

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**

МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ

Кафедра прикладної фізики і наноматеріалів

КВАЛІФІКАЦІЙНА РОБОТА МАГІСТРА

на тему: **«КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ ЖАРОМІЦНОЇ
СТАЛІ 11Х13Н16МБ В РІЗНИХ АГРЕСИВНИХ
СЕРЕДОВИЩАХ»**

Виконав: студент спеціальності	<u>2</u> курсу, групи <u>8.1058</u> <u>105</u> прикладна фізика і наноматеріали
освітньої програми	<u>прикладна фізика</u>
	<u>Д.М. Тонконог</u> (ініціали та прізвище)
Керівник	<u>завідувач кафедри прикладної фізики і наноматеріалів, професор, д.т.н. В. Г. Міщенко</u> (посада, вчене звання, науковий ступінь, ініціали та прізвище)
Рецензент	<u>Декан інженерно-фізичного факультету національного університету «Запорізька політехніка», к. т. н, доцент О. В. Климов</u> (посада, вчене звання, науковий ступінь, ініціали та прізвище)

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Факультет математичний

Кафедра прикладної фізики і наноматеріалів

Рівень вищої освіти магістр

Спеціальність 105 прикладна фізика і наноматеріали

Освітня програма прикладна фізика

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри
прикладної фізики і
наноматеріалів,
д.т.н., професор

Міщенко В.Г.

(підпис)

« 30 » травня 2019 р.

З А В Д А Н Н Я

НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ СТУДЕНТУ

Тонконогу Дмитру Миколайовичу

(прізвище, ім'я та по батькові)

1. Тема роботи Корозійна тривкість жароміцної сталі 11X13H16MB в різних агресивних середовищах

керівник роботи Міщенко Валерій Григорович, д.т.н., професор

(прізвище, ім'я та по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом ЗНУ від « 29 » травня 2019 року № 811 – С

2. Строк подання студентом роботи 02.12.2019

3. Вихідні дані до роботи 1. Постановка задачі.
2. Перелік літератури.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити)

1. Основні теоретичні відомості.

2. Матеріали та методи дослідження.

3. Результати та їх обговорення.

4. Висновки.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень) _____

Презентація

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв

7. Дата видачі завдання 30.05.2019**КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН**

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Розробка плану роботи.	24.09.2019	
2.	Збір вихідних даних.	30.09.2019	
3.	Аналіз теоретичних джерел.	02.10.2019	
4.	Розробка першого та другого розділу.	05.10.2019	
5.	Розробка третього розділу.	16.11.2019	
6.	Оформлення та нормоконтроль кваліфікаційної роботи.	16.12.2019	
7.	Захист кваліфікаційної роботи.	14.01.2020	

Студент _____
(підпис)Д.М. Тонконог
(ініціали та прізвище)Керівник роботи _____
(підпис)В.Г. Міщенко
(ініціали та прізвище)**Нормоконтроль пройдено**Нормоконтролер _____
(підпис)Н.І. Тихонська
(ініціали та прізвище)

РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна робота магістра «Корозійна тривкість жароміцної сталі 11Х13Н16МБ в різних агресивних середовищах»: 44 с., 26 рис., 8 табл., 17 джерел.

ЖАРОСТІЙКІСТЬ, КОРОЗІЙНОТРИВКА СТАЛЬ, КОРОЗІЯ, СТАЛЬ АУСТЕНИТНОГО КЛАСУ, СТУПІНЬ ДЕФОРМАЦІЇ, ТЕРМІЧНА ОБРОБКА.

Об'єкт дослідження – корозійні процеси, що протікають при контакті жароміцного сплаву з агресивним середовищем.

Мета роботи – дослідження корозійностійких властивостей хромонікелевої сталі 11Х13Н16МБ у різних агресивних середовищах.

Методи дослідження – металографічний, гравіметричний.

Встановлено залежність швидкості корозії від ступеня деформації зразків. Отримані результати можуть бути використані для коректного вибору марки сталі в залежності від робочого середовища. Зокрема результати даної роботи можуть бути використані для встановлення залежності між швидкістю корозії та потенціалу вільної корозії. Доцільно розвинути дослідження для визначення характеристичних параметрів різних видів корозії.

SUMMARY

Master's qualification thesis «Corrosive Resistance of High-temperature Steel 11X13H16MB in Various Aggressive Environments»: 44 pages, 26 figures, 8 tables, 17 references.

HEAT RESISTANCE, STAINLESS STEEL, CORROSION, AUSTENITIC STEEL, DEFORMATION DEGREE, HEAT TREATMENT.

The object of study is corrosion processes that occur in contact with an aggressive environments.

The aim of the study is researching of resistant to corrosion of chromium-nickel steel 11X13H16MB in various aggressive environments.

The methods of research are metallographic, gravimetric.

The dependence of the corrosion rate on the deformation degree of the samples was obtained. The obtained results can be used to make the appropriate choice of steel depending on the working environment. In particular, the results of this thesis can be used to determine the relationship between the corrosion rate and the free corrosion potential. It is advisable to develop research to determine the characteristic parameters of different types of corrosion.

ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу.....	2
Реферат.....	4
Summary.....	5
Вступ.....	7
1 Основні теоретичні відомості.....	8
1.1 Хромонікелеві сталі аустенітного класу.....	8
1.1.1 Вплив легуючих елементів на структуру.....	9
1.1.2 Вплив механічної обробки на структуру.....	10
1.2 Корозія корозійнотривких сталей.....	14
1.2.1 Потенціодинамічні криві.....	14
1.2.2 Електрохімічна корозія.....	16
1.2.3 Корозійна стійкість.....	18
1.2.4 Загальна корозія.....	21
1.2.5 Пітингова корозія.....	25
1.2.6 Міжкристалічна корозія.....	26
2 Матеріали та методи дослідження.....	31
2.1 Хромонікелева сталь.....	31
2.2 Металографічний аналіз.....	32
2.3 Метод дослідження корозії.....	33
3 Результати та їх обговорення.....	35
3.1 Структурний стан деформованих зразків.....	35
3.2 Експериментальні дані, отримані з досліджень корозії.....	36
Висновки.....	42
Перелік посилань.....	43

ВСТУП

Дотепер корозійнотривкі сталі широко застосовуються в багатьох сферах промисловості. Причиною широкого застосування є притаманна цим сталям властивість пасивації. Основною спільною рисою цих сталей є наявність у хімічному складі хрому та нікелю. Саме наявність цих елементів в сталях забезпечує протікання процесу пасивації шляхом утворення стабільної пасивної плівки, яка складається в основному з оксиду хрому та нікелю. Наявність в цих сталях різних легувальних, стабілізувальних та модифікованих елементів, термомеханічної обробки: всі ці фактори впливають на можливість опору корозії корозійнотривких сталей. На їхні властивості також впливають різні середовища та їхні умови експлуатації.

Актуальність теми полягає у необхідності створення нових і коректного вибору існуючих марок сталей для різних умов експлуатації.

Метою роботи є дослідження корозійнотривких властивостей хромонікелевої сталі 11Х13Н16МБ у різних агресивних середовищах.

Об'єктом дослідження є корозійні процеси, які протікають при контакті жароміцного сплаву з агресивним середовищем.

Предметом дослідження є механізми корозійних процесів дослідних зразків сталі 11Х13Н16МБ після холодної деформації

Отримано результати впливу швидкості корозії в залежності від ступеня деформації в різних агресивних середовищах, які дозволяють оцінити відповідність даної марки сталі при експлуатації в різних умовах.

1 ОСНОВНІ ТЕОРЕТИЧНІ ВІДОМОСТІ

1.1 Хромонікелеві сталі аустенітного класу

Сталі даного класу знайшли широке застосування в різних галузях промисловості, а саме: пічна апаратура, теплообмінні апаратура, атомно-енергетичні установки, хімічне обладнання, целюлозні котли, харчове обладнання, електродні дроти, зварні конструкції, деталі, які працюють в різних агресивних середовищах, деталі які працюють при високих і криогенних температурах. З цих сталей виготовляють деталі авіаційних та реактивних двигунів: лопатки і діафрагми сопел, авіаційні нагрівачі, деталі реактивних сопел [1] – [6].

Типовими представниками є:

- Гост : X18H10, X18H9, X18H11, X15H15, X14H14Б, X18H12Б, X18H10Т, X18H12Т, X17H13M2Т, X17H16M3Т;
- AISI : 301, 302, 302 В, 303, 304, 304L, 305, 308, 316, 321, 317, 348;
- EN : X10CrNi 18-8, X8CrNiS 18-9, X5CrNi 18-10, X6CrNiTi 18-10, X6CrNiNb 18-10 [2], [5].

Структура аустенітних хромонікелевих сталей залежить від хімічного складу, режимів термічної та механічної обробки. Зазвичай аустенітні сталі мають структуру однорідного твердого розчину з невеликою кількістю карбідної фази. Приклад структури представлено на рисунку 1

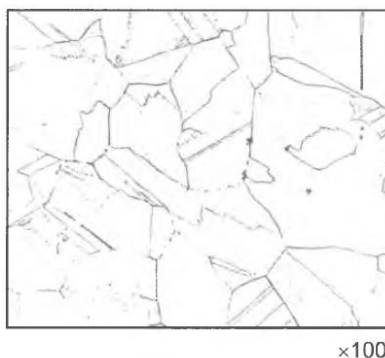


Рисунок 1 – Мікроструктура аустенітної сталі [7]

1.1.2 Вплив легуючих елементів на структуру аустенітних сталей

Різні легуючі елементи по-різному впливають на структуру та властивості корозійнотривких сталей. Розглянемо коротко вплив окремих елементів.

Легування хромом надає сталі здатність чинити опір корозії. Вище вмісту хрому 10,5 % корозійна тривкість зростає з ростом вмісту хрому. Хром є феритоутворювальним елементом. Підвищує опір окисленню при високих температурах.

Головна причина додавання нікелю – це утворення і стабілізація аустенітної структури. Підвищує пластичність і міцність. Також зменшує швидкість корозії в активній стадії, отже доречно використання в кислотному середовищі.

Сильним аустенітоутворювальним елементом є вуглець. Проте зменшує стійкість до міжкристалічної корозії через утворення карбідів, що було серйозною проблемою для перших марок корозійнотривких сталей. Сучасні сталі не страждають МКК завдяки в основному завдяки низькому вмісту вуглецю.

Існує широкий спектр хромонікелевих сталей з титаном. Титан відноситься до сильного феритоутворюючого елементу, для того щоб не допустити появи двофазності ($\gamma+\alpha$), необхідно мати в сталі підвищений вміст нікелю [2].

Ніобій є сильним карбідоутворювальним елементом, який зв'язує вуглець в стійкі карбіди і не допускає утворення карбідів хрому по границям зерен, тим самим зменшує схильність до МКК. Цей елемент є сильним феритоутворювальним елементом, тому для запобігання появи феритної фази, вводиться підвищена кількість нікелю.

Введення молібдену сприяє появі феритної фази, кількість якої залежить від співвідношення нікелю, хрому і молібдену. Підвищує механічні

властивості при високих температурах і корозійну стійкість. При введенні молібдену є ризик появи σ , χ , z фаз [1], [5].

Вплив елементів на мікроструктуру корозійнотривких сталей узагальнено емпіричною діаграмою Шеффлера (див.рис. 2)

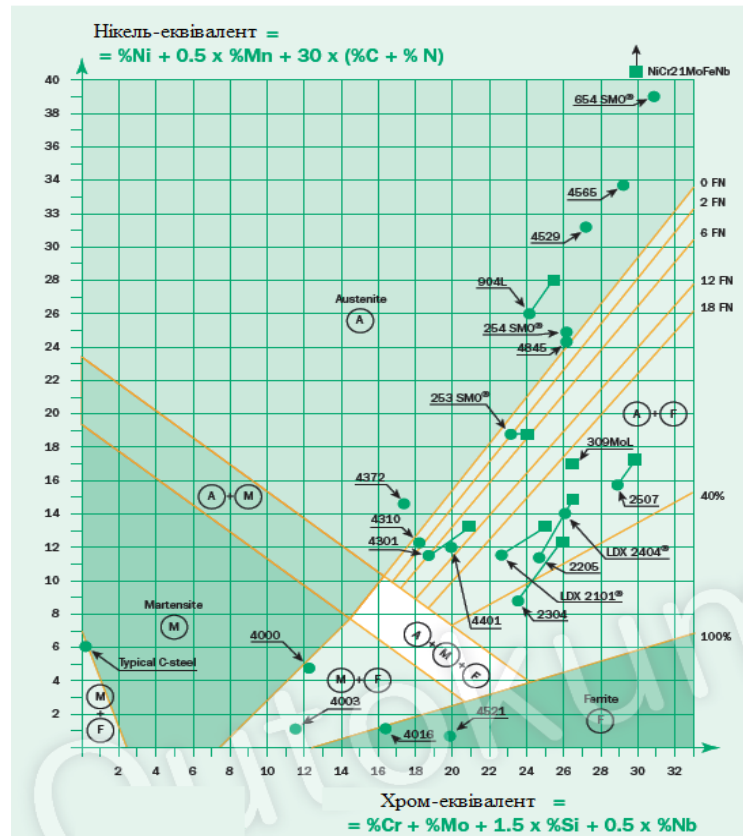


Рисунок 2 – діаграма Шеффлера [1]

Діаграма оснований на тому факті, що легувальні елементи можуть бути розділені на феритостабілізуючі та аустенітостабілізуючі. Це означає, що вони схильні утворювати феритну або аустенітну структуру. Це дає змогу визначити сумарний феритний або аустенітний стабілізуючий ефект. Ці коефіцієнти носять назву Хром-еквівалент і Нікель-еквівалент діаграми Шеффлера ДеЛонга: Нікель-еквівалент = $\% Ni + 0,5 \cdot \% Mn + 30 \cdot (\% C + \% N)$. Хром-еквівалент = $\% Cr + \% Mo + 1,5 \cdot \% Si + 0,5 \cdot \% Nb$ [1].

1.1.3 Вплив механічної обробки на структуру сталей

В процесі деформації сталей, їхня структура зазнає певних змін. Зокрема, з'являються лінії Людерса – Чорнова (лінії ковзання) та двійники. По цим лініям можна судити про орієнтацію ковзання та її зміни. Сліди ковзання у вигляді прямих ліній(лінії ковзання) спостерігаються після пластичної деформації сталей. Ці лінії зазвичай мають бути близько розташовані одна до одної на поверхні шліфа в межах одного зерна і по їх розположенню і густині можна в якійсь мірі судити про розвиток процесу деформації. Так, при малому значенні деформуючих напружень можна спостерігати групи паралельних ліній ковзання в деяких найбільш сприятливо орієнтованих для деформації зернах (див. рис. 3).



Рисунок 3 – мікроструктура аустенітної хромонікельмолібденової сталі (16-25-6) після деформації на 25 %. X200 [8]

При вищому ступені деформації з'являються нові лінії ковзання, вони перетинаються з лініями, які з'явилися раніше (див. рис. 4).

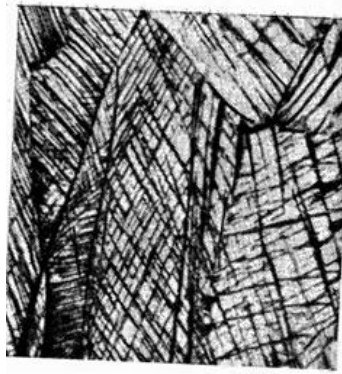


Рисунок 4 – мікроструктура аустенітної хромонікельмолібденової сталі(16-25-6) після деформації на 50 %. X600 [8]

Після цього, в результаті подальшого розвитку процесу пластичної текучості починає зникати прямолінійність ліній ковзання. Це пов'язано, напевне, зі створенням перешкод для вільного розповсюдження пластичних зсувів [8].

Двійникування. Пластична деформація кристалічних тіл може відбуватися не тільки ковзанням, але і двійникуванням. Роль цього процесу зростає зі зниженням температури і (або) підвищенням швидкості деформації. При двійникуванні кристаліт розділяється зазвичай стрибкоподібно на дві частини, і кристалічна ґратка в одній частині стає дзеркальним відображенням ґратки в другій частині [8] (див. рис. 5).

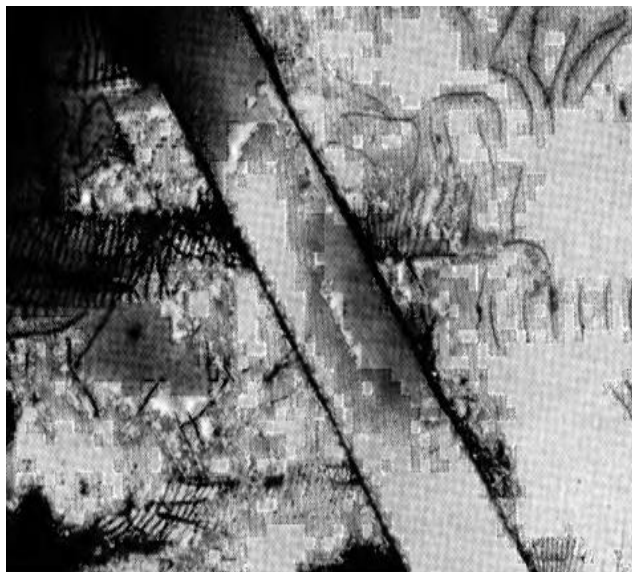


Рисунок 5 – мікроструктура двійника. x 15000 [8]

Після механічної обробки прокатуванням можна спостерігати наступну ситуацію. (див. рис. 6).

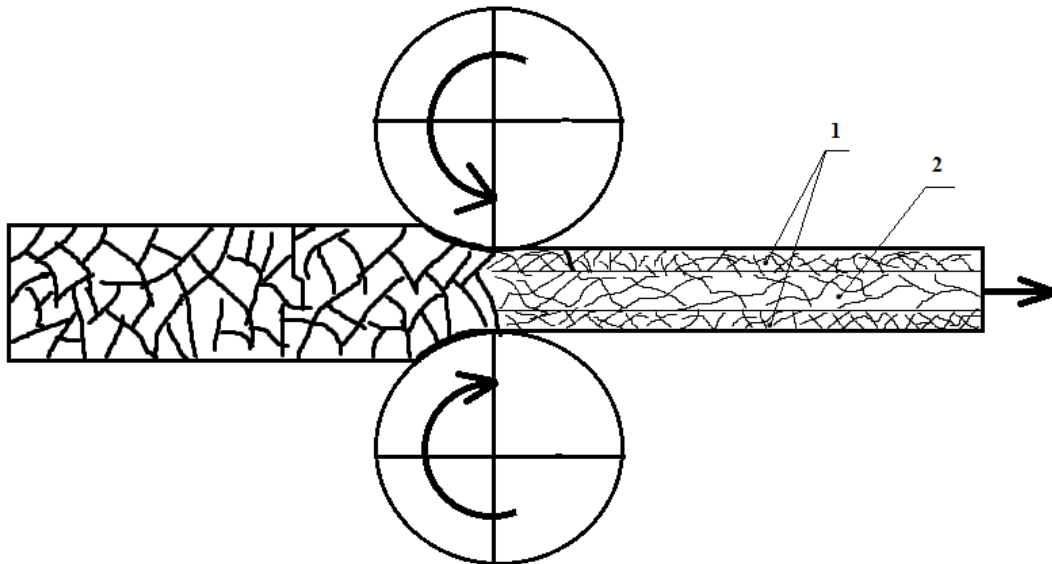


Рисунок 6– Схема прокатування деталі: 1 – зони сильної деформації, 2 – зона розтягування зерен

В поверхневому шарі деталі спостерігається інтенсивний наклеп, внаслідок якого відбувається подрібнення зерна і збільшення загальної протяжності границь зерен, отже зменшення густини дислокацій. В середині зразка зерна зазнають малого ступеня деформації і зерна витягуються уздовж напрямку прокатування.

Аустенітні хромонікелеві сталі мають високу пластичність в поєднанні з особливою схильністю до наклепу і високої міцності після холодної деформації. Найкращі результати по відношенню до механічних властивостей показують сталі з вмістом вуглецю з 0.10 – 0.15 % С. Збільшення вмісту нікелю при холодній деформації можлива поява нестабільного аустеніту і як наслідок розпаду на мартенсит (γ -М перетворення). Ступінь перетворення γ -М, температура, деформація і напруження, які необхідні для цього процесу залежать від стабільності аустеніту [2].

1.2 Корозія корозійнотривких сталей

Корозійнотривкі сталі в основному використовуються через їхню надзвичайну здатність опору корозії. Це питання необхідно розглянути детально, бо лише через глибоке розуміння механізмів руйнування можна визначити відповідні критерії вибору і експлуатації марок корозійнотривких сталей. Корозія – це різновид руйнування, спричинений хімічними і електрохімічними реакціями, які відбуваються при контакті поверхні матеріалу і агресивного середовища. Корозія корозійнотривких сталей може спричинити ряд проблем, пов'язаних з руйнуванням матеріалу. Наприклад, утворення отворів в трубах, поява тріщин у сильно навантажених конструкціях, поява тріщин в лопатках ГТД, викид отруйних речовин в довкілля, потрапляння продуктів корозії в харчові продукти тощо [2], [5].

Корозія корозійностійких сталей може бути розділена на дві основні групи:

- Електрохімічна корозія – в результаті якої сплав піддається окисній реакції в електроліті (зазвичай вода). Є причиною руйнування, приблизно, в 95 % випадків;
- Хімічна корозія (інша назва – високотемпературне окислення або суха корозія) в результаті якої металічний сплав піддається реакції окиснення при контакті з газовою атмосферою (зазвичай повітря). Явище зазвичай відбувається при температурах вище 300 °С

Слід відзначити, що електрохімічна корозія поділяється на дві основні групи:

- Загальна корозія (вся поверхня матеріалу є об'єктом ураження);
- Локальна (агресивна дія зосереджена в деяких областях поверхні).

Найбільш розповсюдженими видами корозії корозійнотривких сталей: гальванічна корозія, пітингова корозія, щілинна корозія, МКК, корозійне розтріскування.

Електрохімічна корозія може бути пояснена при використанні електрохімічної моделі: механізм, який керує цим процесом залежить від наявності анодного та катодного процесу [5]. Прикладом такого процесу зображений на рисунку 7.

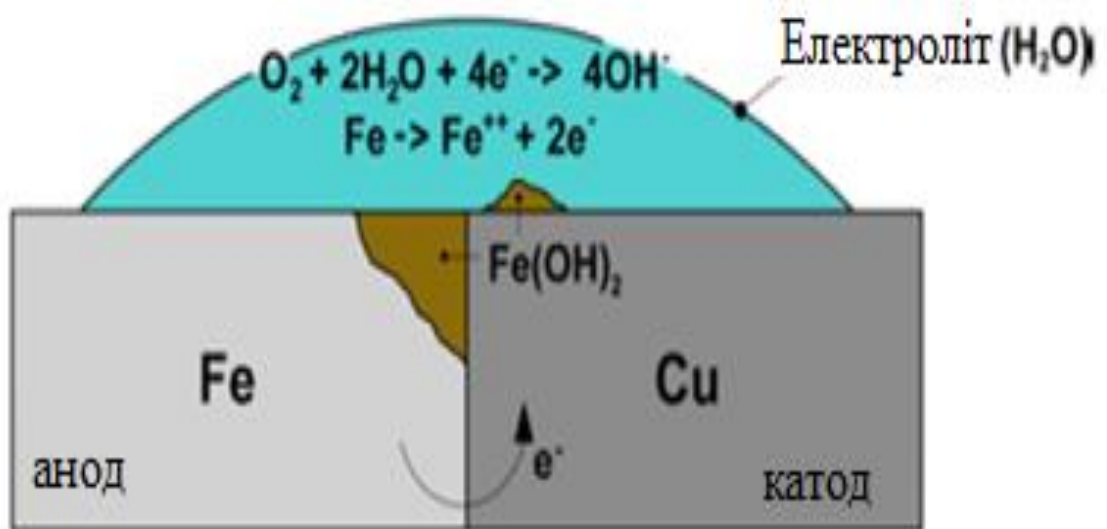


Рисунок 7 – електрохімічна схема корозії залізної пластини в контактi з мідною пластиною [5]

Надлишкові електрони переходять в метал, або фазу, які мають більш високий електродний потенціал E (катод). Катод при цьому не руйнується, а електрони з нього виходять в середовище. Чим нижче електродний потенціал металу, бо фази, тим легше метал, або фаза віддають іони в розчин, тим нижче їх корозійна стійкість. Для появи корозії, необхідно, щоб анодна і катодна реакція відбувалися одночасно і з однаковими швидкостями на поверхні металу.

В прикладі, описаному вище відбуваються наступні реакції: $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{+2} + 2\text{e}^-$ (анодна реакція окиснення); $1/2\text{O}_2 + \text{H}_2\text{O} + 2\text{e}^- \rightarrow 2\text{OH}^-$ (катодна реакція відновлення); I, як наслідок: $1/2\text{O}_2 + \text{H}_2\text{O} + \text{Fe} \rightarrow \text{Fe}(\text{OH})_2$ [5].

1.2.1 Потенціодинамічні криві

В процесі корозії в електроліті зазвичай присутня певна кількість іонів розчину і одночасно з цим – рух електронів в металі, тобто циркуляція електричного струму. Описаний вище механізм є нерозривним: чим більша кількість іонів заліза, які розчиняються в суміші, тим більше число електронів циркулюють через одиницю поверхні, яка піддається впливу корозійного середовища. Це спричиняє зростання циркулюючої густини струму i_c і швидкість корозії V_{corr} для даного матеріалу в заданому середовищі також зростає: $V_{\text{corr}} \propto i_c = i_{\text{anodic}} = i_{\text{cathodic}}$. Слід зазначити, що явище корозії – це процес руйнування який відбувається за наявності анодної і катодної зони: між цими двома зонами різниця потенціалів (E) усталена і забезпечує циркуляцію густини струму (i), яка пропорційна швидкості корозії системи [5].

Кореляція між потенціалом E і густиною струму i анодно-катодного зв'язку залежить від обох електродинамічних характеристик анодного процесу (тобто «як швидко» метал розчиняється) і електродинамічних характеристик катодного процесу (тобто «як швидко» кисень або гідроген виділяється). Якщо дві складові процесу розділені, тобто кореляція E - i вивчена окремо для анодної і катодної реакції, стає можливим оцінити як буде змінюватися густина струму i в залежності від прикладеної електрорушійної сили E [5].

В простому випадку звичайної вуглецевої сталі в суміші газованої води (катодним процесом є розпад кисню), дві криві представлені на рис 8а, в той самий час для корозійностійкої сталі, в тій самій суміші, ситуація представлена на рисунку 8, б.

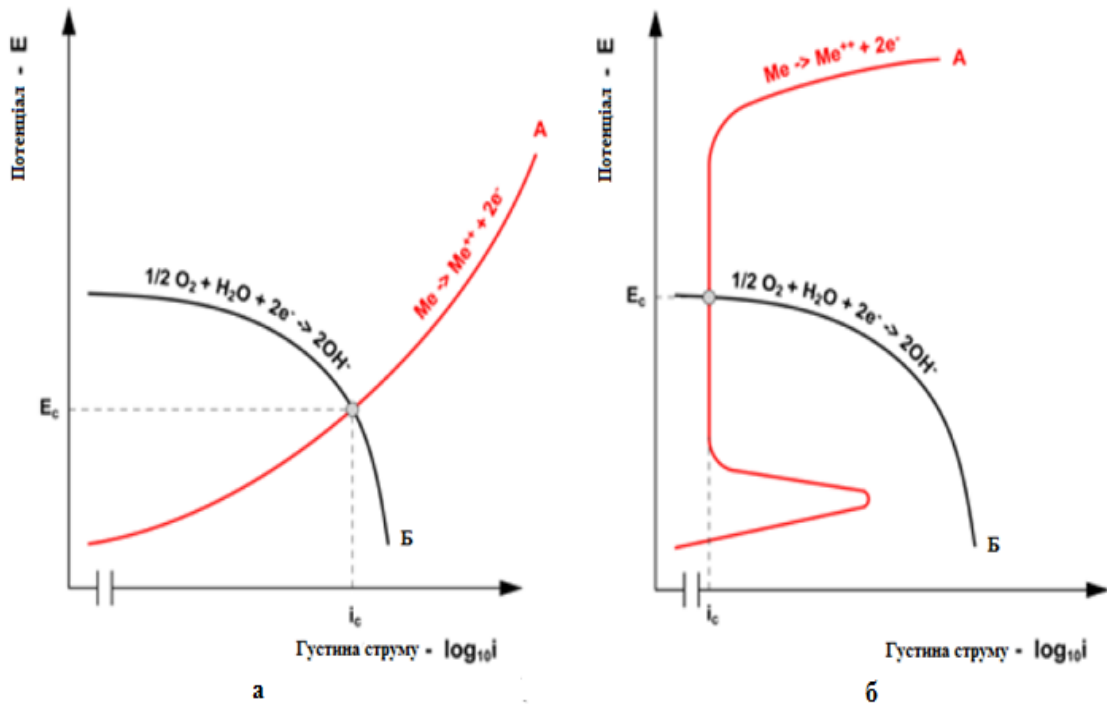


Рисунок 8 – Потенціодинамічні криві : а – активна провідність, б – активно-пасивна провідність [5]

Точка перетину кривих А і Б показана на рисунку 8 відтворює умову еквівалентності між циркулюючими густинами струму (швидкості реакцій, анодної і катодної, однакові) : це визначає функціональну точку системи матеріал – середовище і дозволяє визначити вільний потенціал корозії E_c і циркулюючу густину струму i_c , а також визначити швидкість корозії в цьому окремому середовищі. У випадку вуглецевої сталі – анодна крива (крива А – рис. 8, а) зростає монотонно: струм зростає зі зростанням прикладеної напруги і разом з цим росте швидкість корозії. Що стосується корозійностійких сталей (крива А на рис. 8, б) можна спостерігати активно-пасивну поведінку. Порівняння цих двох випадків (рис. 8, а і рис. 8, б) є суттєвим і визначення реальної поведінки в експлуатації двох різних матеріалів: оскільки циркулюючий струм (i_c) у випадку а набагато більший ніж у випадку б, то швидкість корозії вуглецевої сталі в цьому конкретному середовищі буде набагато більша ніж у корозійнотривкої сталі [5].

1.2.2 Електрохімічна корозія корозійностійких сталей

Розглянемо характеристики кривої корозійностійких сталей детальніше (анодна крива). Для коректної класифікації поведінки матеріалу доречно визначити суттєві параметри. Для цього звернемося до потенціодинамічної кривої зображеної на рисунку 9.

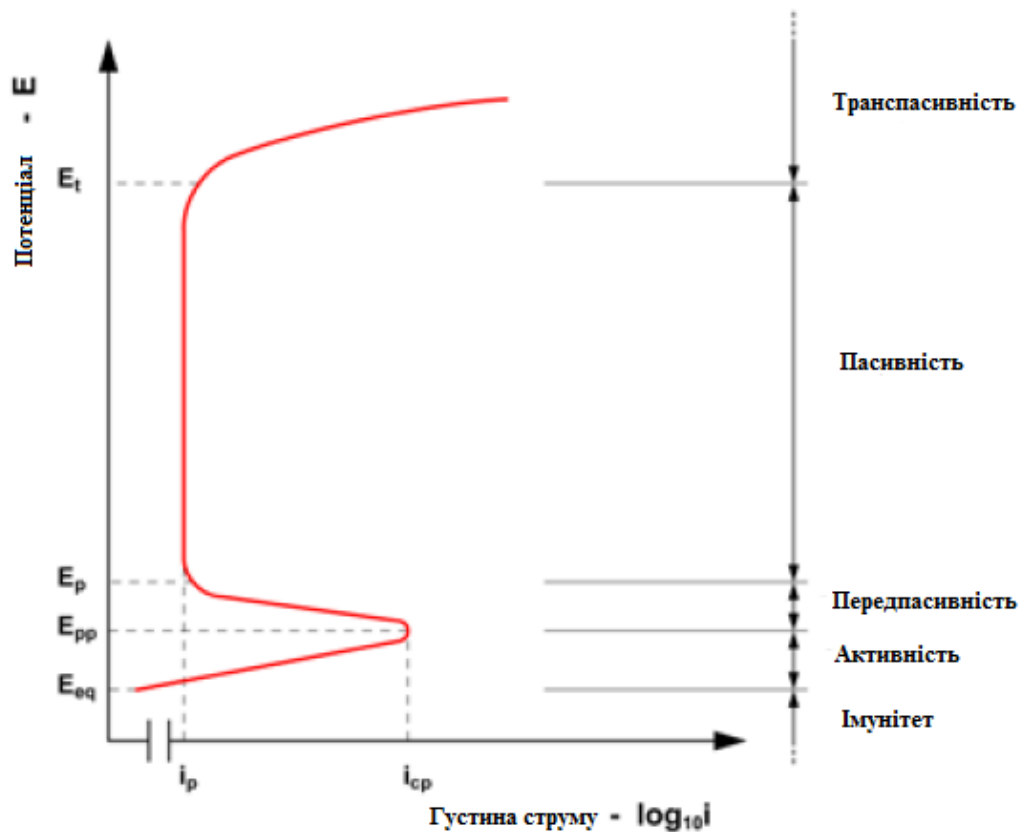


Рисунок 9 – Схема анодної характеристики корозійностійкої сталі [5]

Нижче рівноважного потенціалу E_{eq} корозійностійка сталь інертна по відношенню до будь-якого явища корозії: сталь термодинамічно стабільна і окисна реакція не відбувається. Анодна крива вказує на активну поведінку (від E_{eq} – рівноважний потенціал, до точки E_{pp} – потенціал первинної пасивації): в цій області корозійностійка сталь поводить себе як звичайна вуглецева сталь з поступово зростаючою швидкістю корозії зі збільшенням прикладеного потенціалу. Явище пасивації відбувається починаючи від точки (E_{pp} – i_{cp}) з

наступним утворенням захисної плівки оксиду хрому : електрохімічна характеристика корозійностійкої сталі радикально змінюється і зі збільшенням прикладеної напруги E , поступово зменшується густина струму і яка стабілізується наближаючись до значення i_p (густина струму пасивації). Відповідно до значення i_p швидкість корозії надзвичайно низька і може вважатися практично нульовою: це зона в якій дуже тонка оксидна/гідроксидна плівка хрому утворилася і стабілізувалася і яка захищає сталь [5].

Значення густини струму пасивації i_p є константою для широкого інтервалу значень потенціалу (від E_p – потенціалу пасивації, до E_t – потенціалу транспасивації). Поза межами цього значення корозійностійка сталь знову проявляє активну поведінку внаслідок розчинення захисної плівки. Коли потенціал перевищує значення E_t відбувається локальна форма корозії в місцях де пасивуюча плівка зазнала ураження від агресивного середовища [5].

Високий опір корозії корозійностійких сталей пов'язаний з низьким значення (i_p) в зоні пасивації, тобто в інтервалі ($E_p - E_t$) : утворення захисної плівки (пасивація) помітно відбувається коли середовище має окислювальні властивості, наприклад повітря в аерованих водних розчинах.

Проте, виникає питання як поводить себе корозійностійка сталь в реальних умовах, коли вона контактує з хімічними середовищами які мають різні характеристики?

Для того щоб мати змогу адекватно відповісти на це запитання, необхідно оцінити взаємодію між середовищем (катодна крива) і корозійностійкою сталлю (анодна крива). На рисунку 10 зображено вплив чотирьох різних катодних процесів (Б1, Б2, Б3 і Б4) разом з анодною поведінкою харчової корозійностійкої сталі (А). Криві, які позначені Б1, Б2, Б3, Б4 показують чотири різні катодні процеси (тобто чотири різні середовища) які відрізняються зростанням окиснювальної можливості. Крива Б1 є типовим представником кислотного середовища в якому кисень (або інші окислювальні елементи) повністю відсутні.

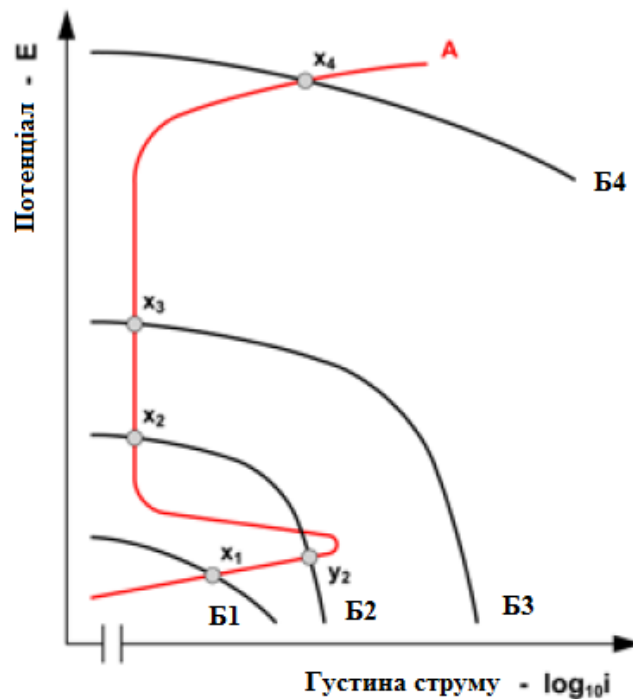


Рисунок 10 – Катодні характеристики чотирьох середовищ зі зростаючою окиснювальною потужністю (Б1,Б2,Б3,Б4) [5]

Такий випадок може бути, якщо корозійностійка сталь занурена в 50 % розчин сірчаної кислоти. В цьому випадку корозійностійка сталь «працює» в точці x_1 і проявляє активну поведінку, тобто пасивація не відбувається: отже руйнування в результаті корозії буде рівномірним і розповсюдженим по всій поверхні. Криві Б2 і Б3 показують два катодних процеси в яких є зменшення кисню. Відмінність пов'язана з концентрацією кисню в розчині: меншому у випадку Б2 і більшому у випадку Б3. Ось щоб сталося у застояному (Б2) або циркулюючому (Б3) водному розчині. Два випадки, які описані катодними процесами Б2 і Б3 дуже відрізняються один від одного. У випадку кривої Б2 існують дві функціональні точки анодно-катодної системи: x_2 і y_2 . Якщо Корозійностійка сталь занурена у водний розчин вже у пасивному стані, то вона в ньому і залишається і зберігає притаманний їй опір корозії

(функціональна точка x_2). Проте, якщо пасивуюча плівка пошкоджується, наприклад в результаті механічного впливу, то корозійностійка сталь буде залишатися «функціонуючою» в активній формі (точка y_2), таким чином породжується явище локальної корозії. Якщо циркуляція (рух) водного розчину зростає, або зростає концентрація кисню в рідині, катодна крива буде рухатися в сторону високого потенціалу (крива Б3), який відповідає густині струму, яка створює одну функціональну точку анодно-катодної системи (x_3): в цьому випадку пасивуюча плівка на корозійностійкій сталі буде стабільною. Нарешті, стан визначений кривою Б4: вона показує катодну поведінку сильно окислювального електроліту, таким чином це може бути водний розчин який містить хромат. Якщо корозійностійка сталь занурена в це середовище, то пасивна плівка буде нестабільною: в деяких місцях може відбуватися хімічне руйнування захисного шару оксиду хрому і як наслідок локальне ураження металічної маси [5].

1.2.3 Корозійна стійкість корозійнотривких сталей

З попереднього розділу випливає, що опір корозії будь-якої корозійностійкої сталі – це не абсолютна характеристика матеріалу, або хімічного складу матеріалу, а переважно залежить від середовища, в якому матеріал експлуатується. Таким чином, з метою оцінювання цих двох аспектів (матеріал і середовище), розглянемо зміни анодної поведінки корозійностійкої сталі в залежності від різних хімічних складів і оточуючих середовищ, або скоріше агресивних середовищ [5].

Перш за все слід зазначити, що для покращення характеристик опору корозії корозійностійких сталей (в однакових умовах) важливо домогтися таких результатів:

- Розширення пасивної зони, або збільшення інтервалу ($E_p - E_i$) (зокрема, збільшити значення потенціалу транспасивації E_i);

- Зменшити значення (i_{cp}) – критичну густину струму пасивації, яка визначає значення густини струму, якої треба досягти для початку пасивації сталі;
- Знизити значення (i_p) – густину струму пасивації, яка визначає швидкість корозії корозійностійкої сталі в пасивному стані.

Щодо цього, звернемо увагу на рисунок 11. Він пояснює, чому корозійнотривка сталь в широкому інтервалі металічних матеріалів (Fe, Ni, Cr, Mo) є вірним вибором для перешкодження руйнування спричиненого корозією від дуже агресивних середовищ [5].

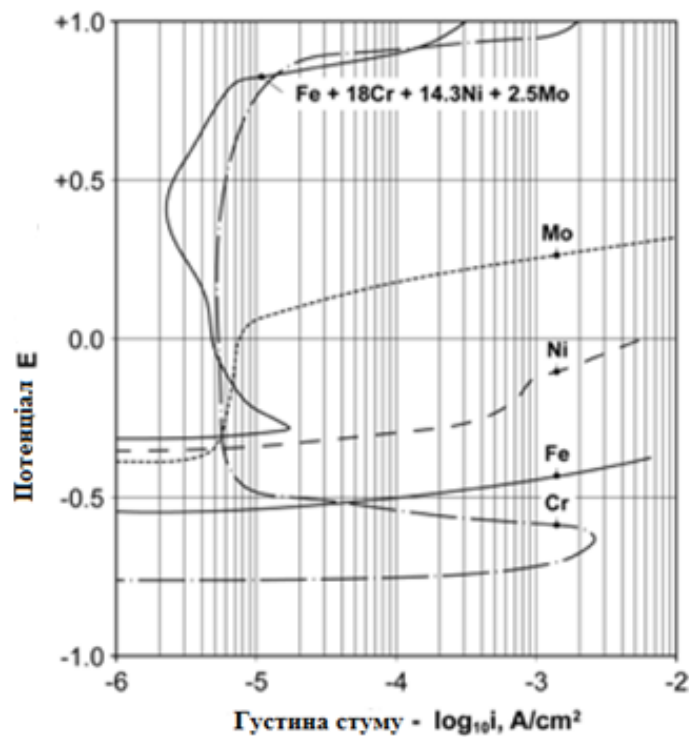


Рисунок 11 – Потенціодинамічна крива для різних видів металів [5]

При вивченні активної-пасивної кривої корозійностійкої сталі стає можливим зрозуміти, як різні елементи сплаву впливають на опір корозії корозійностійкої сталі (див рис 12)

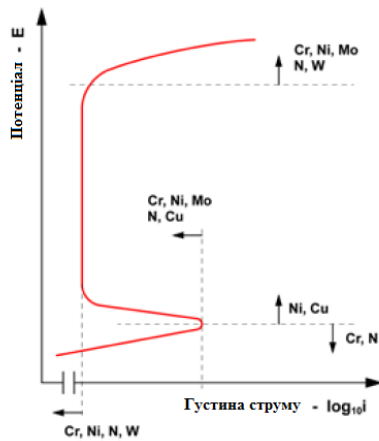


Рисунок 12 – Тенденція зміни анодної кривої в залежності від різних легувальних елементів [5]

Додавання нікелю і молібдену трохи підвищує можливість сталі пасивуватися після початкової активної фази (зниження густини струму пасивації i_{cp}), разом з цим розширення зони потенціалів, у яких матеріал знаходиться в пасивному стані (зростання потенціалу транспасивації E_T).

Проте, вплив легувальних елементів на зниження густини струму пасивації i_{cp} майже не спостерігається: коли сталь знаходиться в цьому стані (пасивному) швидкість корозії, тобто густина циркулюючого струму настільки низька, що практично не сильно залежить від хімічного складу сталі (див. рис. 13).

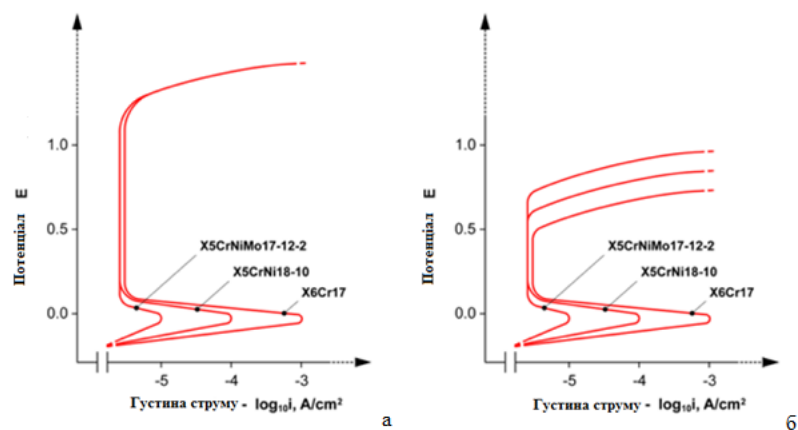


Рисунок 13 – Потенціодинамічні криві різних сталей в різних середовищах: а – розчин 0.05М сірчаної кислоти; б – 0.05 розчин сірчаної кислоти з 0.1 розчином NaCl [5]

Так само, можна вивчити вплив різного середовища на одну марку сталі: щодо цього потрібно звернути увагу на рис. 14.

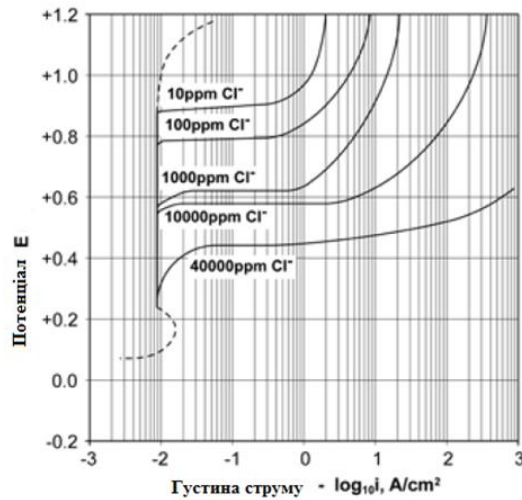


Рисунок 14 – Потенціодинамічні криві для марки сталі X5CrNi 18-10 у воді зі зростанням вмісту хлору [5]

який показує поведінку сталі X5CrNi18-10 у водних розчинах з різними концентраціями хлоридів. Подібний ефект з послідовним погіршенням корозійних властивостей кислоти, можна спостерігати зі збільшенням температури та/або зменшення рН розчину (див. рис. 15).

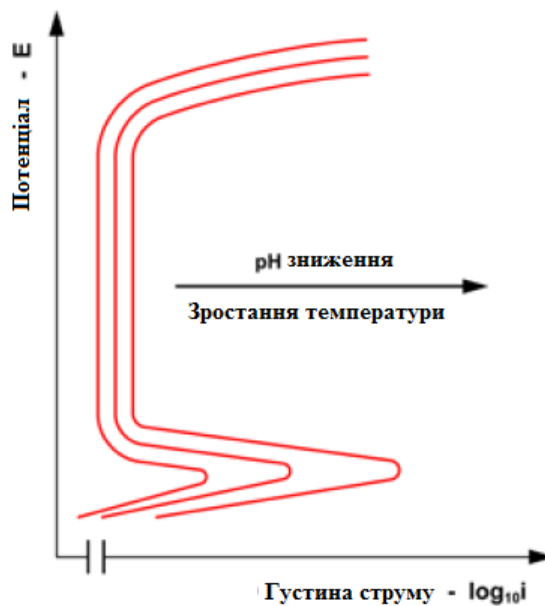


Рисунок 15 – схема поведінки анодної кривої харчової сталі в залежності від температури, або кислотності розчину [5]

1.2.4 Загальна або суцільна корозія

Цей вид корозії впливає на всю площу поверхні металічного матеріалу, який піддається впливу агресивного середовища, з обмеженими локальними варіаціями ступеня проникнення ураження компонентів в глибині. Типовим прикладом загальної або суцільної корозії є корозійностійка сталь в контакті з розчинами кислот (водний розчин соляної кислоти, сірчана кислота, ортофосфорна кислота, щавлева кислота, мурашина кислота, лимонна кислота тощо). З електрохімічної точки зору – загальна корозія корозійностійкої сталі має місце коли система «функціонує» в активній зоні анодної кривої або в інтервалі між рівноважним потенціалом (E_q) і початковим потенціалом пасивації (E_{pp}) (випадок Б1 на рис. 10).

У випадку загальної корозії – швидкість корозії $V_{\text{кор}}$ може бути виражена у термінах втрати маси (Δm) з одиниці площі (S) за одиницю часу (t) [2], [5]:

$$V_{\text{кор}} = \frac{\Delta m}{S * t} \quad (1)$$

В промислових додатках більш цікаво говорити про швидкість зменшення товщини (V_{thin}). Для переходу за одиниць швидкості корозії до швидкості потоншення враховується густина матеріалу (ρ) наступним чином:

$$V_{\text{thin}} = \frac{\Delta m}{\rho * S * t} \quad (2)$$

Одиниця вимірювання потоншення є $\mu\text{м/рік}$;

Даний вид оцінки використовують для розрахунку поведінки певної марки сталі в заданому середовищі і зокрема – період часу, в рамках якого деталь буде зберігати свої експлуатаційні властивості.

1.2.5 Пітингова корозія..

Пітинг – це явище локальної корозії корозійностійких сталей: цей вид корозії створює серйозні проникні пошкодження і небезпечні отвори в деталях протягом експлуатації. Характеристичним елементом пітингу є наявність на поверхні багатьох маленьких ямок; пітинг зазвичай спричиняє ще глибші ямки, тобто канавки, виразки, кратери тощо.

Поверхневий розмір отворів малий, між 0.1 і 2 мм, так як в явищі пітингу збільшення продуктів корозії дуже обмежено.

Найбільша проблема, пов'язана з цим видом корозії це не втрата маси спричинена руйнуванням, а скоріше шкода спричинена проникненням через стійкий шар компонентів. Наприклад, розглядаючи випадок ємності із корозійностійкої сталі під впливом пітингу : він може стати причиною утворення отвору в стінці, з подальшим витіканням робочої рідини і повного руйнування системи.

Руйнування, спричинене пітингом має різні аспекти, які зображені на рис. 16.

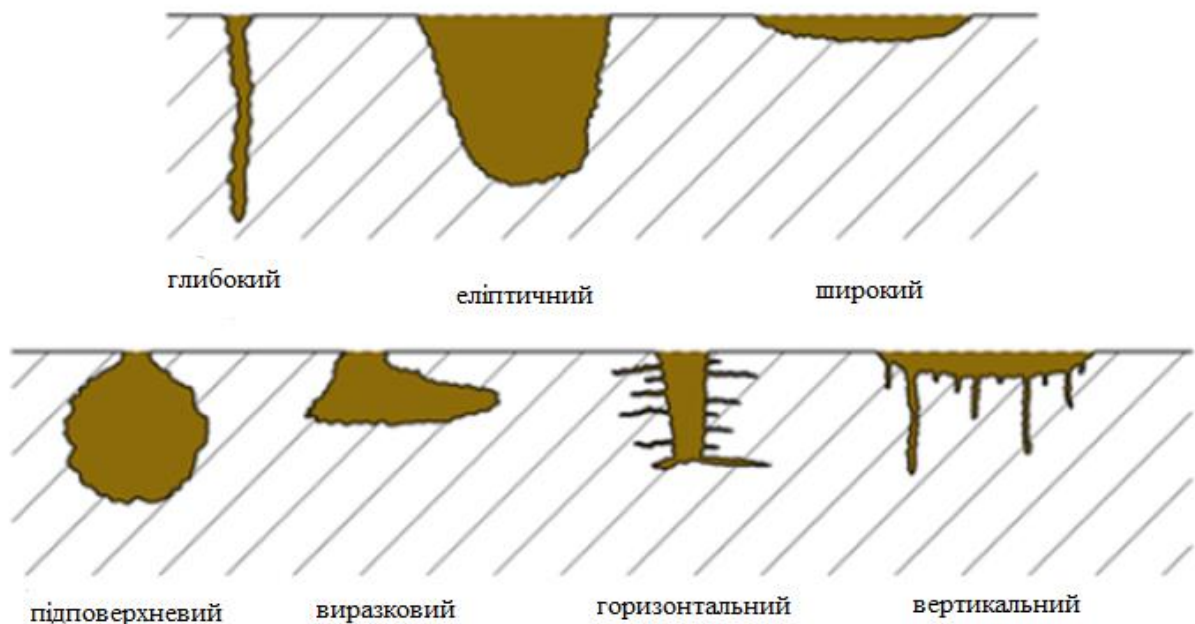


Рисунок 16 – типові різновиди руйнування внаслідок утворення пітингу [5]

Пітинг відбувається на обох матеріалах з активною поведінкою, як вуглецева сталь, і особливо в матеріалах які пасивуються, такі як корозійностійка сталь. Корозія спричиняється нейтральним або окислювальним середовищем яке має змогу хімічно пошкоджувати захисну плівку присутню на поверхні матеріалу. Типове руйнування спричинене пітингом відбувається в водних розчинах які містять хлориди, такі як морське середовище(суха-мокра зона або яка піддається впливу морських крапель). Разом з концентрацією хлоридів, параметри, котрі впливають на появу пітинга пов'язані з ростом температури, кислотністю електроліту і присутністю інших агресивних речовин. Корозія спричинена пітингом – це явище яке, якщо почалось, то має тенденцію зберігатися: порожнина ямки притягує іони хлоридів внаслідок електрофорезу і зростання рН відбувається завдяки кислотному гідролізу води рис. 18.

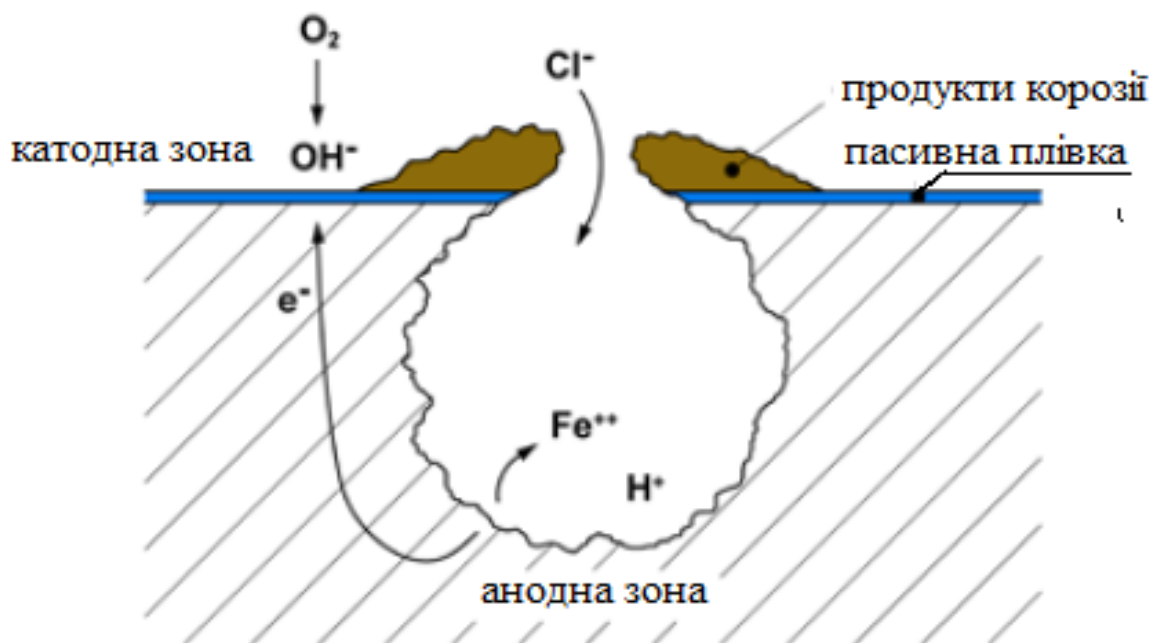


Рисунок 17 – схема механізму утворення пітингу [5]

В термінах електрохімії, пітинг відбувається коли пасивний стан на активно-пасивній кривій корозійностійкої сталі перевищується, тобто коли потенціал катодної реакції вище ніж потенціал транспасивації E_t анодної реакції

(випадок Б4 рис 4). Як наслідок, потенціал транспасивації E_t , також відомий як пітинговий потенціал є чудовим параметром для класифікації, в однакових середовищах, опору корозії корозійностійких сталей. Це поняття може бути використано для оцінки різних ефектів станів середовища корозійностійкої сталі: чим вище пітинговий потенціал – тим вище опір матеріалу до цього явища [5].

Для того щоб визначити опір до пітинга без проведення експериментальних дослідів опір можливо оцінити виходячи з хімічного складу сталі: загальновідомий факт що елементи такі як хром, молібден, азот сприяють розширенню пасивної зони(вони підвищують транспасиваційний потенціал E_t). Параметр, отриманий емпірично і ним зручно описувати явище корозії: він носить назву PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) і на пряму корелює з хімічним складом матеріалу по формулі: $PREN = \% Cr + 3,3 * \% Mo + 16 * \% N$. Цей індекс дає змогу класифікувати різні типи корозійностійких сталей по відношенню до опору корозії, спричиненої пітингом [5].

1.2.6 Міжкристалічна корозія

Розглянемо ще один вид корозії. Міжкристалічна корозія (МКК) – це форма руйнування в середовищі пов'язана з гетерогенністю хімічного складу мікроструктури матеріалу. Симптомами є: карбідна сітка або інтерметалідні фази, переважно насичені хромом/молібденом поруч із границями зерен сталі (див рис 18). Цей механізм локальної корозії, також має назву сенсibiliзація, який виникає в багатьох відомих корозійностійких сталях навіть в м'яко агресивних середовищах; деякі автори класифікують цей механізм як селективна корозія, бо агресія вибіркова і відбувається уздовж границь зерен [5].

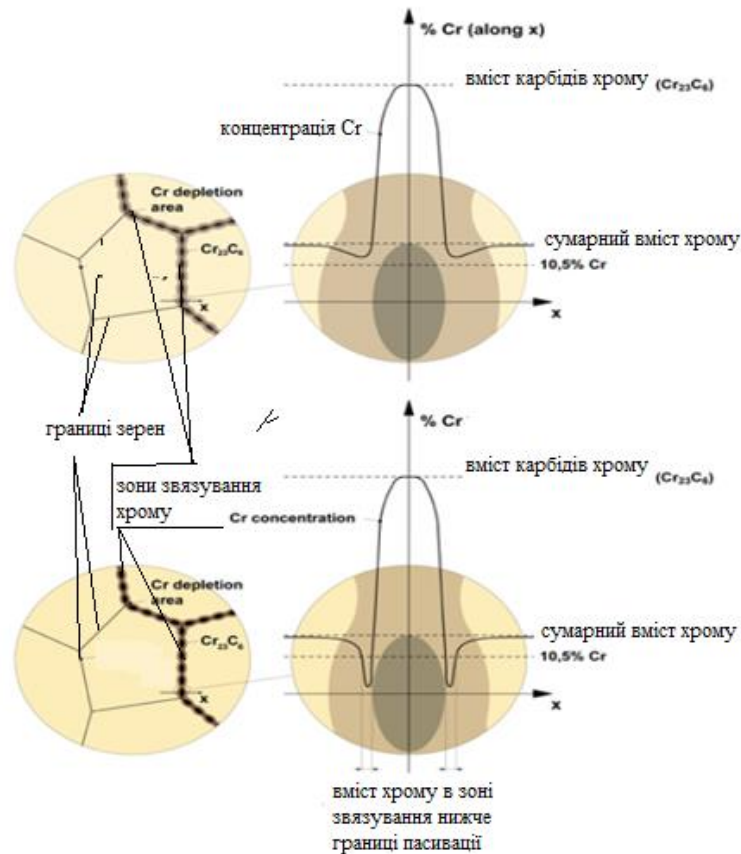


Рисунок 18 – схема утворення карбідів хрому поруч з границями зерен [5]

Причиною руйнуванню є локальне збіднення хрому або хрому/молібдену по відношенню до границь зерен: в активній зоні, корозія розвивається у формі одиночної або розгалуженої тріщини, яка рухається по границям зерен де відбувається утворення карбідів. У випадку аустенітної корозійностійкої сталі, сенсibiliзація, тобто утворення карбідів, відбувається завдяки тривалій витримці в критичному інтервалі між 450° і 900° С. Три фактори пояснюють причину чому збіднення хромом відбувається таким згубним чином по границям зерен [5]:

- вуглець може зв'язувати частину хрому у формі карбідів, маса яких у 16 разів більша ніж власна масова кількість вуглецю (карбіди типу Cr₂₃C₆);

- вуглець дифундує в аустеніт швидше ніж хром і захоплює дуже велику кількість хрому, проте хром має нижчу дифузійність ніж вуглець і таким чином збіднення хрому відбувається лише поруч з границями зерен;
- карбіди переважно утворюються на границях зерен, в зоні з меншою густиною де утворення сполуки полегшено.

Аустенітні корозійностійкі сталі з вмістом вуглецю вище 0,03 % мають схильність до МКК . Це може відбуватися, наприклад, в процесі термообробки напівфабрикатів, внаслідок впливу невідповідної температури або в процесі зварювання[5].

1 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Хромонікелева сталь типу 13–16

Для дослідження було відібрано п'ять дослідних зразків у вигляді паралелепіпедів. Кожен зразок мав різну ступінь деформації – від 0 до 60% з кроком 15%.

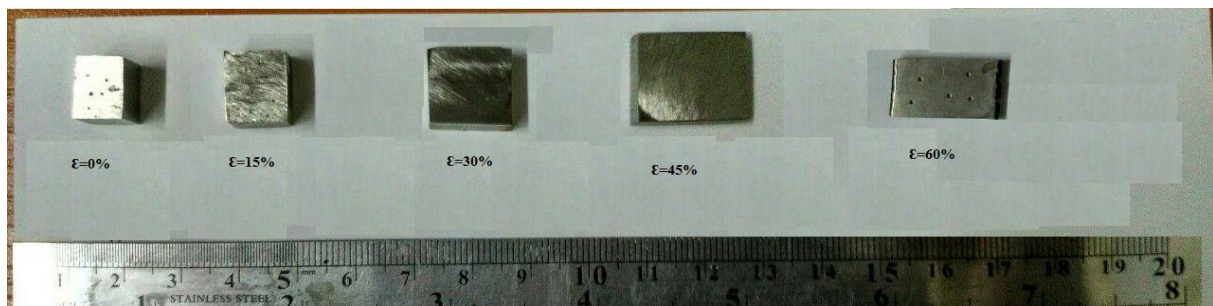


Рисунок 19 – фото зразків

Хімічний склад зразків приведений в таблиці 1

C, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	Al, %	Cu, %	Nb, %
0,11	1,89	1,31	13,6	15,9	0,24	0,13	0,28	0,31

Сталь такого типу має аустенітну структуру. Дана сталь може використовуватися в авіаційній галузі, хімічній промисловості, теплообмінних апаратах.

Дослідні зразки виготовлені для дослідження корозійних властивостей в залежності від ступеню деформації. Брусок дослідної сталі було розділено на 5 частин. Дослідні зразки піддавалися термомеханічній обробці.

Перед деформацією проводився рекристалізаційний відпал. За допомогою лабораторної електропечі. Швидкість нагрівання 10 °C за секунду. Нагрівалися зразки до 1120-1140 °C і витримувалися впродовж 20 хв. Після цього виймалися з печі і деформувалися на прокатному стані зі ступенем

деформації 15 %, 30 %, 45 %, 60 %. Зразки були деформовані за допомогою прокатного верстата, який зображено на рисунку нижче:



Рисунок 20 – прокатний стан «Rheintsche Walzmachinen Fabrik G.m.b.H, Cölne»

Додаткової термообробки для цих зразків не проводилося.

2.2 Металографічний аналіз

Для виявлення структури зразків – проводився металографічний аналіз. Для вирівнювання поверхні та видалення окалини проводилося шліфування на шліфувальному стані Neris 3E 881. Для цього було використано спочатку шмергельований папір з різною дисперсністю абразиву. Починаючи від 120-80 мкм, поступово змінюючи до розміру зерна ≈ 15 мкм.

Далі шліфування проводилося на папері з нанесеним на нього шаром алмазної пасти в такому порядку: ≈ 10 мкм, ≈ 5 мкм, ≈ 1 мкм. Потім зразки полірувалися на фетрі, змоченому водою. Для виявлення структури зразків було

використано розчин – титановий травник (20 % HF, 20 % HNO₃, 60 % H₂O) за режимом : травлення 30 секунд, промивання водою, просушування в потоці гарячого повітря.

Дослідження протравленого шліфа було проведено за допомогою мікроскопа МІМ – 8М

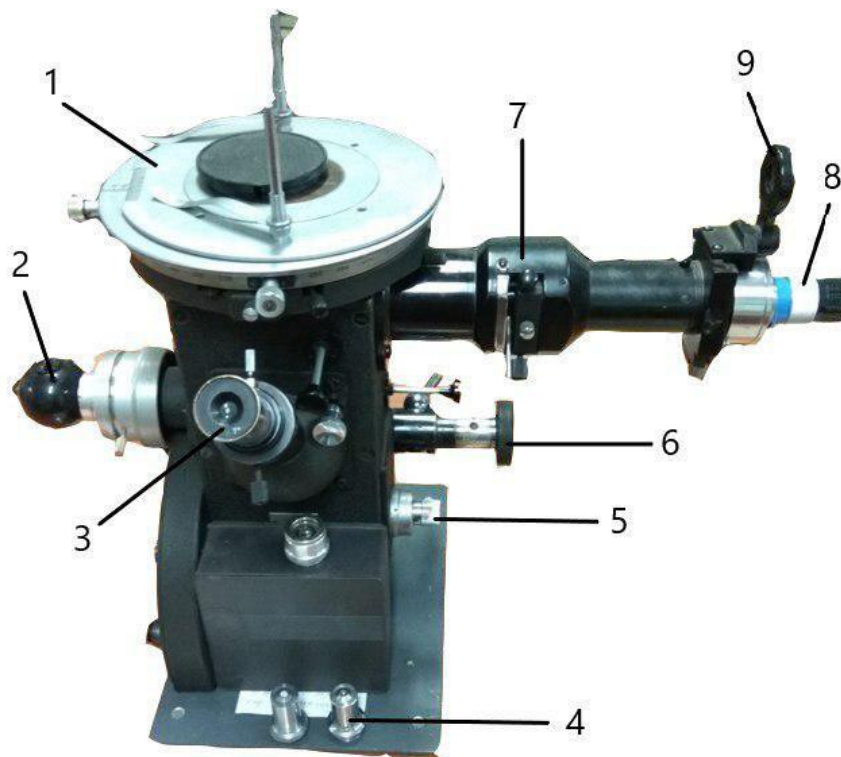


Рисунок 21 – Мікроскоп МІМ – 8М: 1 – предметний столик; 2 – фотоапарат; 3 – насадка-окуляр; 4 – об’єктиви; 5 – механізм мікрометричного подавання; 6 – механізм грубого подавання; 7 – пересувна рамка; 8 – освітлювальна лампа; 9 – поляризатор

2.3 Метод дослідження на загальну корозію

Гравіметричний метод оснований на визначенні швидкості корозії за рахунок втрат маси зразка за одиницю часу з одиниці поверхні. Для розрахунків використовувалася формула (1). Цей метод було застосовано для всіх корозійних випробувань.

Проведення дослідів у водному розчині NaCl. Для випробування зразків було підготовлено водні розчини NaCl наступних концентрацій: 3 %, 5 %, 7 %, 9 %. Для розчину використовувалася кухонна сіль та дистильована вода. Посудина для розчину – скляні плоскодонні колби з гумовою пробкою ємністю 500 мл. Зразки підвішувались на поліетиленовій нитці. Зразки зважувалися по 3 рази на кожний зразок за допомогою терезів типу АДВ-200М. Перед зануренням в розчин – зразки протиралися ваткою, змоченою етиловим спиртом (96 %). Проводилося вимірювання площі зразків по формулі площі паралелепіпеда. Дослідження проводились за нормальних умов. Після виймання зразків з середовища – зразки промивалися спочатку водопровідною водою, потім дистильованою, протиралися ваткою, змоченою етиловим спиртом. Після висушування зразку – проводилося видалення продуктів корозії механічним способом. Після цього зразки промивалися ваткою, змоченою етиловим спиртом, висушувалися і повторно зважувалися по 3 рази кожен зразок для визначення втрат маси зразка. Час знаходження зразків в розчині фіксувався годинником. Всі дії, описані вище застосовувалися для всіх концентрацій розчину NaCl.

У 57% розчині азотної кислоти. Підготовка зразків до випробування і обробка після випробування – аналогічні описаним в п 2.3.1.1 .

Індивідуальні засоби захисту : лабораторний халат, гумові перчатки, протигаз з фільтром проти парів азотної кислоти.

Підготовка до досліджень пітингової корозії. Підготовка зразків до випробування і обробка після випробування – аналогічні описаним в п 2.3.1.1
Агресивне середовище: водний розчин $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$. Було підготовлено розчини різних концентрацій. 10 % і 20 %.

Проведено 2 випробування. У 10 % і 20 % розчині відповідно. Під час підготовки і проведення експерименту використовувалися індивідуальні засоби захисту для уникнення потрапляння розчину в очі, на шкіру, одяг та в дихальні шляхи. Після дослідження було зроблено фотографії зразків та пітингів, які з'явилися на поверхні зразків.

2 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Структурний стан дослідних зразків

Дослідження мікроструктури дослідних зразків проводили на мікроскопі МІМ-8М (див. рис. 22)

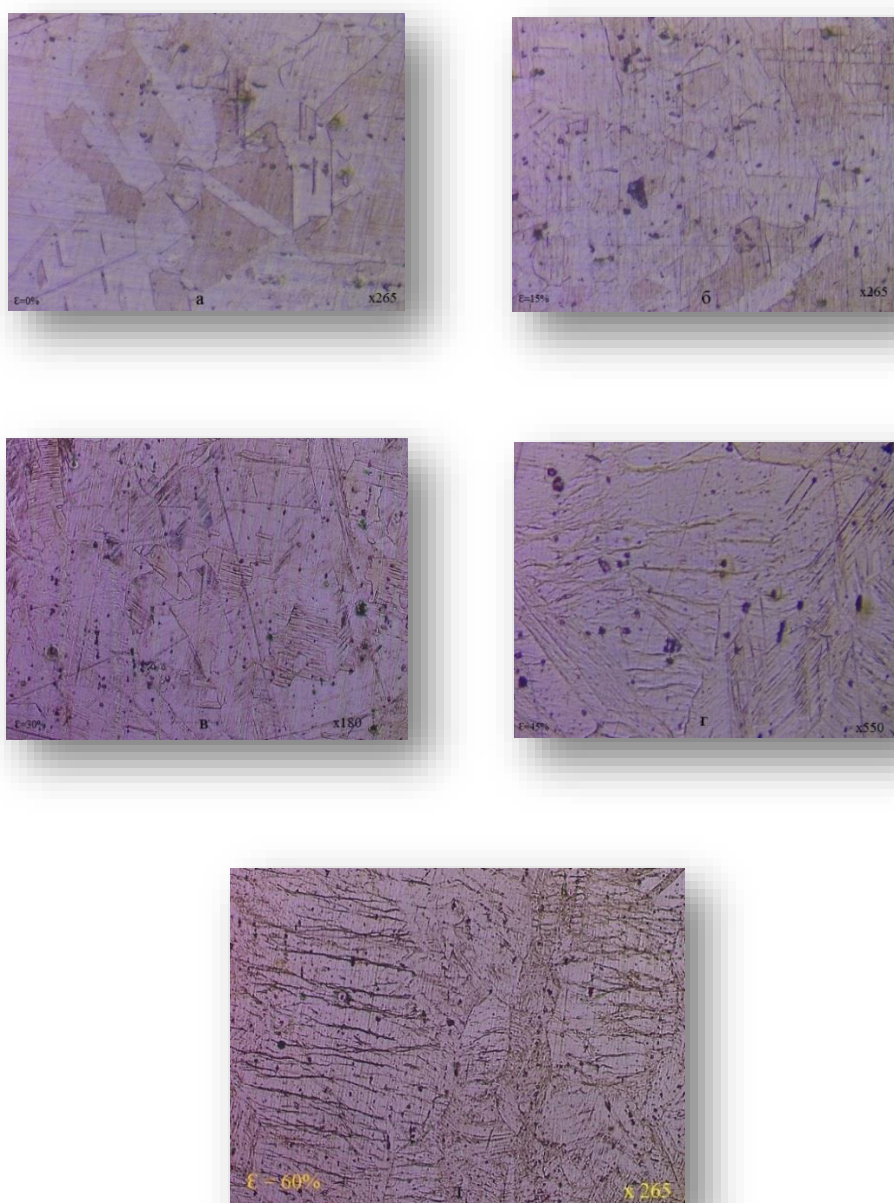


Рисунок 22 – мікроструктура зразків

При порівнянні зразків можна спостерігати збільшення кількості ліній ковзання зі збільшенням ступеня деформації зразків.

3.2 Експериментальні дані отримані з досліджень корозії

Таблиця 2 – 3 % NaCl

$\varepsilon, \%$	$\Delta m, \text{мг} \cdot 10^{-1}$	$S, \text{см}^2$	$t, \text{год}$	$K, \text{мг} \cdot \text{см}^{-2} \cdot \text{год}^{-1} \cdot 10^{-4}$
0	4,44	5,0867	95	9,188
15	2,96	6,0422	95	5,157
30	1,48	7,20975	95	2,161
45	1,48	9,4708	95	1,645
60	0,81	5,574	95	1,53

Таблиця 3 – 5 % NaCl

$\varepsilon, \%$	$\Delta m, \text{мг} \cdot 10^{-1}$	$S, \text{см}^2$	$t, \text{год}$	$K, \text{мг} \cdot \text{см}^{-2} \cdot \text{год}^{-1} \cdot 10^{-4}$
0	2,22	5,0867	44.5	9,807
15	1,49	6,0422	44.5	5,542
30	1,36	7,20975	44.5	4,239
45	1,35	9,4708	44.5	3,203
60	0,40	5,574	44.5	1,613

Таблиця 4 – 7 % NaCl

$\varepsilon, \%$	$\Delta m, \text{мг} \cdot 10^{-1}$	$S, \text{см}^2$	$t, \text{год}$	$K, \text{мг} \cdot \text{см}^{-2} \cdot \text{год}^{-1} \cdot 10^{-4}$
0	2,99	5,0867	45.5	12,92
15	1,60	6,0422	45.5	5,82
30	1,48	7,20975	45.5	4,512
45	1,48	9,4708	45.5	3,435
60	0,46	5,574	45.5	1,814

Таблиця 5 – 9 % NaCl

$\varepsilon, \%$	$\Delta m, \text{мг} \cdot 10^{-1}$	$S, \text{см}^2$	$t, \text{год}$	$K, \text{мг} \cdot \text{см}^{-2} \cdot \text{год}^{-1} \cdot 10^{-4}$
0	4,81	5,0867	68	13,91
15	3,34	6,0422	68	8,129
30	3,71	7,20975	68	7,567
45	3,88	9,4708	68	6,025
60	0,74	5,574	68	1,952

Таблиця 6 – 57 % HNO₃

ε, %	Δm, мг	S, см ²	t, год	K, мг*см ⁻² *год ⁻¹ *10 ⁻⁴
0	0	4,582	24	0
15	0	5,3623	24	0
30	0	6,4959	24	0
45	0	8,56	24	0
60	0	5,2331	24	0

Таблиця 7– 10 % FeCl₃*6H₂O

ε, %	Δm, мг	S, см ²	t, год	K, мг*см ⁻² *год ⁻¹
0	33,841	4,582	5	1,477
15	37,026	5,3623	5	1,381
30	38,604	6,4959	5	1,189
45	48,066	8,56	5	1,123
60	27,632	5,2331	5	1,056

Таблиця 8– 20 % FeCl₃*6H₂O

ε, %	Δm, мг*10 ⁻¹	S, см ²	t, год	K, мг*см ⁻² *год ⁻¹
0	25,994	5,0867	1	5,11
15	30,436	6,0422	1	5,037
30	34,894	7,20975	1	4,84
45	45,712	9,4708	1	4,827
60	20,656	5,574	1	3,706

Слід одразу звернути увагу на таблицю 6. Зразки витримувалися у 57 % розчині азотної кислоти, проте втрати маси зразків не було зафіксовано. Це пояснюється тим, що хромонікелеві сталі пасивуються при контакті з азотною кислотою більше, ніж просто при контакті з повітрям. Тому швидкість корозії можна прийняти нульовою.

Розглянемо та порівняємо отримані залежності швидкості корозії від ступеня деформації в різних агресивних середовищах. Графіки цих залежностей зображені на рисунках 23, 24, 25.

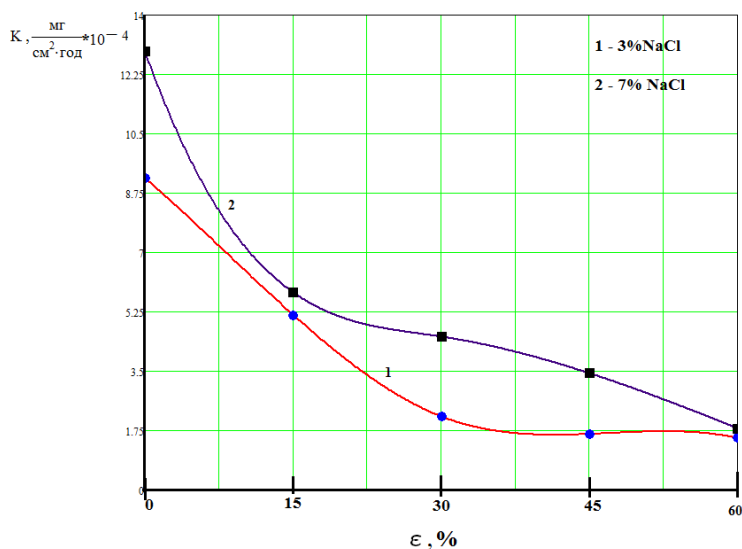


Рисунок 23 – Графічна залежність швидкості корозії від ступеня деформації (у водних розчинах NaCl різної концентрації)

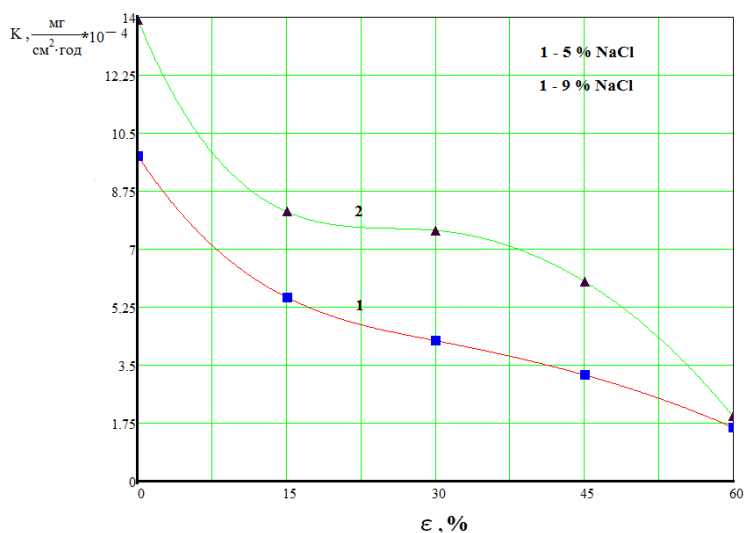


Рисунок 24 – Графічна залежність швидкості корозії від ступеня деформації (у водних розчинах NaCl різної концентрації)

Після порівняння швидкостей корозії від ступеня деформації стає зрозумілим, що при зростанні ступеня деформації – підвищується корозійна стійкість зразків.

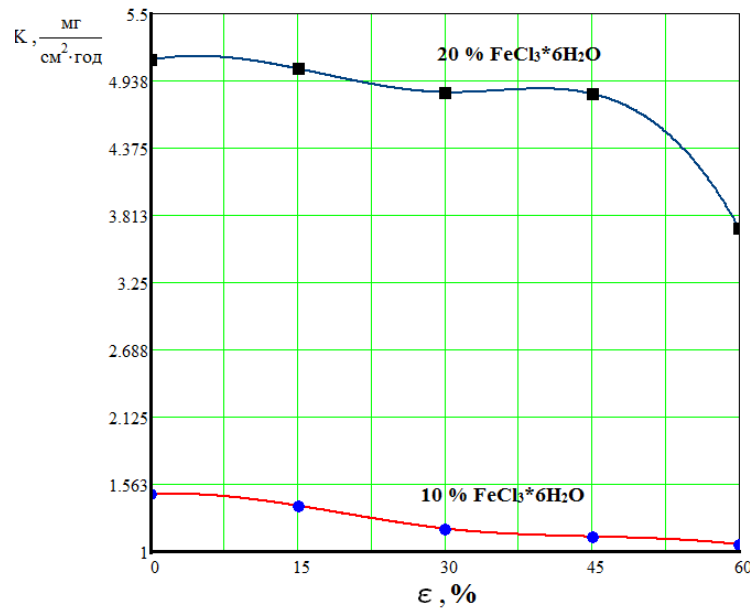


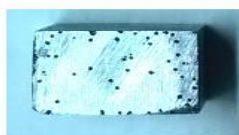
Рисунок 25 – Графічна залежність швидкості корозії від ступеня деформації (у водних розчинах $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ різної концентрації)

Розглянемо рисунок 25. При порівнянні швидкостей корозії стає зрозумілим, що при підвищенні концентрації в 2 рази – швидкість зростає приблизно в 3 рази. Для встановлення залежності швидкості корозії від концентрації $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ необхідно провести додаткове дослідження, зокрема для встановлення потенціалу транспасивації.

Якщо порівняти значення швидкості корозії з фіксованим значенням ступеня деформації для двох різних середовищ (FeCl_3 і NaCl), то можна стверджувати, що корозійна поведінка зразків сталі, які занурені в розчин NaCl відповідає пасивному стану. У випадку $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ стан транспасивації (швидкості відрізняються приблизно в 1000 разів!).

Після візуального огляду стає зрозуміло, що в залежності від площини контакту кількість пітингів та швидкість їх появи відрізняється. Винятком є зразок, який не піддавався холодній деформації. Отже, кількість пітингів на

площинах, які перпендикулярні напрямку прокатування – менша, ніж у випадку площин вектор нормалі яких співпадає з напрямком прокату (див. рис. 26 – 28). Це пояснюється тим, що зона максимального впливу прокатування знаходиться в поверхневих шарах зразків. Таким чином, густина сплаву в цих областях підвищується і збільшується загальна протяжність границь зерен. І навпаки, в зоні меншої деформації зерна зазнали розтягувальних навантажень і внаслідок цього протяжність границь зерен зменшилася (збільшилася густина дислокації на границях зерен, що є причиною електрохімічної неоднорідності).



$\varepsilon = 0\%$

Рисунок 26 – Фото зразка після випробувань на пітингову корозію

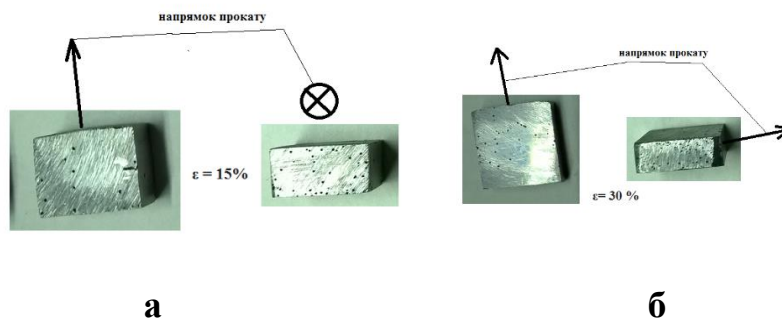


Рисунок 27 – Фото зразка після випробувань на пітингову корозію: а – 15 % деформації, б – 30 % деформації

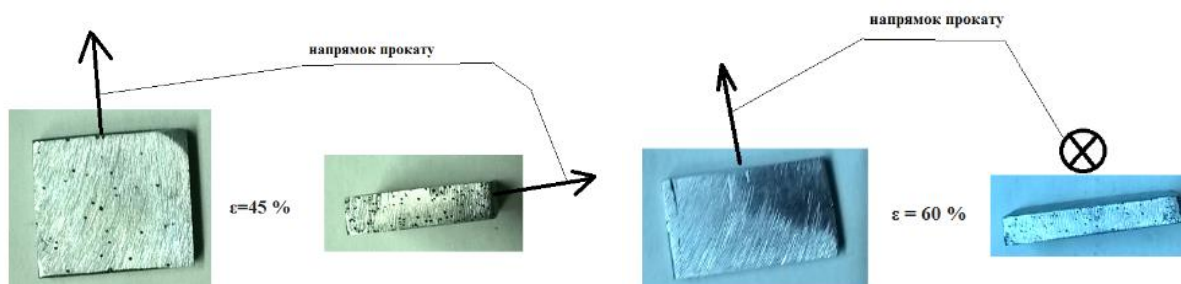


Рисунок 28 – Фото зразка після випробувань на пітингову корозію

Щодо різновиду утвореного пітингу. При візуальному огляді встановлено, що форма пітингів нагадує підповерхневий (subsurface) різновид (див.рис. 26), який зображений на рисунку 16.

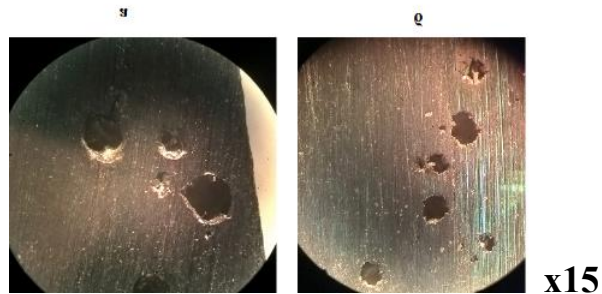


Рисунок 26 – Фото зразка після випробувань на пітингову корозію

Як і у випадку зменшення швидкості корозії при збільшені ступеня деформації – середній діаметр пітингу також зменшується.

ВИСНОВКИ

Встановлено залежність між швидкістю корозії та ступенем деформації дослідних зразків сталі 11Х13Н16МБ в різних середовищах, що обумовлено зміною структурного стану та загальної протяжності границь зерен.

В ході дослідження встановлено збільшення корозійної тривкості в деформованому поверхневому шарі сталі після холодної прокатки. Поверхневий шар після прокатки відрізняється більшою інтенсивністю деформації та збільшенням загальної протяжності границь зерен.

В результаті досліджень можна рекомендувати виробникам проводити кінцеву обробку листів, або рулонів на дресирувальних станах, які дозволяють деформувати на незначну глибину. Дресирування проводять для підвищення штампованості автолистових сталей, а у випадку з хромонікелевими сталями, до того ж, може позитивно впливати і на корозійну стійкість.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Outokumpu Handbook of stainless steel. Finland: Outokumpu Oyj, 2013. 92 p.
2. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали. Изд. 2-е, перераб. и доп. Москва: Металлургия, 1967. 800 с.
3. Герасимов В.В. Коррозия реакторных материалов. Москва: Атомиздат, 1980. 256 с.
4. Zaki A. Principles of corrosion engineering and corrosion control. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. 672 p.
5. Boniardi M., Casaroli A., Stainless steels. Esine: Lucefin S.p.A, 2008, 232 p.
6. Marcus P. Corrosion mechanisms in theory and practice. USA, 2002. 729 p.
7. Большаков В.И., Сухомлин Г.Д., Лаухин Д.В. Атлас структур металлов и сплавов. Днепропетровск: ГВУЗ ПГАСА, 2010. 174 с.
8. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. Москва: Металлургия, 1977. 432 с.
9. Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И. Материаловедение: Учебник для вузов. Изд. 4-е, перераб. и доп. СПб: ХИМИЗДАТ, 2007. 784 с.
10. Беккерт М. Способы металлографического травления: справочник, пер. с нем./ М. Беккерт, Х. Клемм. Москва: Металлургия, 1988. 400 с.
11. Вашуль Х. Практическая металлография. Методы изготовления образцов, пер. с нем./ Х. Вашуль. Москва: Металлургия, 1988. 320 с.
12. Литовченко С.В. Описание металлографического микроскопа МИМ-8 / С.В. Литовченко, Е.А. Доценко. Харьков: Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, 2011. 20 с.
13. Гост 9.908 -85. Единая система защиты от коррозии и старения. Стали и сплавы коррозионностойкие. Методы ускоренных испытаний на стойкость к питтинговой коррозии. Москва, 1991. 18 с.

14. Гост 9.912 - 85. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. Москва, 1985. 17 с.
15. Вегст К., Вегст М. Ключ к сталям: справочник, пер. с нем. / Э.Ю. Колнишона. СПб: Профессия, 2006. 724 с.
16. Ланская К.А. Жаропрочные стали. Москва: Металлургия, 1969. 247 с.
17. McGuire M. Stainless steels for design engineers. Ohio: ASM International, 2008. 305 p.