попри істотне зниження енергоємності елементів зламів, яке проявляється ямками зрізового характеру та елементами відкольного характеру, основною деталлю попередньо наводнених зразків є наявність дрібненьких, але глибоких ямок діаметром до 0,05...0,3 мкм з гострими краями. Останнє особливо яскраво проявляється на зламі невідпалених зразків поблизу вторинних тріщин (рис. 4 б). Гострі краї ямок свідчать про те, що ці ямки існували ще перед випробами і виявилися завдяки пересіканню їх поверхнею зрізу. Очевидно, це могли бути мікро порожнини, в яких накопичувався водень.

Крім того, крихкий відкольний рельєф зламу на берегах вторинних тріщин свідчить про те, що ці тріщини або їх фрагменти могли існувати ще перед навантаженням як результат локальних відшарувань вздовж лінії сплавлення основного і наплавленого металу під впливом водню (рис. 4 б, рис. 5 б). Адже відомо, що абсорбований металом водень може спричинити такі крихкі руйнування [8, 9]. Додатковим підтвердження цього служить те, що навіть у невідпаленому металі зустрічаються вторинні тріщини, береги яких вкриті ямками відривного характеру (рис. 4 а). Отже, ці тріщини утворені, безумовно, внаслідок значної деформації під час випроб і, швидше за все, їх не було перед випробами.

Дещо інші особливості руйнування зрізом зразків, попередньо термоциклованих у газоподібному водні. Незважаючи на те, що умови наводнювання в цьому випадку були м’якшими, ніж за ЕН, це теж відбилося на зламі. Практично злам сформовано елементами низькоенергоємного зрізового характеру (рис. 6 а). Нижча порівняно з невідпаленим композитом після ЕН рельєфність зламу однозначно свідчить про низький опір руйнуванню.

Особливістю зламів є те, що вторинні тріщини зі сторони наплавленого шару супроводжуються практично паралельними їм дрібнішими вторинними тріщинами розшарування. І хоча ці тріщини утворені завдяки злиттю дрібних порожнин, їх розкриття достатньо невелике, що дає підстави припустити, що утворилися вони внаслідок крихкого руйнування перетинок між порожнинами, заповненими воднем. Та й саме руйнування перетинок між паралельними рядами вторинних мікротріщин характеризується елементами відкольного характеру (рис. 6 б). Це дає підстави припустити локальніший вплив попереднього високотемпературного наводнювання лише в околі лінії сплавлення, де і спостерігаються основні прояви наводнювання.

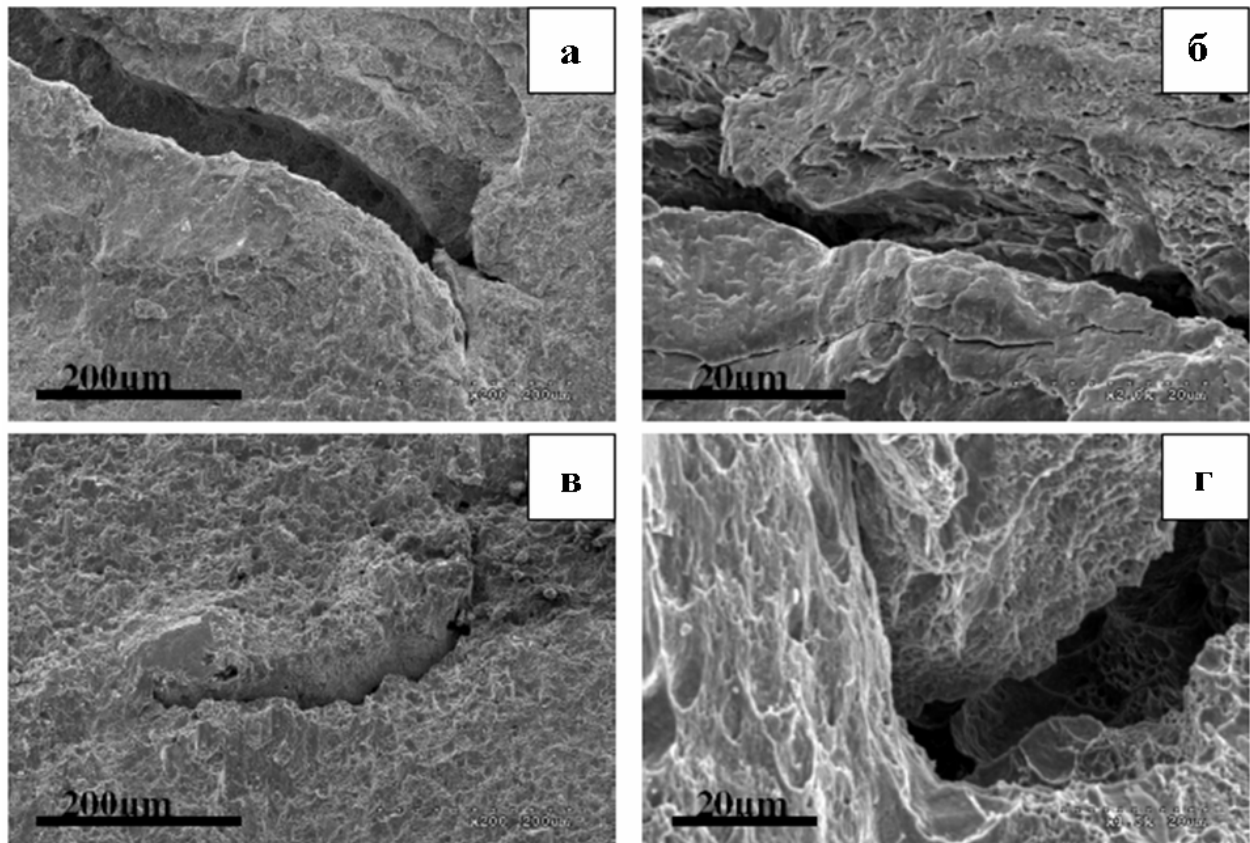


Рисунок 4 - Фрактограми зламів невідпалених двошарових зразків, випробуваних зрізом на повітрі після (а, б) і без (в, г) попереднього ЕН

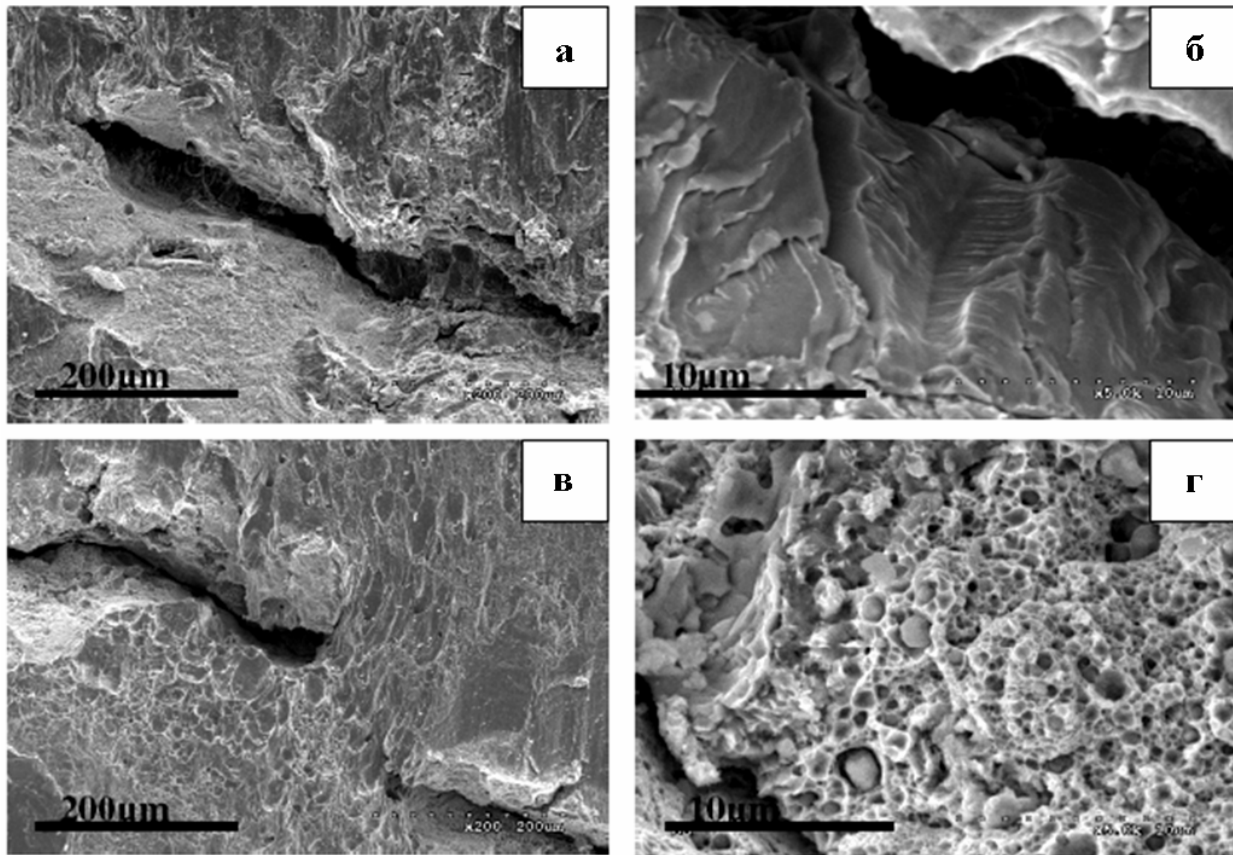


Рисунок 5 - Фрактограми зламів відпалених двошарових зразків, випробуваних зрізом на повітрі після (а, б) і без (в, г) попереднього ЕН

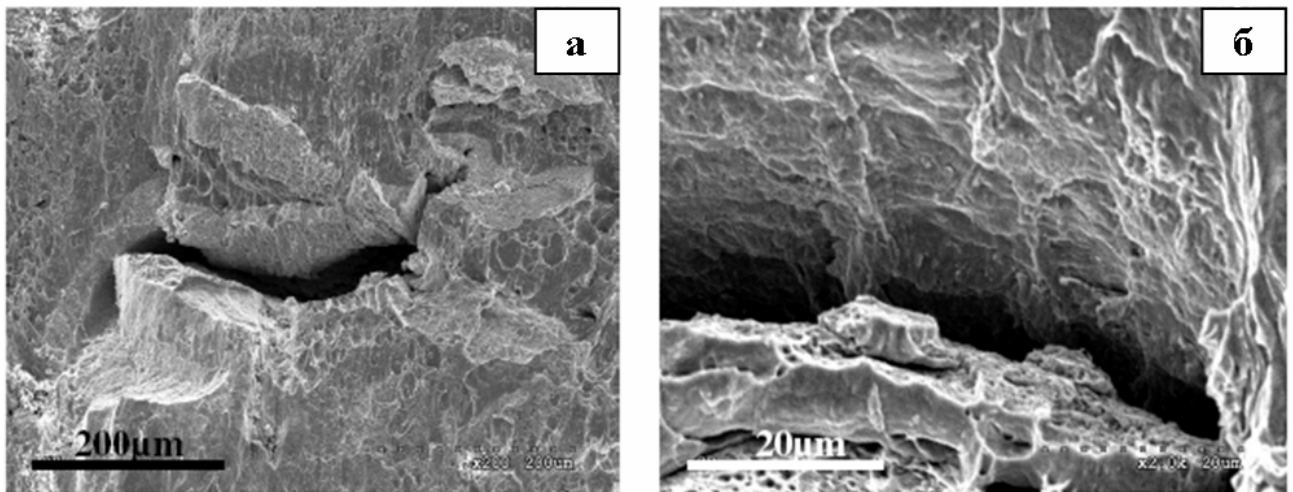


Рисунок 6 - Фрактограми зламів невідпалених двошарових зразків, випробуваних зрізом на повітрі після попереднього термоцикування у водні

Випроби біметалевих зразків розтягом. Дослідили зразки біметалів “А-516 Gr.60 - 410S” (I) та “15НМ - 304L” (II). Зразки у вихідному стані та після 30 і 100 ТЦ у водні випробовували на повітрі та за умов ЕН.

У вихідному стані характеристики міцності ($\sigma_{0,2}$, σ_B) досліджених двошарових зразків обох складів, визначені за умов ЕН під час деформування, знижуються порівняно з отриманими на повітрі (рис. 7), що принципово узгоджується з результатами випроб однорідних за складом матеріалів. Попереднє термоцикування зразків обох складів у водні також знижує ці показники на повітрі, причому цей вплив стає відчутнішим зі збільшенням

кількості ТЦ. Це свідчить про відчутну деградацію біметалевого зразка та про чутливість механічних властивостей до зміни стану металу.

Разом з тим, випроботи попереднього термоциклованих у водні біметалевих зразків за умов ЕН виявили, що, як і для вихідного стану, їх границі міцності σ_B знижуються (за винятком композиту складу I після 100 ТЦ у водні, на якому спостерігали незначну тенденцію до підвищення за ЕН) (рис. 7 а). Тоді як зміна границі текучості термоциклованих зразків має протилежну тенденцію порівняно з вихідним станом – за ЕН в процесі деформації обох варіантів двошарових зразків їх рівні $\sigma_{0,2}$ відчутно підвищуються порівняно з випробами на повітрі. Зокрема, після 30 ТЦ у водні двошарового композиту складу I його рівень $\sigma_{0,2}$ підвищується на 23 %, а після 100 ТЦ – на 27 %, хоч рівень σ_B при цьому знижується – на 5 % після 30 ТЦ і майже не змінюється після 100 ТЦ. Подібну тенденцію зафіксували і для двошарового композиту складу II з найвищими показниками міцності у вихідному стані. Його рівень $\sigma_{0,2}$ після 30 ТЦ підвищується на 21 %, а після 100 ТЦ – на 55 %, тоді як рівень σ_B – знижується на 1 % і 5 % відповідно. Слід зауважити, що за практично однакового підвищення границі текучості після 30 ТЦ (23 % і 21 % для композиту складу I і II відповідно) її підвищення після 100 ТЦ вдвічі більше у двошаровому композиті складу II порівняно з двошаровим композитом складу I (55 % проти 27 %). Враховуючи високу твердість наплавленого шару матеріалу II (понад 240 НВ), в цьому випадку логічно пов'язати отриманий ефект зі стабільністю саме його властивостей.

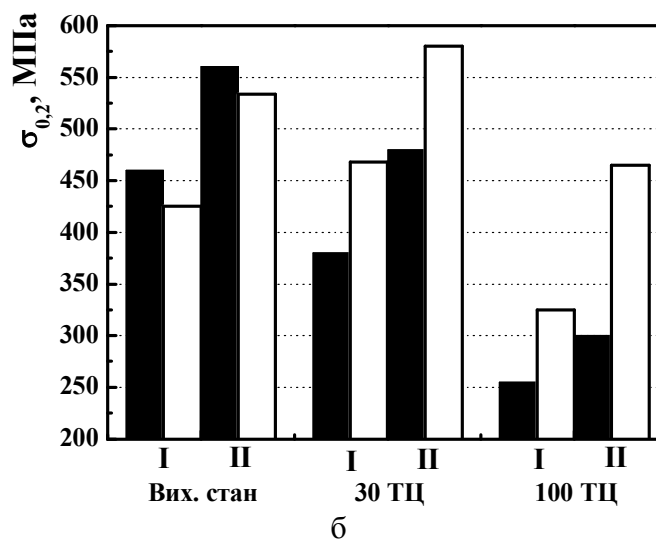
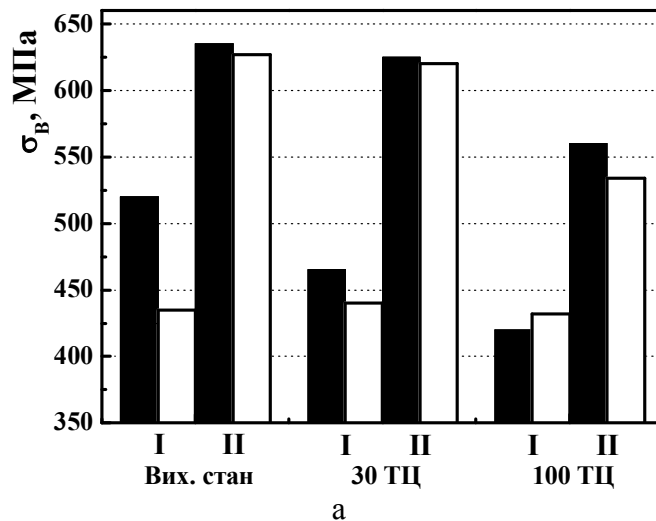


Рисунок 7 - Механічні властивості композитів А-516 Gr.60 - 410S (I) та 15НМ - 304L (II) на повітрі (темні) і за впливу ЕН (білі стовпці)

Отже, зі збільшенням кількості ТЦ у водні біметалевих зразків “низьколегована сталь - антикорозійний наплавлений шар” обидві характеристики міцності на повітрі знижуються. Тоді як границі текучості попередньо термоциклованих зразків, визначені за умов ЕН, підвищуються порівняно з випробами на повітрі. Звідси додаткове ЕН термоциклованих у водні двошарових зразків блокує рух дислокацій, котрий визначає границю текучості. Можливо також, що цей додатковий водень блокує вихід смуг ковзання на вільні поверхні на границі розділу основного і наплавленого металу в двошарових зразках. Останнє може бути непрямим свідченням наявності мікротрещин уздовж лінії сплавлення після термоцикування у водні.

Крім того, виявлено особливість неоднозначного впливу додаткового ЕН на границю текучості. Якщо на біметалевих зразках після 30 ТЦ у водні $\sigma_{0,2}$ за ЕН зростає порівняно з нециклованими у водні зразками, то після 100 ТЦ – цей показник знижується. При цьому позитивний вплив додаткової порції водню на рівень $\sigma_{0,2}$ зразків після 30 ТЦ у водні змінюється на негативний для зразків після 100 ТЦ у водні. Подібні тенденції неоднозначного впливу водню було виявлено раніше стосовно ефективного порогу циклічної тріщиностійкості, який враховує ефект закриття тріщини [10-11]. На цій основі було запропоновано критерій досягнення деградованим металом граничного стану, який визначається за зміною характеру впливу абсорбованого ним водню на ефективний поріг втоми з позитивного на негативний [12, 13] та запропоновано метод визначення залишкового ресурсу металу парогонів ТЕС, який на відміну від відомих враховує зміну структурного стану металу та локальний негативний вплив водню, абсорбованого металом під час експлуатації. Враховуючи отриманий ефект неоднозначного впливу водню на $\sigma_{0,2}$ термоциклованих біметалевих зразків, можна сподіватися на розвиток подібного підходу стосовно біметалевих корпусних матеріалів.

Висновки

Попереднє ЕН біметалевих зразків “низьколегована корпусна сталь 15НМ - наплавлений шар з аустенітної сталі 304L” знижує міцність за зрізу сильніше, ніж термоцикування у газоподібному водні від температури 450 С до кімнатної температури. Це є наслідком жорсткіших умов наводнювання за катодної поляризації.

Фрактографічно показано, що як ЕН, так і наводнювання з газового стану приводять до окрихчення зламів біметалевих зразків, яке проявляється вторинним розтріскуванням уздовж лінії сплавлення основного і наплавленого металу та зниженням рельєфності елементів зламу, що свідчить про зниження енергоємності руйнування, викликаного абсорбованим металом, воднем.

Зі збільшенням кількості термоциклів у водні біметалевих зразків їх характеристики міцності за розтягу на повітрі знижуються, причому границі текучості це стосується в більшій мірі, ніж межі міцності.

На відміну від випроб на повітрі розтяг за умов ЕН попередньо термоциклованих у водні біметалевих зразків обох композицій проявляється зниженням границі міцності і одночасним підвищенням границі текучості. Останнє може бути непрямим доказом наявності відшарувань уздовж лінії сплавлення після термоцикування у водні.

Виявлено неоднозначний вплив ЕН на границю текучості попередньо термоциклованих зразків, який можна використовувати для обґрунтування граничного рівня деградації біметалевих зразків, пов'язану з появою розшарувань уздовж лінії сплавлення основного і наплавленого шару.

Робота виконана за підтримки МОН України, проект М/196 - 2006 та міністерства науки і вищої освіти Польщі, проект 3Т08С01228.

Література

1. Смидович Е.В. Технология переработки нефти и газа. Ч.2. Крекинг нефтяного сырья и переработка углеводородных газов. – М.: Химия, 1980. – 328 с.
2. Арчаков Ю.И. Водородная коррозия сталей. – М.: Металлургия, 1985. – 161 с.

3. Андрейкив А.Е., Лысак Н.В., Каленский В.К., Иваницкий Я.Л., Скальский В.Р. Диагностика развития трещин по границе сплавления в наводороженных образцах // Техн. диагностика и неразр. Контроль. – 1990. - №3. – С. 32-36.
4. Panasyuk V.V., Andreykiv O.Y., Gembara O.V. Hydrogen degradation of materials under long – term operation of technological equipment. // Int. J. Hydrogen Energy. 2000. - 25/1. - P. 67-74.
5. Student O.Z. An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermocycling // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 4. – С. 45–52.
6. Lublinska K., Tsyurulnyk O., Hredil M., Nykyforchyn H., Kurzydłowski K.-J. Stress corrosion cracking of the clad Cr-Ni-Mo steel after its high temperature hydrogen degradation. Advances in Materials Science. – 2007. – V. 7, N. 1(11) – P. 27-32.
7. ASTM A264, Standard Specification for Stainless Chromium-Nickel Steel-Clad Plate, Sheet and Strip, USA, 1995.
8. Никифорчин Г. М., Студент О. З., Марков А.Д. Аномальный прояв високотемпературної деградації металу зварного з'єднання ошаднолегованої сталі // Фізико-хімічна механіка матеріалів.- 2007. - №1. - С.73-79.
9. Студент О. З., Никифорчин Г. М., Марков А.Д. Особливості впливу водню на властивості і механізм руйнування металу зварних з'єднань паропроводів ТЕС // Фізико-хімічна механіка матеріалів.- 2006. - №5. - С.122-126.
10. Студент О.З. Особливості впливу водню на порогові характеристики циклічної тріщиностійкості конструкційних сталей // Машинознавство. – 1999. – № 2. – С. 17-23.
11. Nykyforchyn G.M., Student O.Z. Thermocycling in hydrogen environment as simulation method of pipeline steam steel's damages / Proc. 12th Biennial Conf. Fracture - ECF12 “Fracture from defects” / Eds. M.W. Brown, E.R. de los Rios, K.J. Miller, Sheffield, 1998. – London: EMAS, 1998. – V.III. – P.1139-1144.
12. Студент О.З. Новий підхід до оцінки залишкового ресурсу металу паропроводів // Вісник Тернопільського держ. техн. університету. – 1998. – 3, № 4. – С. 54-62.
13. Kurzydłowski K.-J., Nykyforchyn H. Degradacja wodorowa materiałów konstrukcyjnych w przemyśle energetycznym i petrochemicznym / Problemy Eksploatacji. – 2003 - 51/4 - S. 7- 18.

Одержано 14.11.2007 р.