

## МОДЕЛЮВАННЯ МОЖЛИВОСТІ РОЗВИТКУ ТРИЩИНОПОДІБНИХ ДЕФЕКТІВ У ПОСУДИНАХ ТИСКУ З ДВОШАРОВИХ СТАЛЕЙ

І. І. ПЕРЕПІЧАЙ, А. О. ПЕРЕПІЧАЙ, В. В. МУТАС, М. Д. РАБКІНА

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Після закінчення нормативного терміну служби багато з відповідальних зварних конструкцій продовжують свою роботу, в зв'язку з чим виникає необхідність продовження їх експлуатації в безпечному режимі. Найбільш вразливим місцем з точки зору виникнення і поширення тріщиноподібних дефектів в елементах обладнання з біметалу є ділянка переходу від корозійностійкої до теплостійкої сталі. Оскільки емпіричні розрахунки, особливо в разі біметалу, не завжди здійсненні, виникає необхідність моделювання напружено-деформованого стану конструкції, що дає можливість спрогнозувати подальше зростання дефекту заданих розмірів при відомих робочих параметрах конструкції. Бібліогр.10, табл. 2, рис. 6.

*Ключові слова:* тріщиноподібні дефекти, моделювання напружено-деформованого стану, коефіцієнт інтенсивності напружень, двошарові сталі

Нормативний термін експлуатації багатьох зварних посудин тиску у нафтопереробній галузі добігає кінця. Але тим не менше значна частина з них залишається в дії у зв'язку з чим викає необхідність безпечного продовження їх експлуатації. При цьому постає проблема визначення довговічності конструкцій, що можливо лише на основі прийнятих нормативних підходів, які передбачають неперервний моніторинг з використанням сучасних засобів технічної діагностики. Аналіз результатів регламентованих обстежень свідчить про те, що під час експлуатації технологічного устаткування, виготовленого з низьковуглецевих і низьколегованих сталей, може з'являтися граничний стан, пов'язаний з утворенням місцевих об'ємних дефектів, наявність яких не завжди призводить до необхідності припинення функціонування об'єкта і зняття його з експлуатації [1–7]. Проте існує ряд дефектів таких, як шарувате розтріскування внаслідок концентрації водню в обмеженому замкнутому об'ємі стінки об'єкта, яке може призвести до відмов конструкції при певних робочих параметрах [4–6]. Об'єднання відокремлених несучильностей в шари в поєднанні з наявністю об'ємних дефектів свідчить про те, що суттєву роль в корозійних процесах відіграє структура металу [3]. Так, інтенсивне кородування у вигляді виразкової та щільової корозії розвивається пошарово у зв'язку з яскраво вираженою структурною текстурою, що вказує на суттєву роль корозійної анізотропії металу. При цьому найбільш уразливими ділянками є різні зони зварного з'єднання, в першу чергу, лінія сплавлення, а також елементи обладнання з двошарової сталі – біметалу, зокрема ділянка переходу від

корозійностійкої до теплостійкої сталі. Розтріскування корозійностійкого шару в процесі експлуатації може спровокувати втрату герметичності посудини тиску, підтікання продукту під плакуючий шар, що в подальшому може призвести до втрати герметичності конструкції. При цьому наявність біметалевої структури робить неможливими емпіричні прогнози властивостей матеріалів [6, 7]. За таких обставин виникає необхідність моделювання технічного стану конструкції, що дає можливість спрогнозувати подальший ріст дефекту заданих розмірів при відомих робочих параметрах.

**Аналіз умов виникнення дефектів у плакуючому шарі стінок посудин тиску.** Слід підкреслити, що корпуси відповідального обладнання, яке використовується в нафтопереробній промисловості, зокрема реакторів, колон, теплообмінників і т. і., виготовляють або цілком з високолегованих сталей, або, як зазначалось, з біметалу, де несучий шар зазвичай хромомолібденова сталь (типу 15ХМ), а плакуючий (захисний) – нержавіюча сталь (типу 08Х18Н10Т). Основною перевагою, коли корпус і денця виготовляють з двошарової сталі, є те, що відпадає необхідність в захисній футеровці. Однак підвищена небезпека роботи обладнання в процесах переробки нафти полягає в тому, що в результаті тривалого впливу водню при підвищених температурах і тисках на стінки корпусу може статися його проникнення через плакуючий шар в основний, що несе загрозу зневуглецювання, зниження пластичності і тривалої міцності біметалу.

Для детального дослідження умов виникнення дефектів та прогнозування подальшого зростання тріщини в основний метал в посудинах,

що працюють під тиском, було обрано фрагмент хімічного реактора об'ємом понад 40 м<sup>3</sup>, який перебував в постійній експлуатації більше 35 років за робочого тиску близько 3,0 МПа і температури дещо вище 400 °С. Робоче середовище – водневовмісний газ (близько 70 % водню і до 0,01 % сірководню). Корпус посудини виконано з двошарової сталі – теплостійкої 15ХМ (несучий шар) і корозійностійкої 08Х18Н10Т (плакуючий шар). Товщина стінки посудини складає біля 50 мм. За допомогою візуально-оптичного способу, а також капілярної дефектоскопії з внутрішньої сторони посудини було виявлено: протяжні тріщини по краях зварних з'єднань; сітка тріщин; одиничні пори і скупчення пор. Виникнення подібних дефектів – є результат тривалого впливу водню при підвищених температурах і тиску в корпусі, в зв'язку з чим може відбутися його проникнення через плакуючий шар в основний. До речі воднева корозія не виявляється при звичайному візуальному огляді. Для її виявлення необхідна вирізка з апаратів зразків з подальшим дослідженням структури і механічних властивостей металу. Проникаючи в сталь, водень викликає її знеуглецювання, зниження пластичності і тривалої міцності. Інтенсивність водневої корозії залежить від складу сталі, температури і парціального тиску водню.

Згідно з вимогами нормативного документа [8] з боку внутрішньої поверхні з верхньої і нижньої частини посудини було вирізано ненаскрізні темплети, які мали форму конуса висотою 10 мм з діаметром основи 15 мм. При первинному огляді шліфів виявлено, що поверхня основи конуса уражена павутиноподібною сіткою тріщин.

**Дослідження структури металу в непошкодженій і пошкодженій частинах посудини.** Для

подальшого вивчення мікроструктури оболонки посудини конічний зразок було розрізано перпендикулярно до основи. Як довели дослідження перерізу товщини стінки, у місцях, не уражених корозією, структура металу являє собою «листяний піріг», що складається з трьох шарів: плакуючого, перехідного і несучого (рис. 1).

Плакуючому шару притаманна типова для нержавіючих сталей аустенітна структура з ГЦК-решіткою (верхня частина рис. 1, а). Крім того, у всьому обсязі аустенітних зерен мають місце численні нітриди (рис. 2, а), які розташовані як у тілі зерна, так і по межах аустенітних зерен. При цьому, як показав мікрорентгеноспектральний аналіз (МРА), вміст титану в нітриді, що на межах зерен, в два рази перевищує його вміст в нітриді, що в тілі зерна. Мікротвердість *HV* цього шару складає 221, а поблизу перехідного шару досягає величини 245. В деяких місцях спостерігається наявність тріщин, переважно міжкристалічного походження (рис. 2, б, в). На границях, де пройшла міжкристалічна корозія, спостерігається підвищений вміст хрому і, особливо, сірки (в 40...50 разів), та знижений вміст нікелю (табл. 1).

Для несучого шару характерна типова феритно-перлітна структура хромомолібденової сталі з ОЦК-решіткою, у якій не виявлено будь-яких пошкоджень (нижня частина рис. 1, а). Мікротвердість *HV* цього шару становить величину порядку 128...170.

У вузькій смужці перехідного шару сегрегація домішок по межах аустенітних зерен з боку плакуючого шару виражена більшою мірою, ніж з боку несучого шару з феритно-перлітною структурою (рис. 1, а). Також спостерігаються сліди дрібних тріщин і пор, які чітко виявляються в

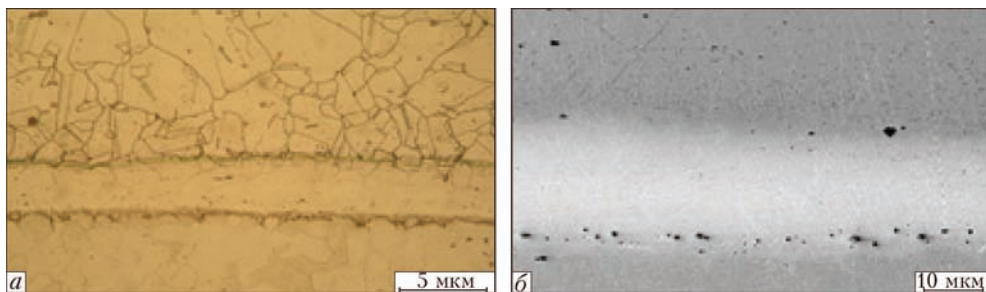


Рис. 1. Структура металу плакуючого шару «листяний піріг»: з оптичного мікроскопу – а; в ОЖС – б

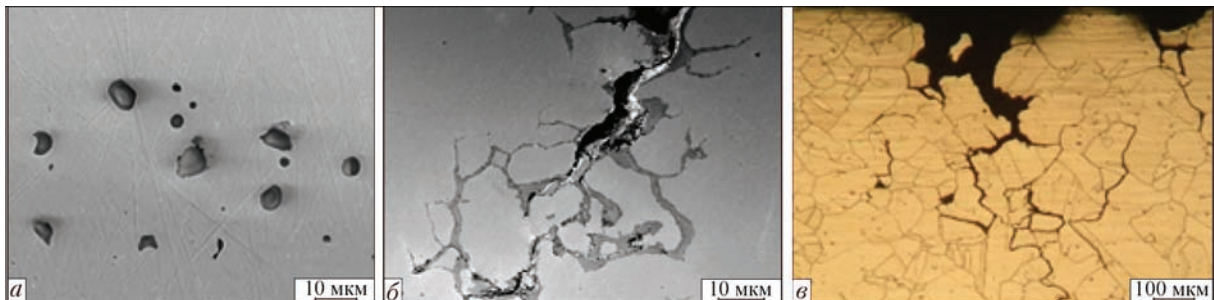


Рис. 2. МКК в плакуючому шарі: нітриди (а) та загальний вигляд дефекту (б), одержані за допомогою ОЖС: зображення дефекту через оптичний мікроскоп (в)

Таблиця 1. Вміст елементів в тілі непошкодженого зерна і на «роз'їдених» границі, мас. %

Місце дослідження	C	Ti	Cr	Ni	Fe	S
Тіло зерна	0,55	0,11...0,13	18,1...19,2	9,2...9,8	71,2...72,3	0,5...0,7
Ушкоджена границя	-	0,21...0,26	28,5...36,6	1,05...2,12	18,8...20,5	21,0...34,0

Оже-електронному спектрі (ОЖС) (рис. 1, б). У перехідному шарі мікротвердість  $HV$  становить 201...206, а в області нітридів – 227...243.

З точки зору стійкості металу по відношенню до водневовмісного середовища особливого значення набуває вуглець, пов'язаний в карбіди. При цьому до визначальних факторів, слід віднести: стехіометричний склад, морфологію і розподіл карбідних частинок. З іншого боку на схильність до карбідоутворення істотно впливає легування нержавіючих сталей. Як відомо, ванадій, вольфрам, молібден, марганець і ніобій знижують активність вуглецю, запобігаючи можливості виникнення міжкристалічної корозії (МКК). Кремній, кобальт, і нікель – навпаки, збільшують активність атомів вуглецю, посилюючи МКК.

Карбіди зазвичай концентруються біля границь зерен, утворюючи суцільний ланцюжок. Так, в корозійностійких сталях показником схильності до міжкристалічної корозії служить наявність на границях зерен складних карбідів типу  $Me_{23}C_6$ , збагачених хромом, що свідчить про виникнення дефіциту хрому в твердому розчині приграничних областей. При впливі агресивного середовища карбіди хрому розчиняються. Чим більше різниця концентрацій хрому на границях зерна і в об'ємі, тим швидше протікає міжкристалічна корозія. При цьому існує вірогідність, що корозійне розтріскування, яке було виявлено лише в плакуючому шарі, може прорости у несучий шар. У зв'язку з цим було оцінено за допомогою математичного моделювання можливість проростання тріщини в основний метал.

Для оцінки ймовірності росту тріщин в плакуючому шарі проведено, як згадувалось, аналіз розподілу елементів, що входять до складу сталі, як пошкоджених, так і непошкоджених ділянок, прилеглих до тріщини (табл.1). Були вибрані типові ділянки з тріщинами з верхньої та нижньої частини посудини. З метою отримання топографії поверхні, а також якісного і кількісного аналізу складу границь зерен було використано ОЖС з локальністю  $\sim 50$  нм. Перед завантаженням зразка в робочий контейнер мікрошліф піддавався промиванню спиртом і гексаном з використанням ультразвукового очищення. Як можна бачити, перш за все звертає на себе увагу відсутність вуглецю, що обумовлено, як зазначалося, проникненням водню. На границі зерна більше ніж у три рази знижується вміст заліза, у вісім разів нікелю, майже в два рази збільшується вміст хрому і приблиз-

но в 40...50 разів збільшується кількість сірки (табл. 1).

Таким чином, в обсязі «здорового» зерна елементний склад металу практично відповідає складу сталі 0X18H10T. В міру наближення до області, охопленої корозією, розподіл елементів набуває нестабільного характеру.

На глибині, де швидкість просування корозійної тріщини сповільнюється, спостерігається деяке вирівнювання в розподілі між тілом і границею зерна як заліза, так хрому і нікелю, що стає ще більш помітним під час майбутньої зупинки міжкристалічної тріщини. Результати ОЖС добре узгоджуються з даними МРА.

Металогіфічний аналіз поздовжнього перерізу конічних темплетів показав, що тріщини в основному металі не пов'язані зі зварним з'єднанням і притупляються на глибині менше 1,5 мм від поверхні у верхній частині апарату і менше 2 мм в нижній частині апарату. Слід зазначити, що метал нижньої частини посудини має більш тонку будову в порівнянні з верхньою частиною, що, ймовірно, також може відбитися на опорі руйнуванню, в тому числі і міжкристалічній корозії (табл. 2).

Таким чином, плакуючому шару властива характерна для нержавіючих сталей грубозерниста структура з балом зерна аустеніту 1-2 для верху і 1-4 для низу апарату. У той же час несучий шар являє собою більш тонку структуру з феритно-перлітною складовою з балом зерна фериту 5-7. Наглядно підтверджено, що аустенітна структура завдяки великому розміру зерна, а також процесам, що відбуваються на границях зерен, схильна до утворення міжкристалічної корозії, яка пов'язана зі збідненням приграничних областей зерен атомами хрому і одночасним утворенням на границях зерен карбідів хрому у вигляді  $Cr_{23}C_6$ . Карбіди виступають в ролі анода, через що відбувається різке збільшення швидкості міжкристалічної корозії. При підвищеній температурі атоми вуглецю, які набагато менші атомів хрому і мають більшу рухливість, дифундують до границь зерен не тільки з прикордонних зон, але й з об'єму. При цьому в карбідоутворенні бере участь майже весь

Таблиця 2. Параметри структури металу реактора

Місце дослідження	Бал зерна за ГОСТ 5639-82	
	Верх	Низ
Плакуючий шар	1-2	1-4
Несучий шар	5-6	6-7

вуглець зерна, а щодо атомів хрому, то тільки ті, які розташовані майже біля самих його границь. Таким чином, як відзначалось, карбіди концентруються біля границь зерен, утворюючи суцільний ланцюжок, а прикордонні області виявляються збіднені хромом. При впливі агресивного середовища карбіди хрому розчиняються. Про швидкість міжкристалічної корозії нержавіючих сплавів можна судити по концентрації в зерні атомів хрому. Чим більша різниця концентрації хрому на границях зерна, тим швидше протікає міжкристалічна корозія.

На протікання міжкристалічної корозії при дії сильних окиснювачів великий вплив робить не один, а кілька факторів одночасно (інтенсивне розчинення надлишкових фаз, нестійких в даному середовищі; вплив хромат-іонів; вибіркоче розчинення границь зерен, збіднених хромом; вибіркоче розчинення місць концентрації домішок т. і.). При цьому розтріскування границь по типу міжкристалічної корозії, зумовленої як перепадом концентрацій елементів заміщення (хром, нікель, титан), так і зневуглецюванням, призводить до заповнення їх сіркою, що може призвести до подальшого розвитку сірководневого розтріскування.

Необхідно підкреслити, що в цілому, незважаючи на розгалужену павутиноподібну сітку тріщин на внутрішній поверхні апарату, в місцях, віддалених від зварних швів, розвиток тріщин з плакуючого шару (сталь 0X18H10T) як у верхній, так і в нижній частині посудини не поширюється до перехідного шару (сталь 15XM), зупиняючись на глибині не більше 2 мм.

**Оцінка поширення тріщиноподібного дефекту в плакуючому шарі хімічного реактора на основі критерію лінійної механіки руйнування.** Для подальшої оцінки ймовірності росту тріщин в плакуючому шарі використано метод порівняння допустимого значення тріщиностійкості плакуючого матеріалу ( $K_{IC}$ ) з розрахунковим значенням коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_I$ . Наводиться значення допустимої тріщиностійкості для матеріалу плакуючого шару, в якості якого застосована сталь 08X18H10T. Розрахункове значення коефіцієнта інтенсивності напружень отримано шляхом математичного моделювання напівеліптичної тріщини з максимальними лінійними розмірами методом кінцевих елементів. Завдання вирішувалося шляхом масштабування – переходу від повномасштабної геометричної моделі посудини до невеликої «проблемної» ділянки конструкції із напівеліптичною тріщиною. До гео-

метричної моделі, розбитої на кінцеві елементи, включені граничні умови у вигляді робочих параметрів – робочий тиск і температура.

В результаті розрахунку отримано розподіл напружень і пружних деформацій, а також значення коефіцієнта інтенсивності напружень в околі заданої напівеліптичної тріщини при дії робочих параметрів навантаження на конструкцію. Порівнявши розрахункові значення  $K_I$  з допустимим  $K_{IC}$  для даної сталі зроблено висновок про те, що тріщина в плакуючому шарі не має схильності до зростання.

Для встановлення ймовірності поширення тріщини із плакуючого в несучий шар посудини при робочих навантаженнях було використано метод скінченних елементів, який складався з декількох етапів:

1. *Побудова геометричної моделі.* Геометрична модель посудини побудована у програмному модулі і складається з таких основних елементів: нижнього та верхнього денця, обичайок корпуса, опорного кільця, опорної спідниці, двох патрубків Ду100, одного патрубка Ду200, одного патрубка Ду350 та одного Ду500.

2. *Генерування сітки для повної моделі.* Модель розбивається на сітку скінченних елементів в автоматичному режимі з параметром «величини комірки» 20 мм таким чином, щоб по товщині стінки припадало щонайменше 2 елемента тетраедальної форми

3. *Граничні умови.* Граничними умовами для моделі виступають робочі параметри: температура 420 °С і внутрішній тиск 2,9 МПа. Для вирішення теплової задачі, окрім внутрішньої поверхні посудини, що навантажена температурою, усі зовнішні поверхні задіяні в конвективному теплообміні з навколишнім середовищем. Обмеження ступенів свободи моделі відбувалось за рахунок

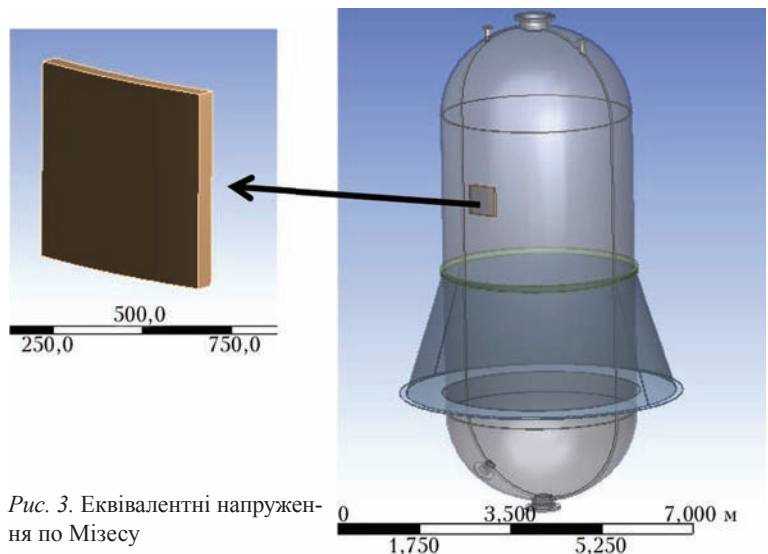


Рис. 3. Еквівалентні напруження по Мізесу

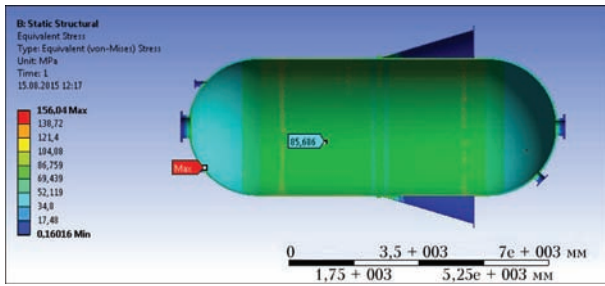


Рис. 4. Вирізана частина підмоделі

закріплення опорної частини спідниці по трьох координатах.

4. *Розрахунок повної моделі для визначення локальних зон концентрації напружень.* Для аналізу взято повні еквівалентні напруження по Мізесу, результати чого показані на рис. 3. Як видно з рисунка, напруження в основній частині посудини знаходяться в межах 85 МПа, а пікові значення припадають на ділянки зварювання патрубків. Всі значення напружень знаходяться в допустимих межах, тобто конструкція працює в пружній області, напруження не перевищують границі текучості  $\sigma_T = 245$  МПа для даної сталі при заданій температурі.

5. *Створення підмоделі на основі моделі і генерування сітки для підмоделі* (рис. 4). Після визначення зон з високою концентрацією напружень в межах зони розтріскування можна перейти до створення підмоделі на базі цієї моделі. Для цього модель ріжеться на частини, а потім непотрібні фрагменти моделі просто пригнічуються. При пригніченні частин моделі автоматично зберігається геометрична зв'язаність об'єктів, тобто пригнічені тіла не змінюють свого положення відносно глобальної системи координат. Для передачі (інтерполяції) переміщень з повної моделі в підмодель необхідно задати вибірки геометричних об'єктів (Named Selection) в місцях сполучення підмоделі з моделлю. На ці вибірки надалі будуть посилатися команди спеціального макросу.

6. *Інтерполяція граничних умов з повної моделі в підмодель, моделювання тріщиноподібного дефекту в підмоделі* (рис. 5). В підмодель за допомогою автоматичного макросу «тріщина» вноситься напівеліптична тріщина з геометричними параметрами, отриманими з вирізаних зразків. Тріщина орієнтована в поздовжньому (вздовж осі корпусу посудини) напрямку, як найбільш небезпечному. Довжина тріщини 20 мм і глибина 2 мм.

7. *Побудова сітки скінченних елементів в області тріщини та аналіз отриманих результатів.* Для оцінки можливості розповсюдження тріщини використовується коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН). КІН використовується у лінійній механіці руйнування для опису полів напружень поблизу вершини тріщини. На рис. 6 зображено розподіл КІН для тріщини. Допустимий КІН для

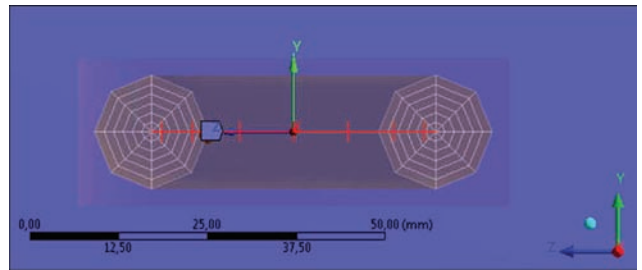


Рис. 5. Тріщиноподібний дефект в підмоделі

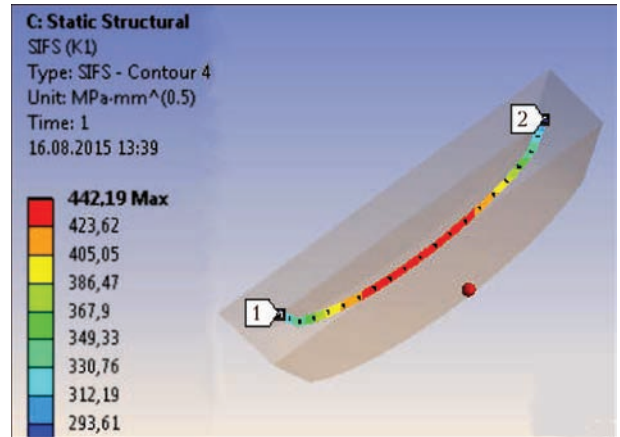


Рис. 6. Розподіл КІН для напівеліптичної тріщини

сталі плакуючого шару 08X18Н10Т згідно роботи [9] становить  $268 \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{0.5}$ . Отриманий розподіл КІН складає  $442,19 \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{0.5}$ , і це дорівнює  $13,98 \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{0.5}$ , що майже в 20 разів менше допустимого значення. Отже робиться висновок, що тріщина проростати не буде.

Тим не менш в найбільш навантаженому місці апарату згідно з поширеною парадигмою програмного аналізу в плакуючому шарі посудини було змодельовано тріщину і досліджено можливість її подальшого росту.

Таким чином, в результаті розрахунку отримано розподіл напружень і пружних деформацій, а також значення коефіцієнта інтенсивності напружень в околі заданої напівеліптичної тріщини при дії робочих параметрів навантаження на конструкцію. Порівнявши розрахункові значення  $K_I$  з допустимим  $K_{IC}$  для даної сталі зроблено висновок про те, що досліджена тріщина в плакуючому шарі не має схильності до зростання. Тим не менш розтріскування є небажаним явищем, бо в процесі експлуатації може призвести до втрати герметичності посудини тиску та підтікання робочого продукту під плакуючий шар, що в свою чергу, може обумовити спонтанне поширення корозійних пошкоджень. Саме тому в роботі [10] запропоновано комплекс ремонтних заходів, які полягають у вибірці дефектної ділянки з подальшим отриманням наплавленого матеріалу методами ручного дугового зварювання, або механізованого зварювання порошковим дротом таким чином, щоб характеристики наплавленого матеріалу були

аналогічними характеристикам плакуючого шару. При цьому також рекомендовано знизити робочі параметри експлуатації даного обладнання.

**Список літератури**

1. Лобанов Л. М., Рабкина М. Д., Нетребский М. А., Мутас В. В. (2013) Закономерности развития эксплуатационных дефектов в сварных конструкциях нефтеперерабатывающего комплекса. Сб. мат. «Повышение надежности и долговечности оборудования нефтегазовой промышленности», Бердянск, сс. 97–102.
2. Гиренко В. С., Рабкина М. Д., Дядин В. П. и др. (1998) Некоторые результаты технической диагностики сосудов и трубопроводов в нефтехимической промышленности. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, **3**, 17–24.
3. Гиренко В. С., Рабкина М. Д., Гиренко С. В. (2003) Физико-механические изменения в сталях при эксплуатации в водородосодержащих средах. *Там же*, **4**, 18–24.
4. Рабкина М. Д., Перепичай А. О., Перепичай І. І., Мутас В. В. (2017) Аналіз результатів технічного діагностування кожухотрубних теплообмінників для ранжування експлуатаційних дефектів та оцінки їх впливу на залишковий ресурс. *Там же*, **2**, 50–54.
5. Гиренко В. С., Мутас В. В., Гиренко С. В. (2001) Прочность трубопроводов и сосудов с коррозионными выемками. *Там же*, **4**, 21–23.
6. Рабкина М. Д. (2004) Результаты технического диагностирования печных змеевиков установок каталитического риформинга и гидроочистки нефтепродуктов. *Там же*, **2**, 9–17.
7. Рабкина М. Д. (2005) Оценка коррозионных поражений колонн ректификации и сероочистки углеводородных газов. *Там же*, **2**, 3–8.
8. НПАОП 0.00-6.09-10 (1.6, п.4.3.10) *Порядок проведения огляду, випробування та експертного обстеження обладнання установок гідрогенізаційних процесів у нафтопереробному, нафтохімічному виробництвах.*
9. ПНАЭ Г-7-002-86 *Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок.*
10. Ющенко К. А., Чекотило Л. В., Каховский Ю. Н. и др. Опыт ремонта корпусов колонного оборудования по переработке нефти из двухслойных сталей. Режим доступа: [http://www.kpi.kharkov.ua/archive/Наукова\\_періодика/vestnik/Хімія,%20хімічна%20технологія%20та%20екологія/2010/14/17.pdf](http://www.kpi.kharkov.ua/archive/Наукова_періодика/vestnik/Хімія,%20хімічна%20технологія%20та%20екологія/2010/14/17.pdf), С. 122–136.

**References**

1. Lobanov, L.M., Rabkina, M.D., Netrebsky, M.A., Mutas, V.V. (2013) Regularities of propagation of service defects in Welded structures of oil processing complex. In: *Improvement of reliability and fatigue life of equipment of oil and gas industry: Transact.* Berdyansk, 97-102 [in Russian].
2. Girenko, V.S., Rabkina, M.D., Dyadin, V.P. et al. (1998) Some results of technical disgnostics of vessels and pipelines in petrochemical industry. *Tekh. Diagnost. i Nerazrush. Kontrol*, **3**, 17-24 [in Russian].
3. Girenko, V.S., Rabkina, M.D., Girenko, S.V. (2003) Physico-mechanical changes in steels in service in hydrogen-containing media. *Ibid.*, **4**, 18-24 [in Russian].
4. Rabkina, M.D., Perepichay, A.O., Peremichay, I.I., Mutas, V.V. (2017) Analysis of results of technical diagnostics of shell-and-tube heat exchangers for ranking of service defects and evaluation of their effect on residual life. *Ibid.*, **2**, 50-54 [in Russian].
5. Girenko, V.S., Mutas, V.V., Girenko, S.V. (2001) Strength of pipelines and vessels with corrosion recesses. *Ibid.*, **4**, 21-23 [in Russian].
6. Rabkina, M.D. (2004) Results of technical diagnostics of furnace coils in installations of catalytic reforming. *Ibid.*, **2**, 9-17 [in Russian].
7. Rabkina, M.D. (2005) Evaluation of corrosion damage of columns for rectification and desulfurization of hydrocarbon gases. *Ibid.*, **2**, 3-8 [in Russian].

8. НПАОП 0.00-6/09-10 (1.6, item 4.3.10): *Procedure of inspection, testing and expert examination of equipment of hydrogenation process installations in oil processing and petrochemical productions* [in Russian].
9. PNAEG-7-002-86: *Norms of strength calculation of equipment and pipelines of nuclear power units* [in Russian].
10. Yushchenko, K.A., Chekotilo, L.V., Kakhovsky, Yu.N. et al. *Experience of repair of two-layer steel cases from of column equipment for oil processing.* <http://kpi.kharkov.ua/archive/2010/14/17.pdf>, 122-136 [in Ukrainian].

И. И. ПЕРЕПИЧАЙ, А. А. ПЕРЕПИЧАЙ, В. В. МУТАС, М. Д. РАБКИНА

ІЗС ім. Е. О. Патона НАН України. 03150, г. Київ, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ РАЗВИТИЯ ТРЕЩИНОПОДОБНЫХ ДЕФЕКТОВ В СОСУДАХ ДАВЛЕНИЯ ИЗ ДВУХСЛОЙНЫХ СТАЛЕЙ**

После окончания нормативного срока службы многие из ответственных сварных конструкций продолжают свою работу, в связи с чем возникает необходимость продления их эксплуатации в безопасном режиме. Наиболее уязвимым местом с точки зрения возникновения и распространения трещиноподобных дефектов в элементах оборудования из биметалла является участок перехода от коррозионностойкой к теплостойкой стали. Поскольку эмпирические расчеты, особенно в случае биметалла, не всегда осуществимы, возникает необходимость моделирования напряженно-деформированного состояния конструкции, что дает возможность спрогнозировать дальнейший рост дефекта заданных размеров при известных рабочих параметрах конструкции. Библиогр. 10, табл. 2, рис. 6.

*Ключевые слова:* трещиноподобные дефекты; моделирование напряженно-деформированного состояния; коэффициент интенсивности напряжений; двухслойные стали

**MODELING THE POSSIBILITY OF PROPAGATION OF CRACKLIKE DEFECTS IN PRESSURE VESSELS FROM TWO-LAYER STEELS**

I. I. PEREPICHAJ, A. O. PEREPICHAJ, V. V. MUTAS, M. D. RABKINA

E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazimir Malevich str., 03150, Kiev. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

After the normative service life is over, many critical welded structures remain in service that necessitates the need to continue their safe operation. The most sensitive location from the view point of initiation and propagation of cracklike defects in bimetal elements of equipment is the area of transition from corrosion-resistant to heat-resistant steel. As empirical calculations, particularly in the case of a bimetal, cannot always be performed, there arises the need to model the stress-strain state of the structure, that enables prediction of further growth of the defect of specified dimensions with the known working parameters of the structure. 10 References, 2 Tables, 6 Figures.

*Keywords:* cracklike defects, modeling the stress-strain state, stress intensity factor, two-layer steels

Надійшла до редакції  
22.03.2018