

УДК: 539.3:620.179.17

В. Р. Скальський¹, Л. Н. Добровольська¹, Д. В. Рудавський², Р. Я. Ярема³¹ Луцький національний технічний університет² Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка Національної академії наук України³ Приватне акціонерне товариство "Львівський локомотиво-ремонтний завод"**РОЗПОДІЛ КОНЦЕНТРАЦІЇ ВОДНЮ У СТІНЦІ РЕКТОРА ПІД ЧАС ЙОГО ЕКСПЛУАТАЦІЇ ТА ОХОЛОДЖЕННЯ**

Подано результати розрахунку розподілу концентрації водню у біметалі стінки реакторів у стаціонарному режимі роботи та під час їх охолодження. Встановлено, що нестационарне температурне поле породжує в біметалі пікові концентрації водню, які в декілька разів перевищують рівноважні значення для умов наводнювання за високих температури та тиску. Такі перенасичення воднем є нерівноважними, оскільки в цілому йде процес дегазації стінки і ці піки після певного часу (у даному випадку після декілька десятків тисяч годин) роботи реактора у стаціонарному режимі починають розсмоктуватися.

Показано, що за наявності тепловмін необхідно брати до уваги параметри, що характеризують розчинність та дифузію водню в матеріалах. Зі збільшенням відношення розчинності водню у наплавці до аналогічного показника для металу основи під час охолодження, збільшується концентрація водню у зоні сплавлення.

Рис. 2. Літ. 26.

В. Р. Скальський, Л. Н. Добровольская, Д. В. Рудавский, Р. Я. Ярема

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ВОДОРОДА В СТЕНКЕ РЕКТОРА ПРИ ЕГО ЕКСПЛУАТАЦИИ И ОХЛАЖДЕНИИ

Представлены результаты расчета распределения концентрации водорода в биметаллической стенке реакторов в стационарном режиме работы и при их охлаждении. Установлено, что нестационарное температурное поле порождает в биметалле пиковые концентрации водорода, которые в несколько раз превышают равновесные значения для условий наводороживания при высоких температуре и давлении. Такое перенасыщение водородом является неравновесными, поскольку в целом идет процесс дегазации стенки и эти пики после определенного времени (в данном случае после несколько десятков тысяч часов) работы реактора в стационарном режиме начинают рассасываться.

Показано, что при наличии тепловмен необходимо учитывать параметры, характеризующие растворимость и диффузию водорода в материалах. С увеличением отношения растворимости водорода в наплавке к аналогичному показателю для металла основы при охлаждении, увеличивается концентрация водорода в зоне сплавления.

V. R. Skalsky, L. N. Dobrovol'ska, D. V. Rudavsky, R. Y. Yarema

HYDROGEN CONCENTRATION DISTRIBUTION IN THE REACTOR WALL DURING ITS OPERATION AND COOLING

The calculation results of hydrogen concentration distribution in the bimetallic wall of the reactors in steady state operation as well as during its cooling are presented at the paper. It was found that non-stationary temperature field generates peak concentrations of hydrogen in the bimetal, which is several times higher than the equilibrium values for the hydrogenation conditions of high temperature and pressure. Such hydrogen oversaturation is non-equilibrium. Because of degassing process in the reactor wall these concentration peaks start to dissolve after a certain time (in this case, after tens of thousands of hours) of the reactor operation.

It is shown that parameters of the hydrogen solubility and diffusion in materials should be taken into account because of heat variation. The hydrogen concentration in the fusion zone increases with the increase in the ratio of the hydrogen solubility in overlaying welding to the hydrogen solubility in the base metal during cooling.

Актуальність досліджень. Реактори, які працюють за наявності високих температур і тиску, а також воденьмісного середовища, виробляють з хромомолібденової сталі. Водень розчиняється в біметалевій стінці реактора під час робочих процесів і може викликати водневі пошкодження [1, 2]. При цьому матеріали корпусу реакторів перебувають під впливом водню досить високої активності. Для газової фази мірою активності є тиск водню, а у твердому розчині в металі – його концентрація, причому в широкому температурному інтервалі – від кімнатної (приблизно 290° К) до температури робочих процесів 723 К (450° С).

Коли реактор потрапляє в режим роботи за кімнатної температури, конструкція зазнає дії водню, що надійшов в метал в результаті високотемпературного наводнення протягом робочих циклів. Це означає, що реактори піддаються ризику водневої деградації, коли є умови для реалізації всіх трьох основних чинників – водневої крихкості, водневої деградації перетворення

(тут важливою є воднева корозія вуглецевих сталей за підвищеної температури і активності водню) і водневої деструкції [3].

Форми реалізації водневої деградації металів у конкретних ситуаціях дуже різноманітні і можуть стати несподіваними, наприклад, у вигляді утворення і росту тріщин водневої крихкості, а може проявитися і у вигляді утворення водневих деструкцій – несущільностей і розшарувань у період спокою агрегатів після виведення їх з робочого режиму та усунення контакту з воднем. Такі деструкції можуть потім за повторних пусків стати ініціаторами повного руйнування.

Маючи мету оцінити працездатність і дослідити ресурс конструкцій, що піддаються ризику водневої деградації, аж ніяк не достатньо проводити розрахунки для того чи іншого з режимів роботи агрегату, який підозрюється як найбільш несприятливий за рівнем напружень або за зовнішньою активністю водню (у середовищі), будь то номінальний робочий, форсований чи перехідний режими. Для достовірності результатів і висновків необхідно проаналізувати всю історію взаємодії з воднем, зміни температурного і напружено-деформованого стану виробів за всіма складовими частинами ординарних циклів. Обумовлено це тим, що на будь-якому з етапів можуть складатися сприятливі умови для реалізації катастрофічного поєднання зовнішніх впливів і факторів водневої деградації матеріалу в конструкції, котрі здатні проявитися або негайно, або стати джерелом подальшого руйнування [4].

Стан проблеми. Воднева корозія є різновидом водневої деградації перетворення і являє собою процес хімічної взаємодії компонентів сталі основи або зони сплавлення (головним чином вуглецю) з воднем, який проходить крізь наплавлення. При цьому відбувається утворення водневих сполук (зазвичай метану тощо), що викликає обезвуглечення і деструкцію металу. Опір сталі водневій корозії описується діаграмами Нельсона [5].

Що стосується корпусної сталі 15X2НМФ-А, то можливість її водневої корозії за умов роботи реактора заперечується [5]. У літературі, присвяченій розгляду аналогічних проблем за кордоном, для сталей того ж призначення (2,25% Cr – 1% Mo) згадки про можливість водневої корозії також відсутні, констатується її стійкість проти такого виду деградації [6].

Дослідження в галузі фізики систем “метал-водень” вказують на можливе існування впливу водню на процеси взаємної дифузії в сплавах, на процеси дифузії вакансій, виникнення вакансійних кластерів та їх коагуляції в мікропори, на процеси фазоутворення і на мікροструктурні перетворення. Тобто, взагалі кажучи, не виключений вплив водню на протікання в металах мікропроцесів, пов’язаних з повзучістю і тепловою крихкістю. Виявляється, що вплив водню на високотемпературну механічну поведінку матеріалів реактора, хоча і не виключений, але не є суттєвим. Тому його вивчення, насамперед експериментальне встановлення самого факту його існування для матеріалів реактора, представляє швидше науковий, ніж практичний інтерес.

Воднева деструкція (в реакторах проявляється у вигляді водневих відшарувань) – різновид водневої деградації металів, що відбувається за невисоких температур і виявляється, як показує досвід [7–11], утворенням у них несущільностей (деструкцій) без участі будь-яких хімічних процесів. Вона не вимагає, взагалі кажучи, додаткових механічних і теплових навантажень, а обумовлена лише перенасиченням металу воднем. У світовій літературі, присвяченій аналізу водневих проблем реакторобудування, цей ефект є предметом найбільшої уваги [1, 6, 12, 13].

Факти (дані про промислові реактори гідрокрекінгу і результати експериментальних досліджень зразків із наплавками) свідчать про те, що в біметалах, насичених воднем за високої температури і тиску, після їх охолодження без впливу водню через декілька годин виникають і починають з’являтися відшарування наплавки від основи. Відбувається це, підкреслимо, через чималий час після завершення охолодження. У порожнину відшарування з навколишнього металу, мабуть, виділяється водень, тиск якого викликає розширення тріщини відшарування. На цьому етапі до ймовірних чинників водневої деструкції реакторів можна віднести водневу крихкість, тобто зменшення під дією водню опору металу руйнуванню (тріщиностійкості), яке не обумовлене хімічними, фазовими або структурними перетвореннями в сталях. Таким чином, саме явище водневої деструкції (відшарування), яке може відбуватися після виходу реактора з режиму взаємодії з воднем при високих температурах і тиску, заслуговує на увагу з точки зору оцінювання ресурсу та забезпечення працездатності реактора.

Наплавлений шар металу на внутрішню поверхню корпусу реактора наносять із матеріалів, які мають низьку водневу проникливість, тобто відзначаються незначною розчинністю у них водню чи дифузійною його рухливістю. Таким чином, захисні покриття лише сповільнюють наводнювання основного матеріалу корпусу, але не виключають його. За час експлуатування в основному металі буде досягнута концентрація водню, що дорівнює його рівноважній розчинності

в основному металі за наявних тиску і температури. Надалі водень у металі може проявитися по-різному, залежно від параметрів експлуатування корпусу, особливо циклів його зупинки-пуску. У цьому випадку відбувається охолодження конструкції, під час якого нижча температура біля поверхні призводить до виникнення там температурних напружень розтягу, які у випадку реактора, у наплавці будуть суттєвішими внаслідок більшого температурного коефіцієнта лінійного розширення аустенітної сталі, ніж сталі основи. В умовах швидкого охолодження вони можуть бути великі протягом деякого часу, доки температура вузла не стане рівномірнішою. З іншого боку, з пониженням температури наводнений метал потрапляє у такий температурний інтервал, коли може проявитися воднева деградація у вигляді "внутрішнього водневого окрихчення" [4, 14]. Тоді під дією механічних напружень і водню, що наявний у металі стінки реактора, можливе утворення тріщин водневого окрихчення та їх докритичне підростання. Це є причиною подальшого руйнування корпусу під дією робочого навантаження, яке до цього було безпечним.

За час тривалого експлуатування основний метал може бути так само сильно наводнений, як і без покриття. З причини малої водневої проникливості, покриття також перешкоджають і виходу водню з основного металу та межі сплавлення під час охолодження корпусу або за відсутності контакту металу внутрішньої поверхні з воденьвмісним середовищем. У випадку досить швидкого охолодження можливе дуже високе перенасичення металу воднем [1]. Тоді тріщини утворюються вздовж границь великих аустенітних зерен поблизу межі сплавлення, де відбулося випадання карбідів під час посттермообробки і утворився широкий шар карбідів внаслідок міграції вуглецю з основного металу. Тріщини зароджуються і ростуть вздовж цієї межі, перетворюючись на розшарування.

Мета досліджень – розрахувати розподіл концентрації водню у біметалевій стінці корпусу ядерного реактора у стаціонарному режимі експлуатування та під час охолодження.

Розрахунок концентрації водню у стінці реактора за стаціонарного режиму роботи. В якості основного металу стінки корпусу розглядали сталь 15X2МФА-А, а наплавленого шару – сталь 07X25Н13. Товщини матеріалів становили для основного металу $x_{\alpha} = 0,18$ м, а для наплавки – $x_{\gamma} = 0,01$ м (рис. 1). Робочі параметри водневого середовища: температура $T = 623$ К (350°C), тиск $p_{H_2} = 16$ МПа.

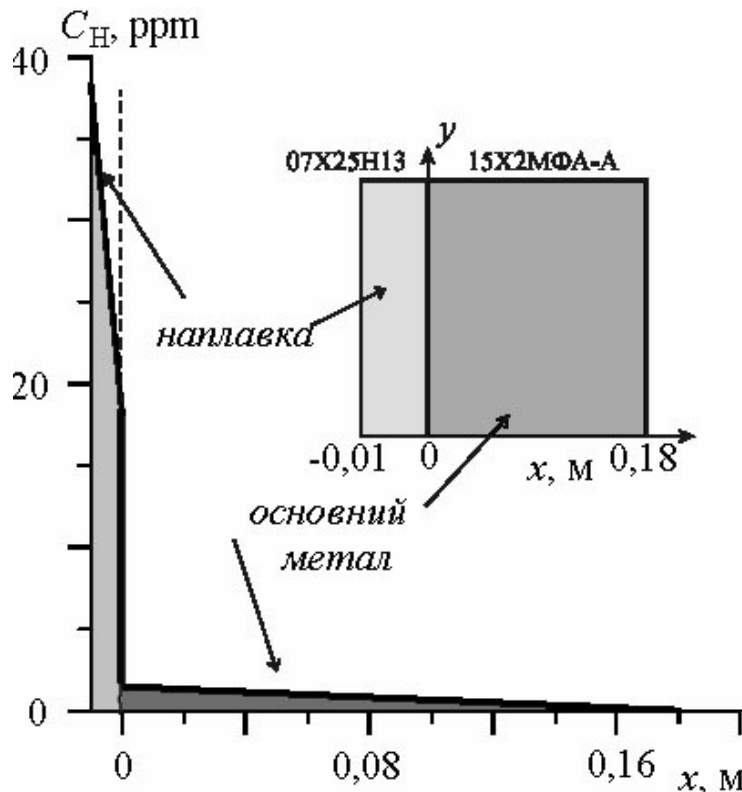


Рис. 1. Розрахований стаціонарний розподіл концентрації водню у біметалі стінки реактора

Розрахунок проводили за відомою методикою [11, 15], поклавши для основного металу коефіцієнт дифузії $D_\alpha = 4,96 \times 10^{-9} \text{ м}^2/\text{с}$, розчинність водню – $K_\alpha = 3,042 \text{ ppm}$. Для металу наплавки ці параметри були: $D_\gamma = 1,98 \times 10^{-11} \text{ м}^2/\text{с}$; $K_\gamma = 38,313 \text{ ppm}$, відповідно [16, 17]. Отримані результати приведено на рис. 1. і вони корелюють із аналогічними розрахунками, проведеними для стінки реактора гідрокрекінгу нафти [1]. Як бачимо, граничні концентрації водню в металах під час роботи реактора відповідають його розчинності у них, а найвища концентрація в основному металі є на межі сплавлення.

Розподіл концентрації водню під час охолодження. Хоча у багатьох працях дослідники показали домінуючу роль водню у механізмах відшарування наплавленого металу від основного [1, 18–26], однак особливої уваги заслуговує процес охолодження корпусу реактора. Під час зупинки його роботи з подальшим охолодженням проходить перерозподіл і аномальне накопичення водню на межі сплавлення, коли багатократно перевищується межа розчинності [1, 11]. Як вже згадано вище, виділяючись на поверхнях карбідів водень, відповідно до закону Сівертса, спричинює там високий тиск, який зумовлює руйнування шляхом відшарування наплавки.

Вплив водню не проявляється відразу, але він може бути причиною несподіваного руйнування під час подальшого експлуатування. Визначальну роль тут відіграє біметалева конструкція корпусу. Захисні покриття мають малу водневу проникність, яка визначається добутком $C_S D$, тобто малими значеннями розчинності у них водню чи його дифузійною рухливістю. З часом в основному металі досягається концентрація водню, яка дорівнює (в закритій рівноважній системі) рівноважній його розчинності в основному металі за робочих тиску середовища і температури (рис. 1). Надалі цей чинник може проявлятися по-різному, залежно від параметрів перехідних процесів, які відбуваються у стінці корпусу.

Розглянемо поведінку біметалу, наводненого за високотемпературного режиму, з подальшим охолодженням протягом перехідного режиму зупинки чи за аварійної ситуації [11]. У цьому разі відбувається охолодження корпусу, під час якого нижча температура біля поверхні призводить до виникнення там температурних напружень розтягу, які у наплавці будуть вищими внаслідок більшого значення температурного коефіцієнта лінійного розширення для аустенітної сталі ($15 \dots 16 \times 10^{-6} \text{ град}^{-1}$), ніж для сталі основи ($12 \dots 13 \times 10^{-6} \text{ град}^{-1}$). Швидке охолодження призводить до того, що ці напруження можуть бути значними протягом деякого часу, доки температура вузла не стане рівномірнішою. Окрім цього, з пониженням температури наводнений метал переходить у температурний інтервал $150 \leq T \leq 400 \text{ K}$, коли може проявитися воднева деградація у вигляді “внутрішнього водневого окрихчення” [12, 14]. Тоді під дією механічних і температурних напружень та наявного водню, що вже є у металі стінки реактора, можливе утворення тріщин водневого окрихчення та їхнє докритичне підростання. Це призводить до безпосереднього руйнування конструкції або зумовлює руйнування за наступних навантажень тільки внаслідок росту тріщини під дією робочого тиску, який до цього часу не мав такого впливу.

Якщо наявне захисне покриття, то воно може не тільки не захистити метал основи від проникнення водню, але й поглибити небезпеку водневого руйнування. Протягом деякого часу основний метал стає так само наводненерим, як і без покриття. Але в той же час в силу малої водневої проникності, покриття перешкоджають і виходу водню з металу під час охолодження або за відсутності контакту з водневомісним середовищем. Тоді за швидкого охолодження можливе високе перенасичення металу воднем, яке еквівалентне дії на метал середовища водню за невисокої температури, але тиску в тисячі атмосфер. За тих же обставин у разі високих значень відношення швидкості охолодження до швидкості дегазації (зменшення концентрації водню), можливий такий прояв водневої деградації, як воднева деструкція металу.

А саме, якщо у металі існують які-небудь внутрішні дефекти (особливо пори), то за концентрації водню C_0 в околі такої порожнини за температури T_0 тиск газу водню у ній згідно з законом Сівертса може збільшитись до $4,6 \times 10^3$ разів (якщо охолодження досить швидке порівняно зі швидкістю дегазації). Тоді виникає руйнування матеріалу стінки без впливу термомеханічних напружень. Відзначимо, що це може статися навіть тоді, коли конструкція перебуває у неробочому стані спокою, тобто відсутні і силові, і температурні навантаження. Отже, деструктивна дія водню у даному випадку може посилитися чинниками, які перешкоджають швидкому його виходу з металу під час охолодження.

Зазначимо, що рушійною силою руйнування тут буде механічний тиск водню у дефекті. Але при цьому руйнування проходить у наводненому металі за наявності в зоні руйнування водневого середовища. Отож ріст тріщини у металі під дією тиску водню може відбуватися ще й за водневого окрихчення металу [11]. Однак для розвитку таких пошкоджень необхідною умовою є наявність порожнин в зоні перенасичення. Допоки їх немає, надрівноважний тиск водню не може бути чинником водневої деградації у конструкції стінки реактора. Початкові мікропорожнини у металах існують не завжди і тоді основним є питання про їхнє утворення у двошаровому елементі за виникнення перенасичення металу воднем.

Під час охолодження металу реакція знеугличення карбідів згасає і за досягнення температури приблизно 573 К зупиняється. Але у мікропори продовжує натікати водень, оскільки температурна залежність розчинності водню в α -залізі основного металу сильніша, ніж у γ -залізі наплавки. Це означає, що під час зниження температури величина коефіцієнта розчинності K_{S_α} зменшується набагато швидше, ніж K_{S_γ} . Відповідно за таких концентрацій в α - і γ -залізі $C_{\alpha,\gamma}$ ступінь перенасичення металу воднем, яка характеризується відношенням концентрації до розчинності, у металі основи буде збільшуватися швидше, ніж у наплавці. Крім того, під час охолодження у деякому околі зони сплавлення виникне рушійна сила перенесення водню зі сталі основи у наплавку. Вона буде тим більшою, чим швидше знижується температура. У свою чергу, коефіцієнт дифузії водню у наплавці D_γ , який і так менший, ніж коефіцієнт дифузії для основи D_α , під час зниження температури буде зменшуватися швидше, тобто нерівність $D_\gamma \ll D_\alpha$ суттєво посилюватиметься. Це означає, що вихід водню з наплавки у навколишнє середовище заповільнюється. За сильного натікання водню з основи у наплавку це призведе до виникнення надзвичайно великого перенасичення воднем зони сплавлення зі сторони наплавки.

Процес накопичення водню у порах продовжується і після повного вистигання об'єкту. В охолодженому металі досягаються концентрації водню в околі зони сплавлення на порядок більші за значення концентрації водню, яка досягається під час високотемпературного наводнювання протягом того чи іншого циклу роботи реактора. Внаслідок того, що тиск газів у мікропорах підвищується, вони ростуть, зливаються і перетворюються у тріщини, а відтак у відшарування.

Виходячи із сказаного вище, під час кількісного аналізу водневої стійкості стінки реактора важливим етапом є дослідження накопичення та перерозподілу водню у ній під час високотемпературного наводнювання і в процесі його охолодження до температури доквілля. Для цього необхідно розв'язати задачу дифузії у біметалі за вихідних даних і умов взаємодії з воднем, вказаних вище (рис. 1). Вибирали дві характерні швидкості охолодження: 0,13 та 0,09 К/с, які відповідають аварійній зупинці і штатному охолодженню під час регламентної зупинки реактора, відповідно.

Під час розв'язання задачі виходили з таких міркувань. У випадку кусково-неоднорідних тіл на границі переходу між підобластями однорідностей функція розчинності водню має стрибок, а значить матиме його і функція концентрації водню, що впливає з умови неперервності функції хімічного потенціалу водню у всій області. Ця обставина суттєво ускладнює постановку дифузійної задачі. Тому замість концентрації водню ввели неперервну у всій області з'єднання наплавленого шару з основним металом так звану функцію потенціалу водню Π , запропоновану у праці [23]:

$$\Pi_i(x, y, t) = C_i(x, y, t) / K_i(t).$$

Тоді розподіл концентрації водню у біметалевій стінці реактора шукали на основі узагальненого закону Фіка, який у термінах функції потенціалу водню Π набуде вигляду

$$\frac{\partial \Pi}{\partial t} = D_i(T(t)) \vec{\nabla}_{xy}^2 \Pi - \frac{1}{K_i(T(t))} \frac{\partial K_i(T(t))}{\partial t} \Pi,$$

де $i = 1$ – для основного металу, $i = 2$ – для металу наплавки.

Показаний на рис. 1 елемент біметалевої стінки моделювали двовимірною прямокутною областю розмірами 1×19 см, урахувавши товщину наплавки (1 см) і основного металу (18 см). На внутрішній поверхні виділеної області (поверхня наплавки) задавали крайову умову постійності концентрації водню, а на зовнішній – рівність її нулю, а також крайові умови відсутності потоку водню на бокових (вздовж стінки) поверхнях.

Відтак розв'язували нестационарну задачу дифузії за умови охолодження біметалевої стінки від 723 до 291 К за лінійним законом для кожної із заданих швидкостей. Функції температурної залежності коефіцієнтів дифузії та розчинності водню у металах стінки реактора взяли із праці [15]. Застосовували метод скінченних елементів за допомогою програмного пакету FEMLAB. Змодельовану область стінки розбивали трикутними скінченними елементами із багатократним згущенням скінченно-елементної сітки біля межі розділу між наплавкою та основним металом. Загальна кількість скінченних елементів становила 42656. Отримані результати розрахунків показано на рис. 2.

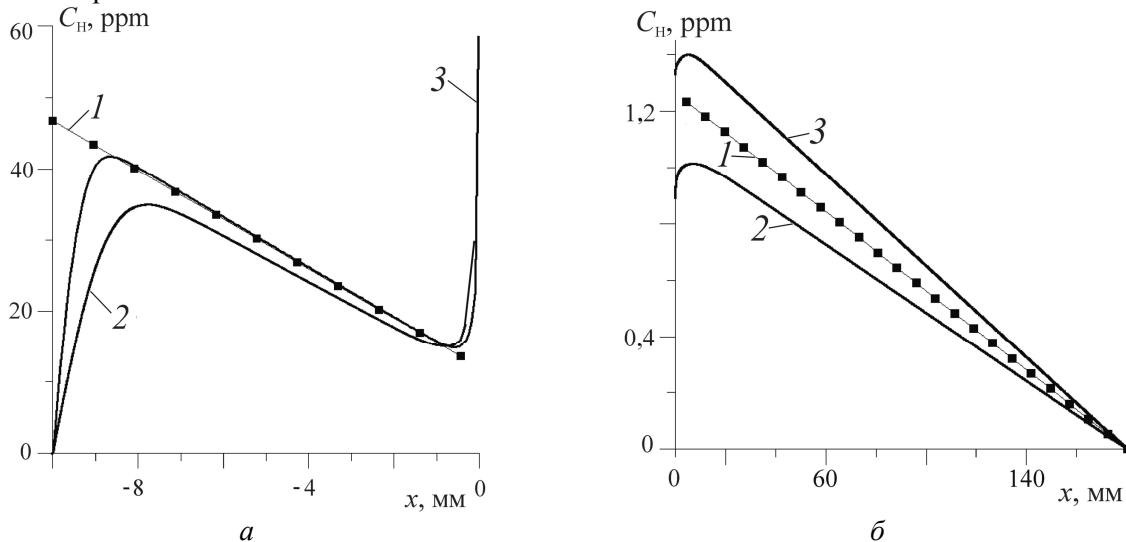


Рис. 2. Розподіл концентрації водню у стінці корпусу реактора під час охолодження з різними швидкостями після високотемпературного наводнювання: а – за товщиною наплавки; б – за товщиною основного металу; 1 – стаціонарний розподіл, 2 – охолодження зі швидкістю 0,09 К/с, 3 – 0,13 К/с

Як бачимо, під час охолодження реактора розподіл концентрації водню є відмінним від стаціонарного. Особливо необхідно звернути увагу на перерозподіл концентрації на межі сплавлення металів, що спричинює згадані вище процеси відшарування.

Порівнюючи отримані дані розрахунку з розв'язком аналогічної задачі у праці [17], де характеристики взаємодії матеріалів стінки з воднем і температурні залежності коефіцієнтів розчинності дещо відмінні, бачимо, що у нашому випадку максимальне значення концентрації водню у зоні сплавлення досягає близьк 60 ppm проти 261 ppm для стінки реактора гідрокрекінгу нафти (рис. 2). Отримані результати узгоджуються з експериментальними даними і свідчать про те, що зі зниженням швидкості охолодження зменшується вплив межі наплавлення захисного шару на основний метал.

Висновки. Нестационарне температурне поле породжує в стінці корпусу пікові концентрації водню, які в декілька разів перевищують рівноважні значення для умов наводнювання за високих температури та тиску. Такі перенасичення воднем є нерівноважними, оскільки в цілому йде процес дегазації стінки і ці піки після певного часу (у даному випадку після декілька десятків тисяч годин) роботи реактора у стаціонарному режимі починають розсмоктуватися.

Окрім механічних характеристик матеріалів, які враховують для оцінки надійності конструкції, за наявності теплосмін необхідно брати до уваги параметри, що характеризують розчинність $K_S(T)$ та дифузії $D(T)$ водню в матеріалах. Зі збільшенням відношення розчинності водню у наплавці до аналогічного показника для металу основи під час охолодження, збільшується концентрація водню у зоні сплавлення. Така ж сама тенденція спостерігається щодо коефіцієнта дифузії.

1. Hydrogen Induced Disbonding of Stainless Steel Overlay Weld / K. Ohnishi, R. Chiba, J. Watanabe et al. // Pressure Vessels Research Committee Meeting. New York, September 1980. – New York, 1980. – P. 1–38.
2. Застосування методу акустичної емісії для дослідження утворення тріщин під захисною наплавкою корпусів реакторів / М. В. Лисак, В. Р. Скальський, Я. Л. Іваницький та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1989. – № 2. – С. 79–81.

3. Скальський В. Р. Оцінка об'ємної пошкодженості матеріалів методом акустичної емісії / В. Р. Скальський, О. Є. Андрейків. – Львів: ВЦ ЛНУ ім. Івана Франка, 2006. – 330 с.
4. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов / Б. А. Колачев. – М.: Metallurgia, 1985. – 217 с.
5. Арчаков Ю. И. Водородная коррозия стали / Ю. И. Арчаков. – М.: Metallurgia, 1985. – 192 с.
6. Стеклов О. И. Отслаивание наплавленного слоя аустенитной коррозионно-стойкой стали сосудов высокого давления, работающих в водородосодержащих средах (обзор) / О. И. Стеклов, А. В. Алексеев, О. А. Александров // Сварочное производство. – 1988. – № 4. – С. 10–12.
7. Скальський В. Р. Влияние водорода на растрескивание металлов и контроль таких процессов методом АЭ / В. Р. Скальський // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 1995. – № 1. – С. 52–65.
8. Диагностика развития трещин по границе сплавления в наводороженных образцах / А. Е. Андрейків, Н. В. Лысак, В. К. Каленский и др. // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 1990. – № 3. – С. 32–36.
9. Назарчук З. Т. Акустико-емісійне оцінювання динаміки накопичення об'ємної пошкоджуваності корпусів реакторів / З. Т. Назарчук, В. Р. Скальський, Л. Н. Добровольська // Вісник Тернопільського нац. техніч. ун-ту. – 2013. – № 3(71). – С. 7–15.
10. Повышение стойкости нержавеющей металла, наплавленного на сталь 10Х2ГНМА, против отслоения при эксплуатации в среде водорода / В. К. Каленский, Т. Ю. Николенко, А. Н. Козин и др. // Автоматическая сварка. – 1990. – № 12. – С. 27–33.
11. Андрейків О. Є. Механіка руйнування та довговічність металевих матеріалів у водневмісних середовищах / О. Є. Андрейків, О. В. Гембара. – К.: Наук. думка, 2008. – 344 с.
12. Андрейків О. Є. Метод оцінки високотемпературного водневого руйнування біметалевих елементів конструкцій / О. Є. Андрейків, В. Р. Скальський, О. В. Гембара // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2000. – № 4. – С. 15–22.
13. Hydrogen Attack in Cr-Mo Steels and Disbonding of Austenitic Stainless Weld Overlay / N. Imanaka, J. Shimomura, S. Nakano, K. Yasuda // Kawasaki steel technical report. – 1985. – No 13. – P. 109–119.
14. Гельд П. В. Водород и несовершенство структуры металла / П. В. Гельд, Р. А. Рябов, Е. С. Кодес. – М.: Metallurgia, 1979. – 221 с.
15. Кроншталь О. В. Влияние неоднородности материалов и тепловых потоков на диффузию водорода как фактор риска развития водородной деградации металлов / О. В. Кроншталь, В. С. Харин // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1992. – № 6. – С. 7–20.
16. Hydrogen induced disbonding of weld overlay in pressure vessels and its prevention / T. Sakai, K. Asami, M. Katsumata et al. // Current Solution to Hydrogen Problems in Steels: Proc 1st Int. Conf. – Metals Park: ASM, 1982. – P. 340–348.
17. A safety analysis of overlay disbonding of pressure vessels for hydrogen service / T. Fuji, T. Hazawa, H. Nakajima, R. Horita // Ibid. – P. 361–386.
18. Hydrogen attack in austenitic stainless weld overlay / T. Imanaka, J. Shimomura, S. Nakano, K. Yasuda // Kawasaki steel Techn. Rep. – 1985. – No 13. – P. 109–119.
19. Matsuda F. Proposal of hydrogen blistering mechanism associated with disbonding between 2.25Cr-1Mo steel and type 309 overlaid metal / F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Tsuruta // Trans. JWRI. – 1986. – 15, No 2. – P. 207–208.
20. Effects of strip overlay welding conditions on resistance to hydrogen-induced disbonding / K. Ohniski, A. Fuji, R. Chiba et al. // Quarterly J. Japan Weld Soc. – 1983. – 1, No 3. – P. 75–82.
21. Metallurgia дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня, Н. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич и др. – Киев: Наукова думка, 2004. – 441 с.
22. Студент О. З. Вплив водню на механічні властивості реакторної сталі 15Х2МФА / О. З. Студент // Машинознавство. – 1999. – № 4. – С. 23–29.
23. Походня И. К. Математическое моделирование поведения газов в сварных швах. / И. К. Походня, В. Ф. Демченко, Л. И. Демченко – Киев: Наук. думка, 1979. – 56 с.
24. Gacaman M. I. Hydrogen attack in the austenitic stainless steel / M. I. Gacaman, T. A. Parthasarathy, I. R. Hirth // Metallurgical Trans. – 1984. – 15A, No 7. – P. 1485–1490.
25. Влияние карбидов и включений на внутреннее водородное охрупчивание Cr-Mo сталей для сосудов давления / Sakai Tadamichi et al. // J. Iron and Steel Inst. Jap. – 1985. – 71, No 13. – P. 1308–1312.
26. Влияние карбидообразующих элементов на водородное охрупчивание и на воздействие водорода на Cr-Mo сталь для сосудов давления / Sakai Tadamichi et al. // J. Iron and Steel Inst. Jap. – 1986. – 72, No 5. – P. 553–559.

Стаття надійшла до редакції 26.09.2014.