

Міністерство освіти науки, молоді та спорту України
Державний заклад
«Південноукраїнський національний педагогічний університет імені К.Д.
Ушинського»

Ткачук Олена Миколаївна

УДК 539.21 ; 669-176

**ФІЗИЧНІ ОСНОВИ АНІЗОТРОПІЇ РУЙНУВАННЯ МЕТАЛЕВИХ
ПОЛІКРИСТАЛІВ В АГРЕСИВНИХ СЕРЕДОВИЩАХ**

01.04.07 - фізика твердого тіла

АВТОРЕФЕРАТ
дисертації на здобуття наукового ступеня
кандидата фізико-математичних наук

Одеса - 2013

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана у Державному закладі «Південноукраїнський національний педагогічний університет імені К.Д.Ушинського» Міністерства освіти і науки, молоді та спорту України

Науковий керівник: кандидат фізико-математичних наук, приват-професор, доцент,
ШКАТУЛЯК Наталія Михайлівна,
Державний заклад «Південноукраїнський національний педагогічний університету імені К.Д.Ушинського», доцент кафедри фізики

Офіційні опоненти:

доктор фізико-математичних наук, професор, зав. кафедри фізики оптичного зв'язку
ВІКУЛІН Іван Михайлович,
Державний заклад «Одеська національна академія зв'язку ім. О.С.Попова»

доктор фізиком-математичних наук , старший науковий співробітник
ЯСКОВЕЦЬ Іван Іванович,
Державний заклад «Інститут фізики НАН України, місто Київ», провідний науковий співробітник

Захист відбудеться «__» травня 2013 р. о 14⁰⁰ годині на засіданні спеціалізованої вченої ради К 41.053.07 при Державному закладі «Південноукраїнський національний педагогічний університет імені К.Д.Ушинського» за адресою : 65020, м. Одеса, вул. Старопортофранківська, 26.

З дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Державного закладу «Південноукраїнський національний педагогічний університет імені К.Д.Ушинського» за адресою : 65020, м. Одеса, вул. Старопортофранківська, 36.

Автореферат розісланий «__» квітня 2013 р

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради

О.Х. Тадеуш

Підписано до друку 10.10.12р. формат 60*84/16. Папір офсет.
Друк - ризографія. Умов. друк арт. 0.9. Наклад 100 прим.
Віддруковано в інформаційно-видавничому центрі ПНПУ імені
К.Д. Ушинського
65020 м. Одеса, вул. Старопортофранківська, 26

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Міцність твердих тіл при зовнішніх впливах була і залишається важливою проблемою фізики міцності і пластичності. Ця проблема ще більше загострюється у зв'язку з бурхливим розвитком техніки в усьому широкому діапазоні - від космічних систем до мікроелектроніки. Успішне вирішення цих міцнісних задач потребує з'ясування природи руйнування. Умови руйнування твердих тіл, безсумнівно, ускладнюються у випадках, коли на напружений матеріал діють такі фактори, як агресивні хімічні середовища або різного роду випромінювання. Наприклад, понад 70% сталевих конструкцій експлуатуються в атмосфері промислових районів або безпосередньо піддаються впливу агресивних середовищ, в результаті від корозії щорічно безповоротно втрачається близько 10% усіх виготовлених металів. Основним експлуатаційним пошкодженням конструкційних сталей, що застосовуються для судин і апаратів нафтопереробної промисловості, є шарувато-водневе розтріскування. Зокрема, однією з найсерйозніших проблем, з якими стикаються власники теплообмінників, вважається корозія. Проте вплив текстури на корозійне руйнування деталей теплообмінників, що працюють в агресивних середовищах, наприклад, при крекінгу нафти, не досліджено. Анізотропія опору корозійному руйнуванню також часто повністю ігнорується у механічній інженерній практиці.

Іншою важливою проблемою є запобігання вибухів балонів для енергоносіїв високого внутрішнього тиску, зокрема, кисневих балонів, внаслідок зношеності балонного парку. Відбракування балонів методами неруйнівного контролю має суттєве значення у підвищенні безпеки їхньої експлуатації. Одним з ефективних методів неруйнівного контролю мав би стати метод вимірювань коерцитивної сили H_c . Однак взаємозв'язок анізотропії механічних, мікроструктурних і текстурних характеристик феромагнітних конструкційних матеріалів з анізотропією коерцитивної сили вивчений недостатньо. Дані про внесок кристалографічної текстури в анізотропію H_c феромагнітних полікристалічних матеріалів практично відсутні.

Важливою проблемою є також пошук умов, що дозволяють реалізацію технології виготовлення тонкостінних штамповарних балонів.

Таким чином, встановлення фізичної природи перерахованих вище проблем є актуальним не тільки з теоретичної точки зору, що сприяло б розвитку фізики твердого тіла, але й з практичної точки зору дозволило би вказати шляхи вирішення вищеназваних проблем.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертація є частиною експериментальних і теоретичних досліджень процесів формування текстур й анізотропії властивостей із загальною темою «Дослідження впливу напружено-деформованого стану на текстуроутворення й анізотропію властивостей твердого тіла», Державний реєстраційний № 01090000216, що проводяться на кафедрі фізики Інституту фізики і математики південноукраїнського національного педагогічного університету

імені К.Д.Ушинського. При виконанні цих науково-дослідних робіт роль автора дисертації полягала у дослідженні текстури й ефектів анізотропії руйнування, закономірностей виникнення та поширення корозійних тріщин, оцінки внеску у вище згадані ефекти анізотропії дефектів кристалічної структури і виявлення природи цього внеску у відповідні характеристики напівфабрикатів та виробів з низьколегованих вуглецевих сталей, вивчення впливу текстури і субструктури кристалів на анізотропію коерцитивної сили, ефектів релаксації структури рентгенівськими методами.

Мета роботи. Метою даної роботи стало встановлення причин і закономірностей виникнення анізотропії руйнування конструкційних сталей в корозійних середовищах у зв'язку з кристалографічної текстурою, що формується в сталевих полікристалах у формі листів, циліндричних стрижнів і труб, та розробка фізичних моделей розвитку анізотропії коерцитивної сили і корозійного руйнування.

Завдання дослідження:

1. Встановити закономірності розвитку кристалографічної текстури в прутках круглого перерізу, листах і трубах з вуглецевих і легуваних конструкційних сталей.

2. Встановити роль кристалографічної текстури в анізотропії руйнування сталевих виробів, що працюють в агресивних середовищах.

3. Встановити фізичну природу внеску характеристик текстури і мікроструктури в анізотропію коерцитивної сили в конструкційних низьколегованих сталях і розробити рекомендації щодо поліпшення експлуатаційних характеристик сталевих виробів на основі створення оптимально орієнтованої кристалічної структури.

Об'єкт дослідження - фізичні явища, які зумовлюють виникнення орієнтованого стану кристалітів.

Предмет дослідження - фізична природа внеску текстури і системи дефектів кристалічної структури у відповідні ефекти анізотропії руйнування металу.

Методи дослідження - при теоретичних розрахунках - комп'ютерне моделювання; при експериментальних дослідженнях - методи рентгенівської дифрактометрії, оптична мікроскопія, резонансний акустичний метод вимірювання модулів пружності, статичні та динамічні механічні випробування, визначення мікротвердості, вимірювання коерцитивної сили.

Наукова новизна.

1. Показано, що основною причиною анізотропії електрохімічної корозії в гарячекатаних низько-вуглецевих сталях є кристалографічна текстура, а в середньо-і високо-вуглецевих сталях головну роль у виникненні анізотропії корозії відіграє структурна текстура, зокрема, феритно-перлітна смугастість.

2. Встановлено, що анізотропія виникнення і поширення в агресивному середовищі шаруватих водневих тріщин у низьколегованих маловуглецевих сталях пов'язана з кристалографічної текстурою, яка формується в листах при вальцюванні.

3. Експериментально встановлено закономірності формування кристалографічної текстури в трубах з низьколегованих сталей: СтЗкп, 05кп, 09Г2С, сталі 20, що застосовуються в нафтовому і газопровідному транспорті.

4. Експериментально встановлено закономірності формування кристалографічної текстури в трубах з легованих сталей 15Х5М, що застосовуються для виготовлення корпусів і внутрішніх елементів апаратури нафтопереробних заводів і крекінгових труб, деталей насосів, засувок, спецкріплення та інших деталей, від яких потрібен опір окислюванню при температурі до 600°C, для виготовлення деталей трубопроводів та трубопровідної арматури.

5. Експериментально встановлено закономірності формування кристалографічної текстури та структурної релаксації листів сталі 30ХГСА, що застосовуються для виробництва різних деталей, які отримують за допомогою термічного поліпшення.

6. Встановлено закономірності деформаційного впливу на структуру, текстуру і коерцитивну силу сталевих оболонок ємностей високого внутрішнього тиску і запропоновано структурно-текстурна модель виникнення анізотропії коерцитивної сили в процесі деформаційного впливу на метал.

7. Встановлені значущі кореляційні зв'язки (коефіцієнт надійності апроксимації не менше 0,82) анізотропії коерцитивної сили з кристалографічною текстурою і параметрами субструктури (ДКР і мікронапружень) конструкційних сталей типу 05кп і 30ХГСА.

Практична значущість отриманих результатів.

Визначена роль кристалографічної та структурної текстур в анізотропії руйнування сталей в агресивних середовищах може бути використана для розвитку теорії електрохімічної корозії.

Встановлені закономірності анізотропії виникнення і поширення шарувато-водневих тріщин у низьколегованих маловуглецевих сталях у зв'язку з кристалографічною текстурою, яка формується в листах при вальцюванні, можуть бути використані при розробці передових технологій отримання листів і труб з поліпшеними показниками корозійної стійкості за рахунок створення оптимального структурно-текстурного стану.

Встановлені в дисертації закономірності формування кристалографічної текстури в трубах з низьколегованих і легованих сталей є внеском у розвиток бази даних про структуру конструкційних сталей.

На основі контролю коерцитивної сили і встановленого зв'язку її з кристалографічною текстурою розроблено рекомендації з технології виготовлення **штампозварних** конструкцій зі сталі 30ХГСА.

Запропонована структурно-текстурна модель анізотропії коерцитивної сили може бути використана у неруйнівному методі контролю структурного стану балонів внутрішнього високого тиску, а також при прогнозуванні ймовірних осередків руйнування сталей, у тому числі й в агресивних середовищах.

Сформовані в дисертації уявлення про механізми формування кристалографічної текстури, її вплив на розвиток анізотропії коерцитивної сили, використання результатів її вимірювання з **передбачуванням** руйнування, виникнення й розвитку корозійних процесів в сталях послужать справі подальшого розвитку фізики твердого тіла та її практичних застосувань.

Особистий внесок здобувача полягає в тому, що безпосередньо за його участю:

1. Встановлено закономірності формування кристалографічної текстури і мікроструктури в гаряче-тягнутих прутках з вуглецевих сталей Ст3 і 25Г2С.

2. Встановлено анізотропію електрохімічної корозії у вуглецевих сталях Ст3кп і 25Г2С. Показано, що кристалографічна текстура є головною причиною анізотропії електрохімічної корозії гаряче-тягнутих прутків круглого перетину із сталей з низьким вмістом вуглецю.

3. Встановлено закономірності формування кристалографічної текстури в трубах з низьколегованих сталей Ст3кп, 05кп, **09Г2С**, сталі 20, листів стали 30ХГСА.

4. Показано роль кристалографічної текстури в поширенні шарувато-водневих тріщин у сталевих виробах при експлуатації в агресивному середовищі.

5. Встановлено закономірності формування і зміни кристалографічної текстури в процесі монтажу трубки теплообмінника з легованої сталі 15Х5М і вплив текстури на корозійне руйнування.

6. Знайдено закономірності виникнення і поширення шарувато-водневих тріщин в низьколегованих маловуглецевих сталях у зв'язку з кристалографічної текстурою, яка формується в листах при вальцюванні.

7. Встановлено закономірності формування кристалографічної текстури в оболонках ємностей високого тиску і запропонована модель виникнення анізотропії коерцитивної сили на основі структурно-текстурних перетворень в процесі деформаційного впливу на метал.

Апробація роботи. Основні результати дисертації доповідалися і обговорювалися на наступних конференціях та семінарах:

IV-й і V-й Євразійських науково-практичних конференціях «Міцність неоднорідних структур» ПРОСТ (Москва-2008 і 2010); Міжнародній науково-практичній конференції "Структурна релаксація у твердих тілах" (Вінниця-2009); Міжнародній конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики ЄВРИКА (Львів-2009), VI і VII-ой Міжнародних науково-технічних конференціях «Механіка мікронеоднорідних матеріалів і руйнування» (Єкатеринбург - 2010 і 2012); V-й Російській науково-технічній конференції «Ресурс і діагностика матеріалів і конструкцій» (Єкатеринбург - 2011); а також на наукових семінарах Інституту фізики і математики Південноукраїнська національного університету імені К.Д. Ушинського.

Публікації. За темою дисертації опубліковано 16 друкованих робіт, з них 6 статей - у рецензованих періодичних виданнях, в тому числі 4 - у журналах,

рекомендованих МОНмолодьспорту України для публікації результатів дисертаційних досліджень з фізико-математичних наук, 2 статті - у зарубіжних періодичних виданнях, реферованих у SCOPUS. Решта публікацій - тези доповідей на міжнародних науково-технічних конференціях.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається зі вступу, трьох розділів, кожен з яких закінчується короткими висновками, висновків до дисертації та списку цитованої літератури, що включає 105 найменувань. Загальний обсяг дисертації становить 126 сторінок, включаючи 52 рисунків, 15 таблиць і список літератури, що містить 105 найменувань.

Основний зміст роботи

У **вступі** коротко обґрунтовується доцільність, актуальність теми та вибір об'єктів досліджень. Сформульовано мету і завдання досліджень, відображено новизну одержаних результатів та їх практична цінність. Сформульовані положення, які виносяться автором на захист.

У **першому розділі** зроблено критичний огляд літератури щодо анізотропії корозійного руйнування, його видів, основних положень механіки корозійного руйнування, впливу кристалографічної орієнтації, деформації та відпалу на анізотропію корозії металів. Проведений огляд опису орієнтації окремого кристалу і кристалографічної текстури за допомогою прямих і **обернених полюсних фігур** і тривимірної функції розподілу орієнтації (ФРО). Проаналізовано вплив структурного стану металу на коерцитивну силу та її анізотропію. Показано, що анізотропія корозії є маловивченою. Кристалографічна орієнтація може впливати на швидкість розчинення металу в агресивному середовищі. Атоми металу, що знаходяться на виступах мікрорельєфу поверхні, менш міцно пов'язані з ґраткою. Тому менш щільно упакована грань розчиняється з найбільшою швидкістю у порівнянні зі щільно упакованою кристалографічною площиною. До посилення локального розчинення металу за рахунок виходу на поверхню дислокацій ведуть і пружна, і пластична деформація. Корозійна стійкість деформованих металів знижується. Переважне розчинення металу в місцях виходу дислокації на поверхню, по межах зерен, блоків лежить в основі металографії. Деформація веде до зростання густини дислокацій. Згідно Коттреллу, атоми домішок збираються у вигляді атмосфери навкруги дислокацій, істотно збільшуючи швидкість корозії металу.

Опір корозії у різних агресивних розчинах найменший у напрямі осі прутка круглого перетину і найбільший у напрямі перпендикулярному до його осі. Спостережувана анізотропія корозії пояснюється структурною текстурою – різною довжиною волокон металу по відношенню до фронту корозії. Але роль і внесок кристалографічної текстури не вивчено.

Коерцитивна сила суттєво залежить від структури металу і може значно змінюватися в результаті невеликих змін металургійної обробки і хімічного складу матеріалу. Коерцитивна сила вимірюється коерцитиметрами неруйнівними методами. Це відкриває перспективу для використання її для неруйнівного методу контролю структурних змін у виробках з феромагнітних матеріалів. Коерцитивна сила залежить від кристалографічної орієнтації

кристалу, а отже є анізотропною. У загальному випадку коерцитивну силу H_c можна представити як суму трьох складових: кристалографічної магнітної анізотропії, внутрішніми пружними напруженнями, що виникають за наявності дефектів кристалічної ґратки, подрібнення кристалів та їх витягнутості:

$$H_c = H_c^K + H_c^\sigma + H_c^N = a \frac{K_1}{\mu_0 I_S} + b \frac{\lambda_S \sigma}{\mu_0 I_S} + c |N_b - N_a| I_S, \quad (1)$$

де a, b, c – числові коефіцієнти; K_1 – константа магнітної анізотропії; μ_0 – магнітна постійна; I_S – намагніченість насичення; λ_S – магнітострикція насичення; σ – внутрішні пружні напруження; N_a – коефіцієнт розмагнічування у напрямі головної осі частинки у формі еліпсоїда; N_b – коефіцієнт розмагнічування в будь-якому напрямі, перпендикулярному головній осі. Максимально можливе для даної речовини значення H_c^N відповідає сильно витягнутій частинці, для якої

$$H_c^N = I_S / 2. \quad (2)$$

У другому розділі описуються матеріали, їх хімічний склад та методи дослідження. Матеріалами для дослідження послужили гарячекатані прутки круглого перетину зі сталей Ст3кп і 25Г2С, трубні зразки сталей 09Г2, 05кп, ст. 20, 30ХГСА, 15Х5М.

Матеріалом для дослідження впливу кристалографічної і структурної текстури на анізотропію корозії послужили гарячетягнуті **стрижні** круглого перетину діаметром 16 і 25 мм, виготовлені відповідно зі сталей 25Г2С і Ст3кп. Схема вирізки зразків показана на рис. 1.

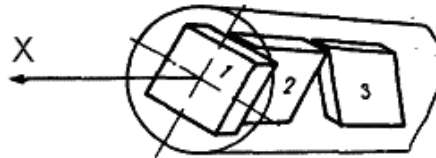


Рис. 1. Схема вирізки зразків з гарячетягнутих стрижнів круглого перетину зі сталей 25Г2С і Ст3кп. X – напрям протяжки; 1, 2, 3 – зразки, вирізані в радіальному, аксіальному і тангенціальному напрямках відповідно.

Зразки знежирювали, висушували, зважували, а потім заливали бакелітом, залишаючи вільною лише одну відповідну плоску поверхню. Потім зразки занурювали в 20 % водний розчин H_2SO_4 . Тривалість корозійних випробувань склала 6 годин при періодичному перемішуванні. Через 1, 3 і 6 годин випробування переривали, зразки витягували з розчину, висушували і зважували з точністю до 0,1 мг. Відносну втрату маси знаходили як середнє арифметичне втрати маси трьох відповідних зразків. Мікроструктуру прутків досліджували за допомогою металографічного мікроскопа МІМ-7 з використанням Веб-камери E-TREK DEM 200.

Поширення шарувато-водневих тріщин у зв'язку з кристалографічною текстурою вальцювання, вивчали у зразках сталі 09Г2, вирізаних з резервуару з товщиною стінки 12 мм, в якому в процесі синтезу аміаку утворилася

корозійна тріщина. Текстуру вивчали пошарово від поверхні до середини товщини стінки резервуара.

Вплив текстури на корозійне руйнування теплообмінника для крекінгу нафти досліджували на відрізку трубки зі сталі 15X5M (рис. 2). Обраний відрізок трубки був розрізаний уздовж осі трубки та випрямлений на пресі.

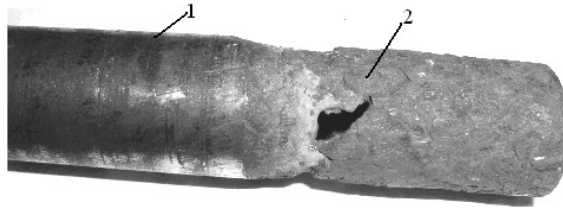


Рис. 2. Корозійне руйнування трубки теплообмінника зі сталі 15X5M.

Ділянка 1 була практично без корозії. При експлуатації вона була запресована в торцевий фланець. Ділянка 2, що безпосередньо примикає до попередньої, була кородована зовні наскрізь з утворенням корозійного отвору (рис. 2). Для дослідження текстури з вищезгаданих ділянок були вирізані зразки 1 і 2 діаметром 25 мм.

Холодно-вальцьовані листи сталі 30ХГСА завтовшки 2,5 мм у відпаленому стані згідно ГОСТ 11268-76 послужили вихідним матеріалом для дослідження структурної релаксації в тонкостінних штампувальних зварних балонах місткістю 4,5 і 5,0 дм³, призначених для зберігання енергоносіїв при тиску 15 МПа. Основним типом зварних з'єднань балонів із сталі 30ХГСА були стикові шви без скосу кромки. Зварні шви були отримані аргонодуговою зваркою неплавким електродом по шару активуючого флюсу за два проходи з повним проплавленням і піддувом аргоном із зворотної сторони шва. Механічні властивості 30ХГСА вивчали за стандартними методиками. Були виконані також комплексні пошарові дослідження хімічного складу і фактографічні дослідження зламів. Структуру сталі вивчали металографічним методом. Додатково контролювали структуру основного металу і зварних з'єднань за допомогою вимірювання коерцитивної сили H_c протягом усього технологічного циклу від формоутворення металу до зварювання і подальшого випробування готового виробу. Значення H_c , отримані на металі у відпаленому стані, були прийняті за рівень, якому повинен відповідати метал при формоутворенні й зварюванні.

Вплив внутрішнього циклічного тиску на текстуру і руйнування труби з низьколегової сталі 20 вивчали у безшовній гарячекатаній трубі діаметром 325 мм з товщиною стінки 8 мм, виготовленої безпосередньо зі злитка. Випробування проводилися на стенді Інституту електрозварювання імені Е.О. Патона НАН України. Текстуру труби вивчали в зовнішній, внутрішній, середній частині бічної стінки труби і торцевій поверхні труби уздовж її осі, як в початковому стані, так і після деформації труби циклічним внутрішнім гідравлічним тиском на 2 % і після її руйнування. Аналогічні дослідження текстури проведені і після деформації труби на 4 % і подальшого її руйнування. Вивчали також текстуру зламів.

Вплив кристалографічної текстури на анізотропію коерцитивної сили і руйнування деформованої сталі, вивчали у рулонній сталі 05кп завтовшки 3 мм. З даної сталі були виготовлені зварні оболонкові зразки діаметром 136 мм і завдовжки 300 мм. Зразки заповнювали листовою гумою, обробленою тальком. Деформацію здійснювали тиском на внутрішню стінку оболонки шляхом стиснення гуми пуансонами (рис. 3) на пресі стиснення П50. Дослідження структури проводили за допомогою металографічного мікроскопа Neophot 2 на поперечних шліфах рулонної сталі і оболонкових зразків після травлення в 4 %-му спиртному розчині азотної кислоти. Твердість за Віккерсом досліджуваних шліфів виміряли при навантаженні 0,1 Н за допомогою твердоміра HV-1000/HVS-1000. З прямокутних фрагментів розмірами 25×25×3 мм вирізували смужки у напрямі вальцювання і перпендикулярно йому. З отриманих смуг виготовляли набірні зразки для дослідження текстури. Оцінювали також величину розширення рентгенівських дифракційних ліній {110}, {220}, {200}, {400}, {211} і {222} для різних ступенів деформації в напрямі вальцювання і поперечному напрямі для еталона (зразка без текстури) і досліджуваних зразків. При аналізі брали до уваги вплив розширення тих дифракційних ліній, полюсна густина яких перевищувала рівень зразка без текстури. Визначали їх інтегральну ширину і положення центрів тяжіння ліній, а потім методом апроксимації визначали істинні фізичні розширення рентгенівських дифракційних ліній. Як еталони в цих дослідженнях використовували масивні рекристалізовані зразки відповідних матеріалів.

Кристалографічну текстуру вивчали рентгенівським методом з побудовою прямих і обернених полюсних фігур (ОПФ). Для листових матеріалів будували ОПФ напрямку нормалі (НН) і напрямку вальцювання (НВ). Для трубних зразків будували ОПФ напрямку осі труби і радіального напрямку. Текстуру товстостінних трубних зразків (товщина 6...20 мм) в радіальному напрямі досліджували за товщиною труби: зовнішньому приповерхневому, серединному і внутрішньому приповерхневому шарах після розрізання. Нормування ОПФ здійснювали за методикою Морріса.

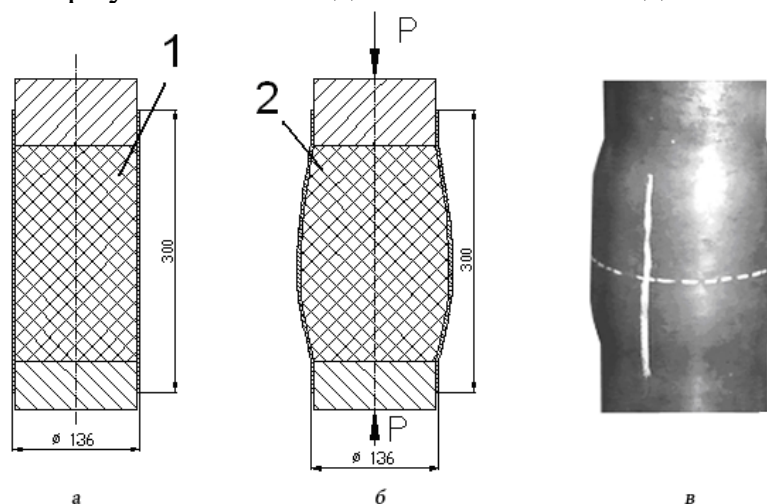


Рис. 3. Оболонковий зразок зі сталі 05кп (а) і схема його навантаження (б); в – базові лінії, в області яких виміряли коерцитивну силу.

У третьому розділі представлено результати дослідження

Кристалографічна текстура і анізотропія корозії. Експериментальні ОПФ гарячезгнутих стрижнів зі сталі 25Г2С і СтЗкп круглого перетину представлено на рис. 4, а мікроструктура – на рис. 5. В перетині, перпендикулярному осі прутків (зразки 1, радіальні), максимальна полюсна густина відповідає полюсу $\langle 001 \rangle$. Друге за величиною значення полюсної густини спостерігається в полюсі $\langle 110 \rangle$, а в полюсі $\langle 112 \rangle$ полюсна густина 1,14. В перетині, паралельному осі прутка (зразки 2, аксіальні), спостерігається протилежна тенденція: максимальне значення полюсної густини відповідає полюсу $\langle 110 \rangle$, а друге за величиною значення спостерігається для полюса $\langle 001 \rangle$, а в полюсі $\langle 112 \rangle$ полюсна густина близька до 1. В тангенціальних зразках 3 (рис. 4) текстура значно слабкіше. Полюсна густина або менше 1, або дорівнює 1, за винятком полюса $\langle 123 \rangle$ для прутка зі сталі СтЗкп (рис.4, b). На знімках мікроструктури видно, що межі зерен звивисті, проявляють тенденцію до закручування. В радіальних зразках (1, рис. 5, a, b), середній розмір зерна в двох взаємно ортогональних напрямках склав приблизно (18×22) мкм (25Г2С) і (22×25) мкм (СтЗкп), а в аксіальних зразках (2, рис. 5, a, b), – (30×15) мкм (25Г2С) і (26×23) мкм (СтЗкп). Очевидно, що зерна не можна вважати волокнами.

Результати корозійних випробувань представлені на рис. 6. Видно, що радіальні зразки мають найбільшу відносну втрату маси, а тангенціальні – якнайменшу. Різниця втрати маси між аксіальним і радіальним зразками для сталі 25Г2С склала приблизно 3 %, а для сталі СтЗкп – 2,5 %. Відповідна різниця між аксіальним і тангенціальним зразками значно менше – приблизно біля 0,5...0,8 %.

Показано, що розподіл орієнтацій, показаний на рис. 4 є специфічним і може бути описаний як подвійна «циліндрична» аксіальна текстура с напрямками $\langle 100 \rangle$

і $\langle 110 \rangle$ паралельними осі прутків за механізмом так званого «керлінга» (curling) – завивання, закручування, обгортання – навколо осі розтягування $[011]$ так, що в радіальному напрямі завжди розташовуються осі $\langle 100 \rangle$ зерен.

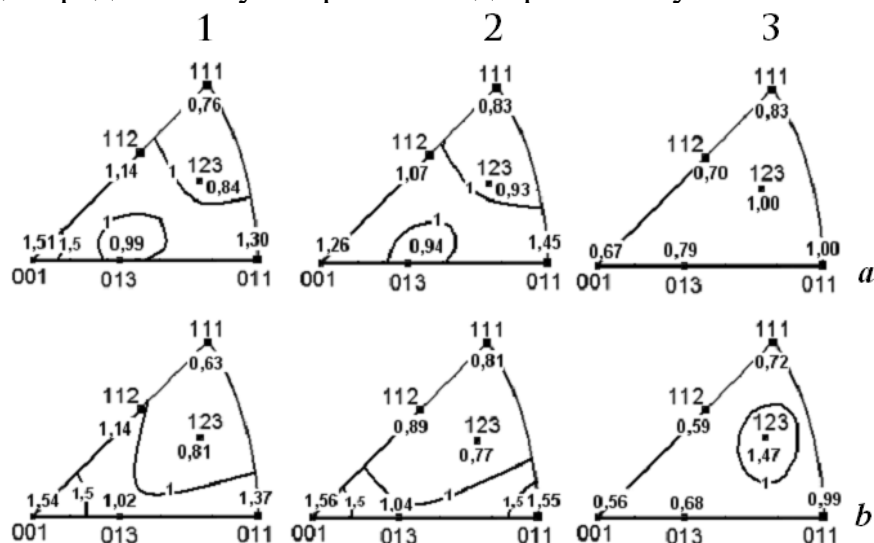


Рис. 4. Експериментальні ОПФ гарячetyгнутих стріжнів сталі 25Г2С (а) і СтЗкп (b); 1, 2, 3 таки ж, що і на рис. 1.

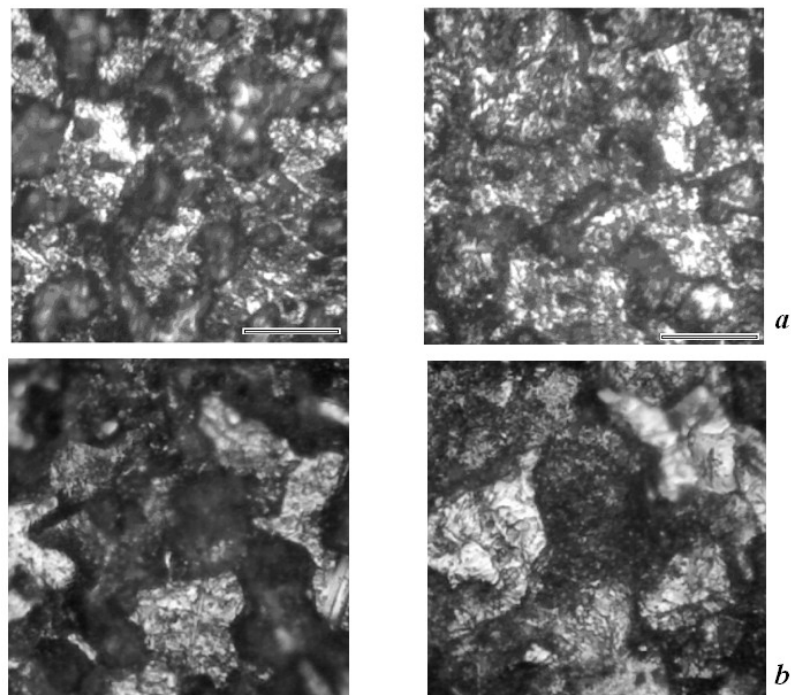


Рис. 5. Мікроструктура прутків із сталі 25Г2С (а) і СтЗкп (b). 1 і 2 те ж, що і на рис. 1. Довжина мірної лінійки в правому нижньому кутку знімків відповідає 22 мкм.

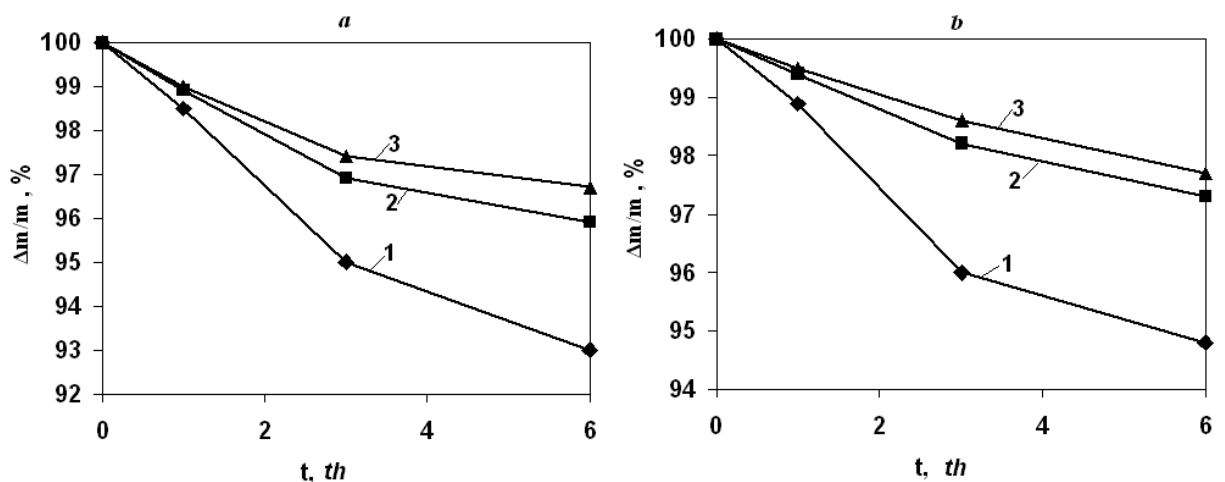


Рис. 6. Відносна втрата маси $\Delta m/m$ зразків, вирізаних з прутків сталі 25Г2С (а) і СтЗкп (b) під час корозії t в годинах в 20 % водному розчині H_2SO_4 . 1, 2, 3 те ж, що і на рис. 1.

За літературними даними максимальна швидкість анодного розчинення фериту в активному стані спостерігалась для кристалів з площинами $\{100\}$, паралельними фронту корозії, тоді як для зерен з орієнтаціями $\{110\}$ і $\{111\}$ ступінь розчинення була в 2,7 разу менше. Орієнтуючись на ці дані зі швидкості корозії фериту, ми оцінили можливий вплив на анізотропію корозії орієнтування кристалів в досліджуваних нами сталевих прутках. Припустили, що полюсна густина на ОПФ пропорційна об'єму кристалів з відповідними індексами Міллера. Тоді об'ємну частину кристалів з

орієнтаціями $\{100\}$ і $\{110\}$ можна знайти за співвідношеннями

$$\frac{\Delta V}{V}(\{100\}) = \frac{P_{100}}{\sum_i P_i^{hkl}} \quad \frac{\Delta V}{V}(\{110\}) = \frac{P_{110}}{\sum_i P_i^{hkl}}$$

, відповідно. З урахуванням рис. 4, вийшло, що для сталі 25Г2С об'ємні частки кристалів з орієнтаціями $\{100\}$ і $\{110\}$ складають в радіальному зразку 0,231 (або 23,1 %), і 0,198 (або 19,8 %). Різниця склала 3,3 %. Для аксіального зразка ці відповідні значення вийшли рівними 0,198 (або 19,8 %) і 0,223 (або 22,3 %). Різниця склала 2,8 %. Для сталі СтЗкп об'ємні частки кристалів з орієнтаціями $\{100\}$ і $\{110\}$ склали в радіальному зразку 0,210 (або 21,0 %), і 0,237 (або 23,7 %). Різниця склала 2,7 %. Для аксіального зразка ці відповідні значення вийшли рівними 0,233 (або 23,3 %) і 0,236 (або 23,6 %). Тобто загальна різниця склала $2,7 - 0,3 = 2,4$ %. Отже, відмінність в корозії радіального і аксіального зразків, обумовлена кристалографічною текстурою, за нашими оцінками могла б скласти для досліджуваних нами низько-вуглецевих сталей приблизно 2,5...3 %. В тангенціальних зразках об'ємна частка кристалів з орієнтацією $\langle 100 \rangle$ в 1,49 і 1,78 разів менше в порівнянні з часткою кристалів з орієнтацією $\langle 110 \rangle$ відповідно для сталей 25Г2С і СтЗкп. Тому їх опір корозії може бути вищим, ніж у аксіальних. Отримані вище оцінки з анізотропії корозії достатньо добре відповідають нашим експериментальним даним з анізотропії корозії досліджуваних сталей (рис. 7). Це виявилось також близьким до експериментальних значень 3...4 % в для сталей 12Х17 і 08Х17Н5М3 з низьким змістом вуглецю за літературними даними. Таким чином, анізотропія опору корозії в межах 3-4 % для гарячetyгнутих прутків зі сталей з низьким змістом вуглецю може бути обумовлена різною швидкістю розчинення кристалів з орієнтацією $\langle 100 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$, відмінність об'ємного вмісту яких в радіальних і аксіальних зразках склала за нашими даними близько 3 %.

В зразках сталі з середнім змістом вуглецю величина анізотропії опору корозії більше, ніж у низько-вуглецевих сталях за літературними даними. Це може бути обумовлено дією структурної текстури разом з кристалографічною, а саме, утворенням феритно-перлітних смуг в процесі вальцювання середнє - і високо-вуглецевих сталей. Так, за літературними даними виявилось, що опір корозії високоміцного чавуна з перлітною матрицею в два-три рази менше, ніж для чавуна з феритною матрицею. Перлітні зразки роз'їдалися швидше, ніж феритні. В літературі це пояснюється тим, що при вальцюванні чавуна утворюється структура, подібна перліту, при якій витягнуті частинки графіту розташовуються паралельно зовнішній поверхні і не перетинають її, що перешкоджає переміщенню фронту корозії, яка сильніше всього виявляється в напрямі, перпендикулярному площині вальцювання. Саме такі поверхні, паралельні площині вальцювання, мають максимальний опір корозії. Відомо, що після гарячого вальцювання і охолодження на повітрі в сталях із середнім і високим змістом вуглецю також утворюється смугаста феритно-перлітна структура. Тому достатньо ймовірно, що високий опір корозії аксіальних і

тангенціальних зразків цих сталей в порівнянні з їх радіальними зразками обумовлений дією вищеописаного механізму.

Таким чином, показано, що в горячetyгнутих прутках зі сталей з низьким змістом вуглецю анізотропію корозії в межах 3...4 % забезпечує в основному кристалографічна текстура. В горячetyгнутих прутках зі сталей із середнім і високим змістом вуглецю основний внесок в анізотропію корозії обумовлений структурною текстурою.

Шаруваті корозійні тріщини і текстура. На основі аналізу прямих і обернених полюсних фігур побудували розподіл полюсної густини за товщиною стінки резервуара зі сталі 09Г2, показаний на рис. 7.

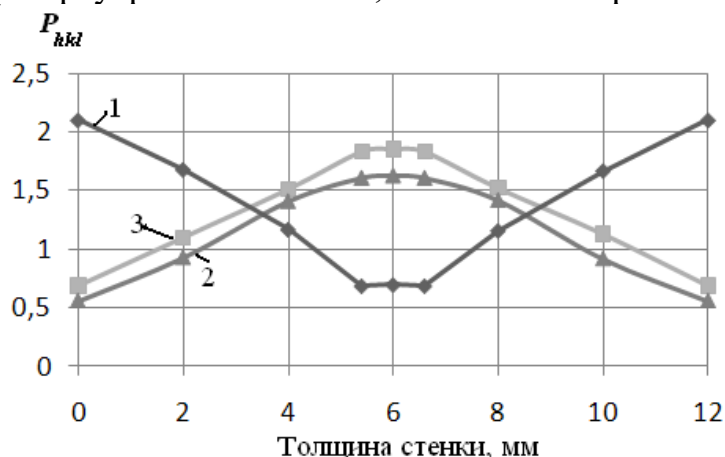


Рис. 7. Залежність полюсної густини $P(hkl)$ від відстані від поверхні зразків сталі 09Г2. 1, 2, 3 – відповідно для $P(110)$, $P(100)$, $P(111)$.

Корозійна тріщина розташовувалась на відстані 5,4 мм від поверхні. Кристалографічна текстура зразків сталі 09Г2, вирізаних з резервуару, неоднорідна за перетином його стінки. Біля поверхневих шарів сформувалася текстура типу $\{110\} \langle 100 \rangle$, подібна текстурі зсуву в ОЦК – металах і сплавах. Шаруваті корозійні тріщини розташовувались в серединних шарах стінки, де формується типова текстура вальцювання ОЦК – металів і сплавів $\{001\} \langle 110 \rangle + \{111\} \langle 110 \rangle + \{112\} \langle 110 \rangle$. Зародження корозійної тріщини обумовлено підвищеною розчинністю елементів упродовження – в першу чергу, водню і вуглецю – в більш сильно спотворених кристалітах текстурного компоненту $\{111\} \langle 110 \rangle$ і утворенням метану. Поширення виниклої тріщини полегшено уздовж кристалографічних площин $\{001\}$, які, як відомо, є основними площинами відколу в ОЦК – металах і сплавах і формують головний компонент текстури вальцювання сталі.

Корозійне руйнування і текстура трубки теплообмінника зі сталі 15Х5М. Текстуру трубки теплообмінника після її корозійного руйнування досліджували на внутрішній і зовнішній поверхні зразків 1 і 2 трубки (рис. 2). Відповідні ОПФ представлені на рис. 8.

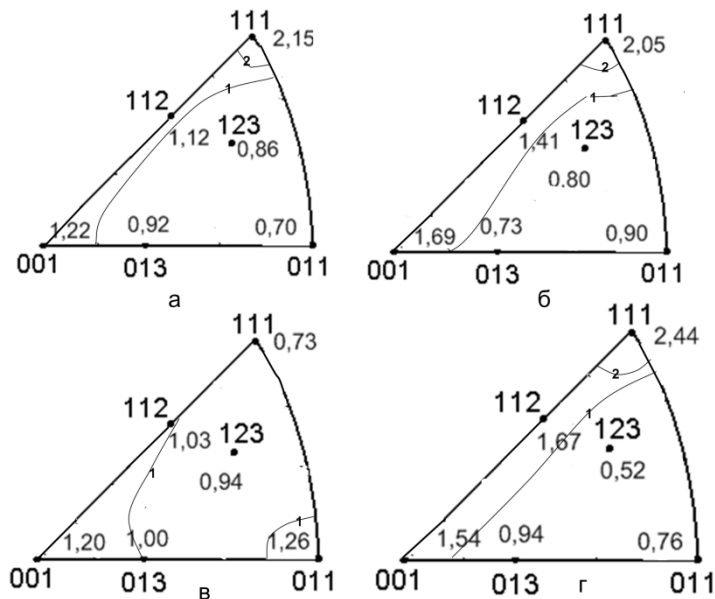


Рис. 8. Текстура трубки теплообмінника зі сталі 15X5M. а, б відносяться до внутрішньої сторони зразків 1 і 2; в, г відповідають їх зовнішній стороні.

Видно, що відрізняється тільки текстура зовнішньої поверхні трубки, що була запресованою у торцевий фланець і не мала контакту з агресивним середовищем. Найбільш інтенсивним є компонент текстури кручення $\{110\} \langle 001 \rangle$. Компонент текстури кручення $\{110\}$ в зовнішній частині трубки міг утворитися в результаті деформації крученням унаслідок тертя за монтажем з «прокруткою» трубки в торцевий фланець теплообмінника. Сліди такої деформації можна спостерігати на зовнішній поверхні зразка 1 трубки, вийнятий з торцевого фланця (рис. 2). За монтуванням з «прокруткою» трубки із сталі 15X5M в торцевий фланець теплообмінника для крекінгу нафти виникла неоднорідна пластична деформація крученням, що зумовила формування в зовнішньому шарі трубки текстури кручення і спотворення кристалічної ґратки в області межі виходу трубки з торцевого фланця теплообмінника, що привело до передчасного локального корозійного руйнування трубки. Таким чином, підтверджено, що неоднорідна пластична деформація значно збільшує електрохімічну неоднорідність металу, що приводить до його локального розчинення.

Циклічна деформація внутрішнім тиском. Відповідні зміни текстури за перетином труби зі сталі 20 у зв'язку з циклічною деформацією за допомогою внутрішнього гідравлічного тиску і руйнуванням показані на рис. 9.

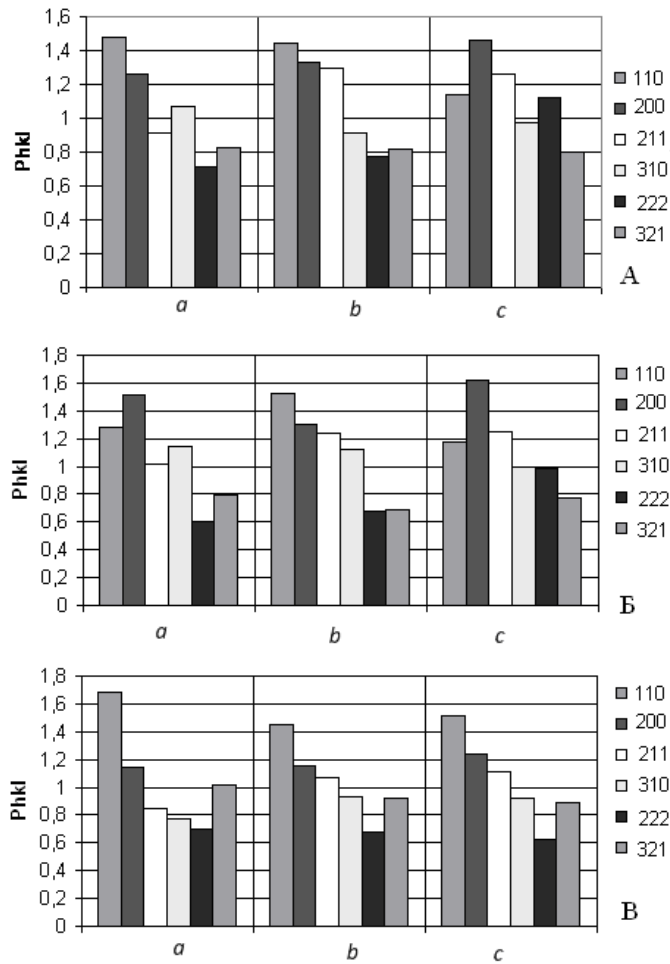


Рис. 9. Зміна полюсної густини труби під дією внутрішнього гідравлічного тиску при деформації: *a* – 0 %; *b* – 2 %; *з* – 4 %. А – зовнішня поверхня; Б – внутрішня поверхня; В – вздовж осі труби.

В приповерхневому шарі труби переважає компонент текстури чистого зсуву $\{110\}\langle 001\rangle$. Другим компонентом текстури в даному шарі є типова текстура вальцювання ОЦК металів $\{001\}\langle 110\rangle + \{112\}\langle 110\rangle$. Площини вказані у фігурних дужках розташовані паралельно бічної поверхні труби, а напрями в кутових дужках співпадають з віссю труби. У міру просування углиб до внутрішньої поверхні виробу вищезазначений компонент текстури зсуву ослаблюється, а компоненти текстури вальцювання посилюються. В серединному шарі і внутрішній поверхні труби компоненти текстури вальцювання є основними. Деформація труби на 2 % шляхом прикладення внутрішнього тиску приводить до зміни текстури (рис. 9). На цьому етапі деформації компонент текстури зсуву є основним, як на зовнішній, так і на внутрішній стороні труби. Зі збільшенням ступеня деформації труби до 4 % текстура зсуву ослаблюється, а типова текстура деформації посилюється. Причому інтенсивність останній на внутрішній поверхні труби перевищує її значення на зовнішній поверхні в 1,11 разу. Текстура зламів при циклічних випробуваннях співпадає з текстурою, яка сформувалася в процесі попередньої деформації гідравлічним внутрішнім тиском. Це може свідчити, що в процесі руйнування пластична деформація була практично відсутня. Аналіз виду зламу і орієнтації траєкторії руйнування, дозволяє дійти

висновку, що руйнування здійснювалося шляхом відриву за кристалографічними площинами сімейства $\{001\}$ (рис. 10).

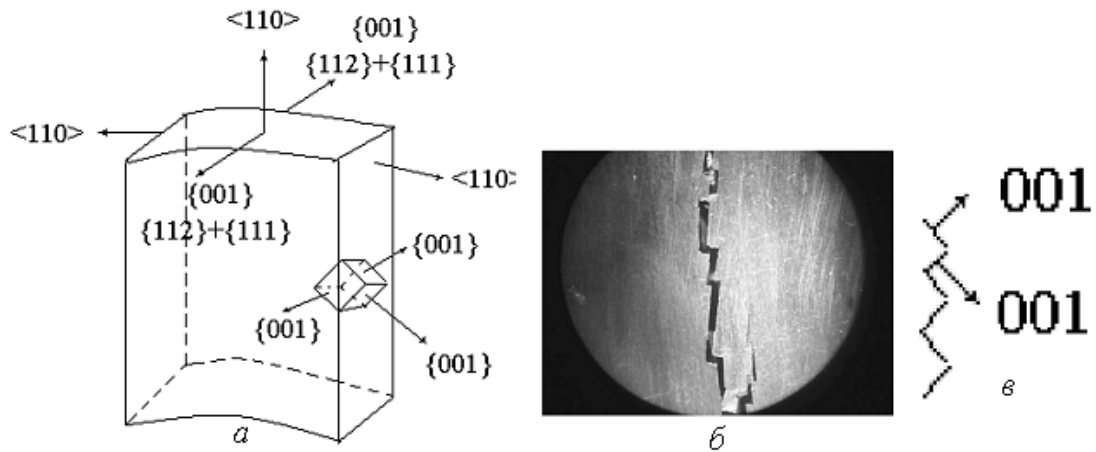


Рис. 10. Орієнтація кристалів у трубі зі сталі 20 (а), фото траєкторії зламу (б) і схема орієнтації зламу (в).

Таким чином, встановлено, що кристалографічна текстура, сформована в процесі виготовлення і випробувань внутрішнім тиском, є основним чинником крихкого руйнування труби зі сталі 20.

Текстура, структура, анізотропія коерцитивної сили і руйнування сталі 05кп. Текстура листів сталі 05кп показана на рис. 11.

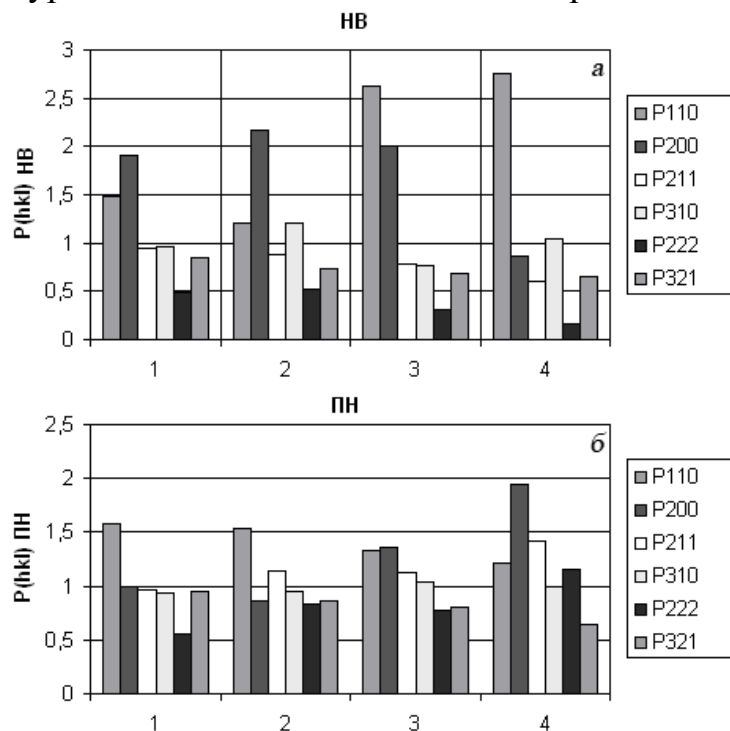


Рис. 11. Полусна густина P_{hkl} , виміряна в напрямку вальцювання (НВ) (а) і перпендикулярному напрямку (ПН) (б) в зразках зі сталі 05кп: 1 - рулонна сталь, 2 - оболонковий зразок до деформації; 3, 4 - оболонковий зразок після деформації на 8 і 18 % відповідно

Текстура вихідних листів може бути описана як накладення типової текстури деформації ОЦК - металів сплавів з головним компонентом $\{001\} \langle 110 \rangle$, додатковими компонентами $\{112\} \langle 110 \rangle + \{111\} \langle 110 \rangle$, а також компонентом текстури зсуву $\{011\} \langle 100 \rangle$. Формування компонента текстури зсуву може

бути обумовлено дією тертя між валками і матеріалом при вальцюванні з великими обтисненнями за один прохід.

Зі збільшенням тиску на внутрішню стінку оболонки полюсна густина в НВ росте тільки лише для кристалографічних напрямків сімейства $\langle 110 \rangle$ (рис. 11, а). Проведений кореляційний аналіз між H_c і полюсною густиною P_{110} показав існування значущого лінійного зв'язку з коефіцієнтом надійності кореляції $R^2 = 0,82$. Рівняння регресії має вигляд

$$H_{c1} = 2,06P_{110} + 0,25. \quad (3)$$

Коерцитивна сила, виміряна в ПН (рис. 11, б), також зростає зі ступенем деформації, але дещо в меншій мірі. Для цього випадку рівняння регресії мають вигляд:

$$H_{c2} = 6,05P_{211} - 2,78, \quad (4)$$

$$H_{c2} = 4,50P_{222} + 0,53, \quad (5)$$

$$H_{c2} = 2,19P_{200} + 1,43. \quad (6)$$

Відповідні коефіцієнти надійності апроксимації склали $R_1^2 = 0,97$; $R_2^2 = 0,94$; $R_3^2 = 0,82$. На підставі вищезазначених результатів з дослідження текстури і коерцитивної сили запропонована така фізична модель встановлених кореляційних залежностей (3) - (6). У феромагнітному зразку, що знаходиться поза магнітним полем, вектор намагніченості кристалів орієнтований за літературними даними паралельно осі легкого намагнічування $\langle 100 \rangle$. Видно, що зі зростанням деформації в досліджуваних зразках в напрямі вальцювання збільшується полюсна густина P_{110} , а в перпендикулярному йому напрямку ростуть полюсні густини P_{211} , P_{222} і P_{200} (рис. 11). Отже, збільшується і частка кристалів з відповідними орієнтаціями. Якщо при накладенні зовнішнього магнітного поля в процесі вимірювання коерцитивної сили напрям поля не збігається з напрямом осі легкого намагнічування, то зростання H_c обумовлено збільшенням роботи з переорієнтації вектора намагніченості кристалів до напрямку важкого намагнічування. Таким кристалографічним напрямком у разі НВ є напрям $\langle 110 \rangle$, а в разі ПН - кристалографічні напрямки $\langle 211 \rangle$ та $\langle 222 \rangle$. При цьому збільшення H_c в ПН з ростом ступеня деформації менш значно, ніж в НВ, тому що частка кристалів P_{200} з орієнтацією вздовж осі легкого намагнічування $\langle 100 \rangle$ збільшується.

Вплив субструктури на коерцитивну силу. Проведений нами кореляційний аналіз між величиною областей когерентного розсіяння (ОКР) і мікронапружень ґратки у НВ і ПН, з одного боку, і відповідними величинами H_c , з іншого боку, показав існування значущих лінійних зв'язків між ними з коефіцієнтами надійності апроксимації не менш ніж 0,72 у випадку мікронапружень. Лише зміна величини H_c в ПН більшою мірою може бути обумовлена подрібненням ОКР сімейства $\{111\}$, ніж залишковими мікронапруженнями у відповідних кристалах.

Реалізація технології тонкостінних балонів зі сталі 30ХГСА. У приповерхневих перетинах листів сталі були виявлені численні мікророзшарування, обумовлені наявністю текстури $\{001\} \langle 110 \rangle$ за рахунок

кристалографічних площин сімейства $\{001\}$, що є основними площинами відколу в ОЦК- металах і сплавах. Інтенсивність вищезазначеної текстури збільшувалась при наближенні до середини товщини листа. Експерименти з формоутворення оболонкових зразків з подальшим виконанням поздовжніх швів, показали, що в зварному з'єднанні є умови для утворення холодних тріщин, що супроводжувалось відповідним зростанням величини коерцитивної сили в зварних швах. Таким чином, кристалографічна текстура основного металу є однією з головних причин розшарування оболонкових зразків в процесі їх виготовлення із листів і подальшої експлуатації. Для попередження вказаних вище дефектів були прийняті заходи щодо структурної релаксації сталі, щоб забезпечити оптимальні режими зварювання і термічної обробки. Встановлено, що за нагріванням листів в феритній області текстура спочатку «загострюється» (при температурах $\approx 240 \dots 270^\circ\text{C}$), а потім зі збільшенням температури ($\approx 325^\circ\text{C}$ і вище) зменшується. Найбільш сприятливий вплив на структуру зварного з'єднання надає високий відпуск при температурі 680°C протягом 45 хвилин з подальшим охолодженням на повітрі. Результати визначення коерцитивної сили підтвердили такий висновок. Так, значення H_c були знижені до $6,5 \dots 10,0$ А/см і $7,5 \dots 8,5$ А/см в зварному шві і в основному металі, відповідно, завдяки відпуску при 680°C , який слідував за зваркою кожній оболонки. Структурна релаксація вальцьованого металу при зазначеній вище температурі знімає залишкові напруження і придушує текстурний компонент відколу $\{001\}$. Застосування знайденої технології на макеті дозволило збільшити запас міцності балона у 2,6 рази.

ВИСНОВКИ

1. Анізотропія електрохімічної корозії гарячекатаних стрижнів круглого перерізу з низько-вуглецевих сталей Ст3кп і 25Г2С в 20% розчині сірчаної кислоти склала 3...4%. Максимальним опором електрохімічної корозії володіють тангенціальні зразки, а мінімальним - радіальні зразки, вирізані перпендикулярно осі прутків.

2. У сталях з низьким вмістом вуглецю анізотропія корозії в межах 3-4% обумовлена, в основному, кристалографічної текстурою. У сталях із середнім і високим вмістом вуглецю основний внесок в анізотропію корозії вносить структурна текстура, зокрема, феритної-перлітною смугаста структура.

3. Основною причиною анізотропії шаруватих крихких руйнувань в листах і трубах з низько-вуглецевих і легованих сталей є компонент текстури деформації $\{001\} \langle 110 \rangle$ унаслідок того, що площини $\{001\}$ є основними площинами відколу, уздовж яких полегшено поширення тендітних шаруватих і корозійних тріщин. Зародження корозійних тріщин зумовлено підвищеною розчинністю елементів впровадження - в першу чергу, водню і вуглецю в спотворених кристалітів текстурного компонента $\{111\} \langle 110 - 112 \rangle$ - і утворенням метану.

4. Неоднорідність пластичної деформації, що виникла при монтажі трубки із сталі 15Х5М в торцевій фланець теплообмінника, сприяє формуванню неоднорідної текстури по товщині трубки, додатковому спотворення кристалічної решітки і веде до передчасного локального корозійного руйнування теплообмінника при крекінгу нафти.

5. Для рулонної сталі 05кп і виготовлених з неї трубних заготовок і трубних зразків, деформованих внутрішнім тиском на 8% і 18%, має місце лінійна кореляція між величиною коерцитивної сили H_c , з одного боку, і полюсної щільністю і розширенням відповідних дифракційних ліній, з іншого боку, із збільшенням ступеня деформації.

6. Зростання коерцитивної сили з деформацією сталі 05кп обумовлений збільшенням роботи перемагнічування кристалів при накладенні зовнішнього магнітного поля в напрямках важкого намагнічування $\langle 110 \rangle$, орієнтованих в напрямку прокатки і $\langle 222 \rangle$ та $\langle 211 \rangle$, орієнтованих в поперечному напрямку, а також зростанням мікронапружень і подрібненням областей когерентного розсіювання в певних кристалографічних напрямках.

7. Структурна релаксація прокатаних листів сталі 30ХГСА в процесі високого відпустки при температурі 680° С протягом 45 хвилин з наступним охолодженням на повітрі знімає залишкові напруги і пригнічує текстурний компонент відколу $\{001\}$. Застосування знайденої технології дозволило збільшити запас міцності балона в 2,6 рази.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ АВТОРОМ РОБІТ ПО ТЕМІ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Усов В.В. Текстура и разрушение стали в агрессивной среде / В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк, **Е.Н. Ткачук** // Тез. докл. IV-й Евразийск. научн.-практ. конф. «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ 2008, 8-10 апр. 2008 г., Москва, МИСиС. – С. 43.

2. Усов В.В. Структурная релаксация стали 30ХГСА в технологии штамповарных конструкций / В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк, М.Д. Рабкина, В.А. Нехотящий, **Е.Н. Ткачук** // Мат-ли Міжнарод. наук.-практ. конф. "Структурна релаксація у тв. тілах", 19-21 травня, 2009 р., 3б. Наук. праць, Вінниця: ТОВ "Планер", 2009. – С. 51-53.

3. Шкатуляк Н.М. Вплив текстури на руйнування труби із сталі 20 / Н.М. Шкатуляк, **О.М. Ткачук** // Тези доповідей Міжнарод. конф. студ. і молодих науковців з теор. та експер. фізики ЕВРИКА-2009, 20-22 травня, Львів. – С. 42.

4. Усов В.В. Структурная релаксация стали 30ХГСА в технологии штамповарных конструкций / В.В. Усов, М.Д. Рабкина, В.А. Нехотящий, Н.М. Шкатуляк, **Е.Н. Ткачук** // Металлофизика и новейшие технологии. – 2010. – Т.32, №2. – С. 247 – 254.

5. Лобанов Л.М. Влияние деформации на магнитные свойства и текстуру конструкционной стали / Л.М. Лобанов, В.А. Нехотящий, М.Д. Рабкина, В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк, **Е.Н. Ткачук** // Тез. докл. Междунар.

науч.-практ. конф. «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ 2010, Москва, 20-22 апреля 2010 г. – С. 20.

6. Лобанов Л.М. Анизотропия коэрцитивной силы и текстура деформируемой стали / Л.М. Лобанов, В.А. Нехотящий, М.Д. Рабкина, В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк, **Е.Н. Ткачук** // Деформация и разрушение материалов. – 2010. – №:10 – С. 19-24.

7. Шкатуляк Н.М. Вплив текстури на руйнування труби із сталі 20 / Н.М. Шкатуляк, **О.М. Ткачук** // Вісник Львів. ун-ту, Серія фізична. – 2010, вип. 45. – С. 226-231.

8. Усов В.В. Текстура и коэрцитивная сила при деформации и разрушении трубопровода из стали 20 / В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк, **Е.Н. Ткачук** // Тез. докл. 6-ой науч. техн. конф. «Механика микронеоднородных материалов и разрушение», 24-28 мая 2010 г. Екатеринбург, Россия. – URL: <http://www.imach.uran.ru/conf/mmp/mp13.htm>

9. Перепичай А.А. Моделирование поврежденности оболочек кислородных баллонов / А.А. Перепичай, В.А. Нехотящий, М.Д. Рабкина, А.Л. Палиенко, В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк, **Е.Н. Ткачук** // Тез. докл. V Российской научно-технической конференции «Ресурс и диагностика материалов и конструкций» 25-28 апр. 2011г., Екатеринбург, Россия. – URL: <http://www.imach.uran.ru/conf/rdmk5/rdmk3.htm>

10. Усов В.В. Изменение текстуры трубы из ферритной стали после циклических нагрузок гидравлическим давлением и разрушения / В.В. Усов, Н.М. Шкатуляк, **Е.Н. Ткачук** // Тез. докл. V Российской научно-технической конференции «Ресурс и диагностика материалов и конструкций» 25-28 апр. 2011г., Екатеринбург, Россия. – URL: <http://www.imach.uran.ru/conf/rdmk5/rdmk3.htm>

11. Шкатуляк Н.М. Коррозионное разрушение и текстура стали трубки теплообменника / Н.М. Шкатуляк, **Е.Н. Ткачук** // Тез. докл. V Российской научно-технической конференции «Ресурс и диагностика материалов и конструкций» 25-28 апр. 2011г., Екатеринбург, Россия. – URL: <http://www.imach.uran.ru/conf/rdmk5/rdmk3.htm>

12. Шкатуляк Н.М. Влияние внутреннего циклического давления на текстуру и разрушение трубы из низколегированной стали / Н.М. Шкатуляк, **Е.Н. Ткачук** // Физика и техника высоких давлений. – 2012. – № 1. – С. 107 – 112.

13. Шкатуляк Н.М. Про роль кристалографічної текстури в анізотропії корозії гарячегнетнутих прутків з вуглецевої сталі / Н.М. Шкатуляк, **О.М. Ткачук** // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – № 2. – С. 31 – 38.

14. Шкатуляк Н.М. Кристаллографическая текстура и анизотропия коррозии круглых горячекатаных прутков из углеродистой стали / Н.М. Шкатуляк, И.Г. Захарченко, **Е.Н. Ткачук** // Тез. докл. 7-ой науч. техн. конф. «Механика микронеоднородных материалов и разрушение», 23-27 апреля 2012 г. Екатеринбург, Россия. – URL: <http://www.imach.uran.ru/conf/mmp/mp2.htm>

15. Usov V.V. Texture and anisotropy of corrosion resistance of low-alloyed steel / V.V. Usov, N.M. Shkatulyak, M. Jurković, E.N. Tkachuk // Metalurgija. – 2012. – Vol. 51, No. 3. – P. 387-387.

16. Skatulyak N.M. A role played by the crystallographic texture in the process of corrosion of hot-rolled rods made of carbon steel / N.M. Skatulyak, E.N. Tkachuk // Materials Science. – 2012, Vol. 48, No. 2, P. 153 – 161.

АНОТАЦІЯ

Ткачук О.М. Фізичні основи анізотропії руйнування металевих полікристалів в агресивних середовищах. - Рукопис.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук 01.04.07 - фізика твердого тіла. - Південноукраїнський національний педагогічний університет імені К.Д. Ушинського, Одеса, 2012.

У дисертації вперше проведено комплексне дослідження причин і закономірностей виникнення і розвитку анізотропії руйнування конструкційних сталей в корозійних середовищах в зв'язку з кристалографічною текстурою і анізотропією коерцитивної сили, які формуються в листах і трубах. Встановлено, що максимальним опором електрохімічної корозії в гарячекатаних стрижнях круглого перерізу зі сталей Ст3кп та 25Г2С володіють тангенціальні зразки, а мінімальним - радіальні зразки, вирізані перпендикулярно осі прутків. У стрижнях зі сталей з низьким вмістом вуглецю анізотропія корозії в межах 3...4% обумовлена, в основному, кристалографічною текстурою внаслідок більш значній швидкості анодного розчинення кристалів з площинами $\{001\}$, паралельними фронту корозії, порівняно з кристалами інших орієнтацій. У стрижнях зі сталей із середнім і високим вмістом вуглецю основний внесок в анізотропію корозії обумовлений структурною текстурою, зокрема, феритно-перлітною смугастістю.

Встановлено, що кристалографічна текстура, яка формується в листах і трубах з конструкційної сталі, застосовуваної в нафтовому і газопровідному транспорті, неоднорідна. У приповерхневих шарах формується, як правило, текстура зсуву типу $\{011\} \langle 100 \rangle$. В серединних шарах при цьому розвивається типова текстура деформації з основним компонентом $\{001\} \langle 110 \rangle$ та додатковими орієнтуваннями $\{112\} \langle 110 \rangle + \{111\} \langle 110 \rangle$. Показано, що основною причиною анізотропії шаруватих крихких руйнувань в листах і трубах з низько-вуглецевих і легованих сталей є компонент текстури деформації $\{001\} \langle 110 \rangle$ внаслідок того, що площини $\{001\}$ є основними площинами відколу, уздовж яких полегшено поширення крихких шаруватих і корозійних тріщин. Зародження корозійних тріщин зумовлено підвищеною розчинністю елементів впровадження - в першу чергу, водню і вуглецю в більш сильно спотворених кристалах текстурного компонента $\{111\} \langle 110 - 112 \rangle$, - і утворенням метану.

Виявлено, що неоднорідність пластичної деформації, що виникла при монтажі трубки зі сталі 15Х5М в торцевий фланець теплообмінника, сприяє формуванню неоднорідної текстури за товщиною трубки, додатковому спотворенню кристалічної ґратки і веде до передчасного локального корозійного руйнування теплообмінника при крекінгу нафти. Для рулонної сталі 05кп і виготовлених з неї трубних заготовок і трубних зразків, деформованих внутрішнім тиском на 8% і 18%, встановлено лінійну кореляцію між коерцитивною силою H_c , з одного боку, і полюсною густиною і розширенням відповідних дифракційних ліній, з іншого боку, зі збільшенням ступеня деформації. Зростання коерцитивної сили з деформацією обумовлено збільшенням роботи перемагнічування кристалів при накладенні зовнішнього магнітного поля в напрямках важкого намагнічування $\langle 110 \rangle$, орієнтованих в напрямку прокатки, і $\langle 222 \rangle$ та $\langle 211 \rangle$, орієнтованих в поперечному напрямку, а також зростанням мікронапружень і подрібненням областей когерентного розсіювання в певних кристалографічних напрямках. На основі контролю коерцитивної сили протягом всього технологічного ланцюжка отримання готового виробу і встановленого зв'язку коерцитивної сили з кристалографічною текстурою розроблено рекомендації з технології виготовлення штампувально-зварних посудин високого внутрішнього тиску зі сталі 30ХГСА.

SUMMARY

Тkachuk E.N. Physical basis of the anisotropy of fracture of the metal polycrystals in an aggressive environments - Manuscript.

Thesis for the degree of candidate of physical and mathematical sciences in the specialty 01.04.07 - physics of solids. – The South Ukrainian National Pedagogical University named after K.D. Ushinskii, Odessa, 2012.

The thesis was first carried out a comprehensive study on the causes and patterns of emergence and development of the anisotropy of fracture of structural steels in corrosive environment due to the crystallographic texture and anisotropy of the coercive force of sheets and tubes. Found that the maximum resistance of the electrochemical corrosion of hot-rolled rods of circular cross section have a tangential samples cut along the rods and the minimum - in the radial samples cut perpendicular to the axis of the rods. In the rods of low carbon steel the anisotropy of corrosion within 3...4% is caused, mainly, by crystallographic texture due to larger rate of anodic dissolution of crystals with $\{001\}$ planes parallel to the front of the corrosion, as compared with crystals of other orientations. In the rods of steel with medium and high carbon content the main contribution to the anisotropy is caused by structural texture, in particular, the ferrite - pearlite striation.

Found that the crystallographic texture, formed in sheets and tubes made of structural steel used in oil and gas transportation, is inhomogeneous over the cross section. In the near-surface layers formed tend the torsion texture of the $\{011\}$ $\langle 100 \rangle$. In the middle layers at the same time develops the typical deformation texture with the main component of the $\{001\}$ $\langle 110 \rangle$ and additional $\{112\}$ $\langle 110 \rangle$

+ $\{111\} \langle 110 \rangle$. It is shown that the main cause of the anisotropy of layered brittle fracture in sheets and tubes of low carbon and alloy steel is the component of deformation texture $\{001\} \langle 110 \rangle$ due to the fact that the $\{001\}$ cleavage planes are the principal, along which facilitated the spread of laminated brittle cracks and corrosion. Emergence of corrosion cracks is caused by increased solubility of interstitial elements - primarily hydrogen and carbon - in a highly distorted crystallites texture component $\{111\} \langle 110 - 112 \rangle$ and the formation of methane.

It was found that the inhomogeneity of plastic deformation through the wall thickness of pipe of steel 15Kh5M promotes of forming of heterogeneous texture, an additional distortion of the crystal lattice, which leads to the acceleration of local corrosion attack. For steel coils 05kp and made of it piece of pipe and tube samples deformed by internal pressure by 8% and 18%, established a linear correlation between the coercive force H_c in the rolling direction (RD) and the transversal direction (TD) and of pole density of inverse pole figures and a broadening of the diffraction lines with increasing deformation. The increase of the coercive force is caused by the work of reversal of crystals (that prior to the application of a magnetic field are oriented along the easy magnetization axes $\langle 100 \rangle$) by applying an external magnetic field in the hard magnetization directions $\langle 110 \rangle$ oriented in the RD, and $\langle 222 \rangle$ and $\langle 211 \rangle$ oriented in the direction perpendicular to it, and as a result of comminuting of regions of coherent scattering and growth of micro stresses in the corresponding crystallographic directions.

Based on the control of the coercive force and its relationship to the crystallographic texture developed recommendations on the technology of stamp-welded construction from steel 30KhGSA.

АННОТАЦИЯ

Ткачук Е.Н. Физические основы анизотропии разрушения металлических поликристаллов в агрессивных средах. - Рукопись.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук 01.04.07 - физика твердого тела. – Южно-украинский национальный педагогический университет имени К.Д. Ушинского, Одесса, 2012.

В диссертации впервые проведено комплексное исследование причин и закономерностей возникновения и развития анизотропии разрушения конструкционных сталей в коррозионных средах в связи с кристаллографической текстурой и анизотропией коэрцитивной силы, которые формируются в листах и трубах. Установлено, что максимальным сопротивлением электрохимической коррозии в горячекатаных стержнях круглого сечения обладают тангенциальные образцы, вырезанные вдоль оси стержней, а минимальным – радиальные образцы, вырезанные перпендикулярно оси стержней. В стержнях из сталей с низким содержанием углерода анизотропия коррозии в пределах 3...4 % обусловлена, в основном, кристаллографической текстурой вследствие более значительной скорости

анодного растворения кристаллов с плоскостями $\{001\}$, параллельными фронту коррозии, по сравнению с кристаллами других ориентаций. В стержнях из сталей со средним и высоким содержанием углерода основной вклад в анизотропию коррозии обусловлен структурной текстурой, в частности, феррито - перлитной полосчатостью.

Установлено, что кристаллографическая текстура, формирующаяся в листах и трубах из конструкционной стали, применяемой в нефтяном и газопроводном транспорте, неоднородна. В приповерхностных слоях формируется, как правило, текстура сдвига $\{011\} \langle 100 \rangle$. В срединных слоях развивается типичная текстура деформации: $\{001\} \langle 110 \rangle$ (основная) и $\{112\} \langle 110 \rangle + \{111\} \langle 110 \rangle$ (дополнительная). Показано, что основной причиной анизотропии слоистых хрупких разрушений в листах и трубах из низкоуглеродистых и легированных сталей является компонент текстуры деформации $\{001\} \langle 110 \rangle$, вследствие того, что плоскости $\{001\}$ являются основными плоскостями скола, вдоль которых облегчено распространение хрупких слоистых и коррозионных трещин. Зарождение коррозионных трещин обусловлено повышенной растворимостью элементов внедрения – в первую очередь, водорода и углерода – в более сильно искаженных кристаллитах текстурного компонента $\{111\} \langle 110 - 112 \rangle$ и образованием метана.

Обнаружено, что неоднородность пластической деформации по толщине стенки трубы из стали 15Х5М способствует формированию неоднородной текстуры, дополнительному искажению кристаллической решетки, что ведет к ускорению локального коррозионного разрушения. Для рулонной стали 05кп и изготовленных из нее трубной заготовки и трубных образцов, деформированных внутренним давлением на 8 % и 18 %, установлена линейная корреляция коэрцитивной силы H_c в направлении прокатки (НП) и поперечном направлении (ПН) с полюсной плотностью на обратных полюсных фигурах и уширением соответствующих дифракционных линий при увеличении деформации. Рост коэрцитивной силы при этом обусловлен работой перемагничивания кристаллов от направления легкого намагничивания $\langle 100 \rangle$ (до наложения поля) к направлениям трудного намагничивания при наложении поля $\langle 110 \rangle$, ориентированных в НП, и $\langle 222 \rangle$ и $\langle 211 \rangle$, ориентированных в ПН, а также в результате измельчением областей когерентного рассеяния и роста микронапряжений в соответствующих кристаллографических направлениях.

На основе контроля коэрцитивной силы и установленной связи ее с кристаллографической текстурой разработаны рекомендации для технологии изготовления штампосварных конструкций из стали 30ХГСА.