

IMCORRS

INTEGRITY MANAGEMENT & CORROSION SEMINAR



Agosto del 2025
Ciudad de México, México

IMCORRS

INTEGRITY MANAGEMENT & CORROSION SEMINAR

AMPP
CHAPTER
MEXICO

AMPP
CHAPTER
MEXICO

IMCORRS

INTEGRITY MANAGEMENT & CORROSION SEMINAR



18-19
AGOSTO 2025

CDMX
HOTEL PRESIDENTE
INTERCONTINENTAL

CONFERENCIAS
EXHIBICIÓN
TALLERES
FORO TÉCNICO

PENSPEN

**PROUD
TO SUPPORT**

GREAT
BRITAIN & NORTHERN IRELAND

ORGANIZADO POR
expo | diseño



PROGRAMA

LUNES 18 / MONDAY 18

DÍA 1



HORARIO
HORARY

TEMA
TOPYC

EXPOSITOR
SPEAKER

DE 9:00 AM A 08:00 PM	REGISTRO DE ASISTENTES - ATTENDEES REGISTRATION	
DE 8:00 AM A 09:00 AM	INAUGURACIÓN FORO TÉCNICO EXPO ESTUDIANTE - NETWORKING - GRAN SALÓN	
DE 9:00 AM A 09:30 AM	CT-01 : Integridad de ductos en condiciones extremas: Corrosión y aspectos metalúrgicos	David Bastidas PRINCIPAL ENGINEER ROSEN 
DE 9:30 AM A 10:00 AM	CT-02 : Mineral Wool insulation with corrosion inhibitors: A new approach to CUI Mitigation	Ricky Seto TECHNICAL SERVICE MANAGER ROCKWOOL 
DE 10:00 AM A 10:30 AM	CT-03 : Desarrollo e implementación de un sistema integral de control de corrosión interna (SICONI)	Edgar Álvarez y Juan Solorzano CO-FOUNDER TESIN - SOCIO FUNDADOR EN LADEQSA TESIN - LADEQSA 
DE 10:30 AM A 11:00 AM	CT-04 : Bonos de carbono como herramienta estratégica para metas de sostenibilidad industrial	Marco Hernández COFUNDADOR CARBONOF 
DE 11:00 AM A 12:00 PM	PABELLÓN ENERGÉTICO: EXPO TECNOLOGÍA - EXPO ESTUDIANTE - NETWORKING - REFRIGERIO	
DE 12:00 PM A 12:30 PM	CT-05 : Innovations in spray-on insulation: Enhancing asset integrity and sustainability in challenging industrial environments.	Nicole Rakers S&T PRODUCT DEVELOPMENT SUPERVISOR PPG COMEX 
DE 12:30 PM A 01:00 PM	CT-06 : Selección de materiales para la construcción sostenible: Implicaciones de la vida útil del diseño en la huella de carbono	Mario Martínez KEY ACCOUNT MANAGER CARBOLINE 
DE 1:00 PM A 1:30 PM	CT-07 : Resolviendo el problema de la corrosión del acero en el concreto: El rol de la varilla GIC y avances recientes	Emmanuel Ramirez LATIN AMERICA TECHNICAL DIRECTOR APAC / IZA LATAM 
DE 1:30 PM A 2:00 PM	CT-08 : Recubrimientos de alto espesor contra la corrosión en superficies metálicas	Javier Vigil GERENTE DIVISION TOFF TOFF ARTLUX 
DE 2:00 PM A 3:00 PM	TIEMPO DE ALMUERZO	
DE 3:00 PM A 3:30 PM	CT-09 : Repair of newly hot dip galvanized with zinc-rich coating	Maxim Dube TECHNICAL DIRECTOR GALVATECH 
DE 3:30 PM A 4:00 PM	CT-10 : Innovación en prevención de corrosión con recubrimientos viscoelásticos de poliisobuteno (VE-PIB)	Mario Silvestro PRODUCT MANAGER STOPAQ THERMAL COATING PRODUCTS 
DE 4:00 PM A 5:00 PM	CM-01 : Mesa de Voces Expertas (Moderadora: Maritza López)	Shirley Wagner SENIOR ADVISOR MEXICO SYNERGY CONSULTING Ana Sotomayor COFOUNDER TALASO CONSULTING Norma Alvarez ABOGADA ESPECIALISTA EN ENERGÍA Y SOSTENIBILIDAD 
DE 5:00 PM A 6:00 PM	PABELLÓN ENERGÉTICO: EXPO TECNOLOGÍA - EXPO ESTUDIANTE - NETWORKING - REFRIGERIO	
DE 6:00 PM A 6:30 PM	CT-11 : How to preserve steel infrastructure and assets with zinc coatings	Kevin Irving INTERNATIONAL ZINC ASSOCIATION 
DE 6:30 PM A 7:00 PM	CT-12 : Criterios de aceptación y pruebas de calificación para sistemas de recubrimiento bajo aislamiento y los nuevos recubrimientos termoaislantes	Freddy Dominguez GERENTE DE INGENIERÍA LATAM HEMPLE 
DE 7:00 PM A 7:30 PM	CT-13 Optimización profunda para la protección catódica: tecnología avanzada para la optimización de la corriente de salida de los rectificadores	Manlio Mercanti SALES MANAGER LATAM & PENINSULA IBERICA, AUTOMA 
DE 7:30 PM A 8:30 PM	PABELLÓN ENERGÉTICO: EXPO TECNOLOGÍA - EXPO ESTUDIANTE - NETWORKING	
DE 9:00 PM A 11:00 PM	COCTÉL DE BIENVENIDA EXPERIENCIA EMOCIONAL / BELLEZA DE LA CORROSIÓN	GRAN SALÓN / SALÓN CASTILLO



PROGRAMA

MARTES 19 / TUESDAY 19

DÍA 2



HORARIO
HORARY

TEMA
TOPYC

EXPOSITOR
SPEAKER

DE 9:00 AM A 8:00 PM	REGISTRO DE ASISTENTES - ATTENDEES REGISTRATION		
DE 8:30 AM A 9:00 AM	EXPO ESTUDIANTE - NETWORKING - GRAN SALÓN		
DE 9:00 AM A 9:30 AM	CT-14: Anode passivation and cathodic protection optimization	Matthew Taylor CHIEF TECHNOLOGY OFFICER DEEPWATER CORROSION SERVICES, INC.	
DE 9:30 AM A 10:00 AM	CT-15: Cómo diferenciar si un problema de corrosión es estético o estructural	Víctor Orozco CIMAV	
DE 10:00 AM A 10:30 AM	CT-16: Evaluación de corrosión: Escaneo de anomalías con pérdida de metal mediante los resultados de la ILI	Rosa De La Torre SENIOR ENGINEER ROSEN	
DE 10:30 AM A 11:00 AM	CT-17: Estrategias de inspección basada en riesgo para la integridad de ductos y líneas de recolección no inspeccionables por diablo instrumentado	Gerardo Trejo INGENIERO SENIOR DNV ENERGY SYSTEMS	
DE 11:00 AM A 12:00 PM	PABELLÓN ENERGÉTICO: EXPO TECNOLOGÍA - EXPO ESTUDIANTE - NETWORKING - REFRIGERIO		
DE 12:00 PM A 12:30 PM	CT-18: Importancia del análisis y gestión de riesgos para la seguridad de las operaciones	Fabián Sánchez DIRECTOR DE COMITÉ TÉCNICO SLOM	
DE 12:30 PM A 01:00 PM	CT-19: Case study: AC Voltage mitigation and safety grounding practices on cathodically protected pipelines	Tony Castillo INTERNATIONAL SENIOR ACCOUNT MANAGER, DAIRYLAND	
DE 1:00 PM A 1:30 PM	CT-20: Anticipa, actúa, protege: una solución para la gestión remota y predictiva de la protección catódica	Manlio Mercanti Sales Manager LATAM & PENINSULA IBERICA AUTOMA	
DE 1:30 PM A 2:00 PM	CT-21: Análisis de fallas por corrosión	Facundo Almeraya Citlalli Gaona INVESTIGADORES UANL	
DE 2:00 PM A 3:00 PM	TIEMPO DE ALMUERZO		
DE 3:00 PM A 3:30 PM	CT-22: RoCorr MFL-A Plus & RoCorr Ultra servicios que permiten hacer lo invisible visible	Rodrigo Carrera PROCESS PROFESSIONAL SENIOR DATA ANALYST ROSEN	
DE 3:30 PM A 4:00 PM	CT-23: El riesgo social y la Inteligencia Artificial, un hito que potencializa la Gestión de Integridad de Ductos	Juan Gómez LEAD PIPELINE RISK ASSESSMENT ENGINEER PESPEN	
DE 4:00 PM A 5:00 PM	CM-02: From natural gas to hydrogen: Managing risk and integrity in pipeline networks	Marion Erdelen Peppler HEAD OF GROUP BUSINESS LINE HYDROGEN AND FUTURE FUELS ROSEN GERMANY Israel Hurtado PRESIDENTE EJECUTIVO ASOCIACIÓN MEXICANA DE HIDRÓGENO Y TRANSICIÓN ENERGÉTICA	
DE 5:00 PM A 6:00 PM	PABELLÓN ENERGÉTICO: EXPO TECNOLOGÍA - EXPO ESTUDIANTE - NETWORKING- REFRIGERIO		
DE 6:00 PM A 6:30 PM	CT-24: Mejores prácticas en la implementación de la NOM-009-ASEA-2017	Cesar Cruz GERENTE TÉCNICO UI DNV ENERGY SYSTEMS	
DE 6:30 PM A 7:00 PM	CT-25: Placas de polietileno de alta densidad (HDPE) OVERPIPE como solución efectiva para la protección mecánica de ductos	Tonny Rainaud DIRECTOR COMERCIAL LATAM OVERPIPE	
DE 7:00 PM A 7:30 PM	F-02(FORO): Cierre técnico		
DE 7:30 PM A 8:30 PM	Clausura: Entrega de reconocimientos a EXPOSITORES y PATROCINADORES	Invitación edición especial N-CORRS-25	
9:00 PM A 11:00 PM	COCKTAIL DE CIERRE - JARDÍN HOTEL PRESIDENTE INTERCONTINENTAL	PRESENTACIÓN DE WADLEY DJ SET	

IMCORRS

Integrity Management & Corrosion Seminar

Autores

Jorge Joaquín Cantó Ibáñez
Paula Nicoll Tarazona Zambrano

Sello editorial

Corrosión y Protección Ingeniería S.C.
Xochitepec, Morelos, México.

Primera edición

Julio de 2026

ISBN

978-607-59478-1-5

© 2026 Jorge Joaquín Cantó Ibáñez y Paula Nicoll Tarazona
Zambrano.
Todos los derechos reservados.

La presente obra reúne una selección de trabajos de investigación presentados por estudiantes participantes en IMCORRS 2025 (Integrity Management & Corrosion Seminar). Los trabajos se publican con la autorización de sus respectivos autores, quienes conservan los derechos sobre sus contribuciones.

Las opiniones y conclusiones expresadas en cada capítulo son responsabilidad exclusiva de sus respectivos autores.

La edición, compilación y coordinación editorial de esta obra estuvieron a cargo de Jorge Joaquín Cantó Ibáñez y Paula Nicoll Tarazona Zambrano.

Queda prohibida la reproducción total o parcial de esta obra, por cualquier medio o procedimiento, sin la autorización previa y por escrito de los titulares de los derechos correspondientes, salvo las excepciones previstas por la legislación aplicable.

CÓMITE ORGANIZADOR AMPP 2025

Benjamin De Leon

Delegate

Jorge Canto Ibanez

Chair

Alejandro Lagler

Vice Chair

Jacobo Hernandez

Secretary

Maritza Lopez Jimenez

Treasurer

Arturo Escobedo

Member-At-Large

Paula Tarazona Zambrano

Education Activity Chair

José Trinidad Pérez Quiroz

Active Member AMPP

Félix Schnabel Suárez

Event Logistics Coordinator

Leticia Muñoz

Commercial Coordinator



PATROCINADORES DEL EVENTO 2025



CORROSIÓN Y PROTECCIÓN

**PROUD
TO SUPPORT**



CONTENIDO

Mensaje del Presidente de AMPP México	1
Antología de Turismo en Corrosión	2
Trabajos Licenciatura	
• Análisis de Falla en Toberas de una Turbina a Gas de 23 MW	4
• Efecto antioxidante de <i>Hampea rovirosae</i> Standl. y su potencial como inhibidor de la corrosión en acero al carbono A53	15
Trabajos Maestría	
• Evaluación del comportamiento en régimen turbulento de I-Bencilteobromina (I-BTB) y 7-Bencilteofilina (7-BTF) como inhibidores de corrosión de un acero API 5L X52 en medio salino (3% NaCl)	27
• Estudio del efecto de apantallamiento en el diseño de un sistema de protección catódica para muelles	40
• Determinación del efecto sobre la densidad de corriente mínima de protección del acero de refuerzo embebido en concreto modificado con FBC	50
• Evaluación del extracto de <i>Lonicera subspicata</i> como inhibidor de corrosión verde para acero al carbono en medio ácido (HCl 1.0 M)	60
• Sistema electrónico para la aplicación de interferencias de corriente alterna en aceros empleados en tuberías de transporte de hidrocarburos bajo protección catódica	75
• Síntesis y evaluación del efecto anticorrosivo de recubrimientos epoxi con nanopartículas de MXene en acero 304	83
Trabajos Doctorado	
• Estudio a partir de ruido electroquímico de un recubrimiento epóxico adicionado con nanopartículas de SiO ₂ y A-Fe ₃ O ₄ aplicado sobre acero A36	95
• Efecto de Cr y Mo en la termodinámica y cinética de la corrosión de aceros ferríticos en sales de nitratos	107
• Estudio del comportamiento anticorrosivo de vidrio metálico Ni-Nb-Ti evaluado en fluido biológico simulado	118
• Electrochemical Heavy Metals Recovery in the Lagoon System of Southern Tamaulipas from Water Lily (<i>Eichhornia crassipes</i>) as a Possible Phytoremediator Treatment	132
• Evaluación electroquímica del propargil-mercaptobenzimidazol como inhibidor de corrosión para el acero API 5L X70 inmerso en NaCl saturado con CO ₂	144
• Detección de falla por corrosión en ductos API 5L mediante observador no lineal y red neuronal RBF	154
Galería Fotográfica	162

MENSAJE DEL PRESIDENTE AMPP MÉXICO 2025



A la comunidad técnica y profesional de la corrosión y la protección de materiales:

Nos es muy grato presentar las Memorias del IMCORRS 2025 (International Materials and Corrosion Research Symposium), publicación que reúne los trabajos técnicos en extenso presentados durante la edición 2025 del evento.

El propósito del IMCORRS es ofrecer un foro de alto nivel que favorezca el intercambio de conocimiento entre investigadores, académicos, estudiantes, operadores, fabricantes, consultores y responsables de integridad, impulsando la colaboración interdisciplinaria y la transferencia de mejores prácticas en corrosión, protección catódica, recubrimientos, integridad de ductos, materiales y desempeño en servicio, con una visión orientada a la durabilidad, confiabilidad, seguridad y sostenibilidad de la infraestructura.

Estas memorias se han organizado para reflejar la diversidad temática del programa técnico y conservar, de manera estructurada, las contribuciones que enriquecieron las sesiones del evento, permitiendo que los resultados, metodologías y experiencias aquí documentadas continúen apoyando el trabajo del sector en los años por venir.

A nombre de la Sección México de AMPP y del Comité Organizador, expreso nuestro agradecimiento a todas las instituciones, empresas y aliados que hicieron posible el IMCORRS 2025, así como a los patrocinadores y colaboradores que respaldaron el desarrollo del congreso. Reconocemos de manera especial a los autores, revisores, conferencistas y asistentes, cuyo profesionalismo, rigor técnico y entusiasmo dieron forma a una edición memorable.

Finalmente, invito a la comunidad a utilizar estas memorias como una referencia práctica y académica, y a seguir fortaleciendo este espacio de intercambio rumbo al IMCORRS 2026.

Atentamente,

Presidente, Capítulo México AMPP
Presidente, IMCORRS 2025 - 2026

ANTOLOGÍA: TURISMO EN CORROSIÓN

“La Belleza de Estructuras Icónicas en el Mundo desde la Perspectiva de un Corrosionista”

Por Gustavo Adolfo Romero Urdaneta



Turismo en Corrosión es una antología que recopila artículos relacionados con la oxidación y corrosión de estructuras icónicas en el mundo, su historia desde la fase conceptual y la ingeniería de diseño, selección de materiales, retos en los procesos de fabricación, construcción y mantenimiento y su impacto en la sociedad en donde se encuentran. Esta iniciativa surge como una inspiración que combina el conocimiento del uso, desempeño y protección de los materiales con las ideas, creatividad, emociones y sentimientos de los artistas, escultores, arquitectos e ingenieros responsables de materializar a cada una de las estructuras que han sido seleccionadas. Una estructura icónica puede ser un monumento, escultura, estatua, edificación o cualquier estructura física que ha trascendido su uso funcional para convertirse en un símbolo reconocible y emblemático de una ciudad, una región o incluso una cultura. Estas estructuras se caracterizan por su diseño ambicioso, innovador y su capacidad para generar un fuerte vínculo emocional y orgullo en las personas, convirtiéndose en puntos de referencia turísticos, de crecimiento económico y legados perdurables.

En esta primera publicación se incluyen estructuras icónicas de aleaciones metálicas, diseñadas y fabricadas de materiales como:

- Bronce, caso de la estructura del “Gran Buda de Kamakura” en Japón,
- Hierro, caso de la Torre Eiffel en Francia,
- Acero Corten, caso Estructura “El Angel del Norte” en Inglaterra,
- Acero Inoxidable, caso de “La Puerta a las Nubes” en Estados Unidos.

Como parte del caso de cada estructura icónica, se determinaron los posibles mecanismos de corrosión en función de los materiales utilizados, proceso de construcción, medio de exposición y otras variables importantes como el contacto con los turistas. Adicionalmente, se revisaron los históricos de mantenimiento y preservación, retos encontrados durante la fase de diseño y construcción, costos, reacción e impacto de la comunidad y finalmente la vida útil esperada de cada una.



TRABAJOS ESTUDIANTES (LICENCIATURA)

Análisis de falla en toberas de una turbina a gas de 23

MW

Sofía Torres Herrera, Onésimo Meza Cruz, Cristóbal Patiño Carachure, Salatiel Pérez

Montejo.

Universidad Autónoma del Carmen, Facultad de Ingeniería.

* Autor Correspondiente: omeza@pampano.unacar.mx. (Onésimo Meza Cruz)

RESUMEN

Este estudio documenta la degradación extrema de los estatores de una turbina de gas de 23 MW ubicada en Ciudad del Carmen, Campeche, México, en la cual se observan fracturas, desprendimientos de material y signos avanzados de corrosión en los álabes guía. Para el presente estudio se realizaron, la técnica de difracción de rayos X, metalografía y prueba de dureza. Se observó que, en la zona dañada, la dureza disminuyó de un valor promedio de 27 HRC a 20 HRC. Con el estudio de difracción de rayos X se observa la formación de carburos de cobalto que promovieron la disminución en la dureza del material sujeto a alta temperatura, las metalografías de la muestra dañada muestran algunas indicaciones de más de 100 μm .

Palabras Clave: Toberas; degradación; superaleación; turbinas a gas.

1. Introducción

Las turbinas a gas son motores térmicos versátiles que se utilizan para el bombeo de líquidos o compresión de gases, para la aviación o en barcos, y una de las grandes aplicaciones es en la generación de electricidad [1]. El ciclo termodinámico que describe a una turbina de gas es el ciclo Brayton, compuesto por un compresor, una cámara de combustión y una turbina movida por los gases de la combustión. Esta última, tiene un conjunto de alabes fijos y alabes móviles, a los alabes fijos se les denominan pasajes o toberas. Los alabes fijos reciben los gases de la combustión a la temperatura más alta del ciclo termodinámico, por tal motivo dichos alabes se fabrican con materiales aleados que soporten dichas temperaturas del ciclo, así también que resistan los esfuerzos térmicos durante largos periodos de servicio [2]. En cuanto a los materiales usados en las toberas, destacan [3]:

1.X-40 y X-45: aleaciones base níquel-cobalto desarrolladas por GE en los años 60. Contienen ~25 % Co, ~10 % Cr y trazas de W, Mo y Ti. Se caracterizan por buena resistencia a la oxidación y un punto de fusión alto, aunque con soldabilidad limitada.

2.FSX-414: aleación patentada por GE, base cobalto (≈ 28 % Co, ≈ 10 % Cr), derivada de X-40/X-45. Tiene menos carbono y más cromo, lo que mejora la soldabilidad y duplica o triplica la resistencia a la oxidación. Permite incrementar la temperatura de entrada en hasta 56 °C sin comprometer su vida útil.

3.N-155: aleación base hierro (≈ 21 % Cr, ≈ 20 % Ni, trazas de Mo y Ti). Comercialmente conocida como "Multimet", ofrece buena disponibilidad, gran soldabilidad y se emplea en toberas de etapas posteriores en turbinas GE de la serie MS .

4.GTD-222: (también GTD-222): superaleación base níquel, diseñada para proporcionar alta resistencia a la fluencia (creep), más de 66 °C superior a FSX-414. Es soldable, resistente a la corrosión a baja temperatura y utilizada en toberas de etapa 2 y 3 en turbinas como 6FA, 7FA, 9FA, 9E y 9EC. Se fabrica mediante colada de inversión y ha demostrado excelente desempeño tras > 40 000 h de servicio.

Las toberas de la primera etapa enfrentan condiciones extremas que generan múltiples problemáticas [4, 5]: (1) **deformación por creep** debida a esfuerzos térmicos sostenidos y altas temperaturas ; (2) **corrosión en caliente** causada por sales fundidas como V_2O_5 y Na_2SO_4 que atacan los óxidos protectores; (3) **oxidación acelerada y fallos en recubrimientos TBC** por choque térmico y crecimiento de capas TGO (Thermally Grown Oxide) ; y (4) **erosión térmica** producida por partículas sólidas que degradan la superficie y afectan la eficiencia del enfriamiento.

En la Central Turbogás de Cd del Carmen Campeche se han reemplazado los conjuntos de toberas, denominado diafragmas, aproximadamente cada 5 años (octubre de 2020-abril 2025); esta información proviene del estudio realizado de los mantenimientos con un equipo visual donde se observan los daños presentes en las toberas o los alabes móviles. Si el daño es severo se reemplazan los diafragmas. En la Universidad Autónoma del Carmen se tiene un diafragma, proveniente de la Central Turbogás en mención, con un daño severo por lo que el objetivo es obtener información de la causa raíz, para ello se debe analizar la zona dañada y no dañada mediante técnicas de caracterización metalúrgicas.

1. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales y equipos

2.1.1 Material de estudio

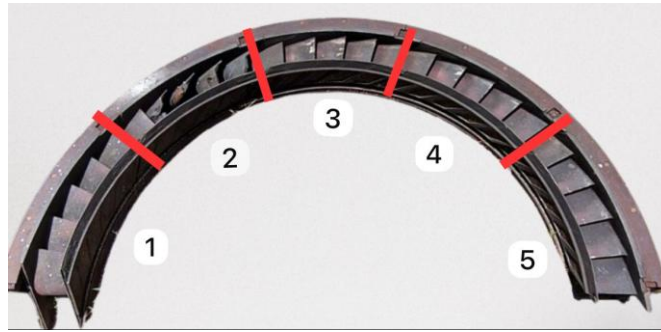


Fig. 1. Diafragma de toberas de una turbina a gas, marca GE, frame 5.

La Figura 1 muestra las diferentes zonas del diafragma (1,2,3,4,5), de acuerdo con la información del fabricante, GE (General Electric) el material de las toberas del diafragma es el FSX 414 con una composición en porcentaje en peso de: Co-52, Cr-29, Ni-10, W-7.5, Fe-1, C-0.25, B-0.01. La zona 2 es la parte más afectada, de aquí se obtuvo una muestra de material y de la zona 5 se extrajo otra muestra de material sin daño aparente. En las cinco zonas se realizó el estudio de dureza, cabe señalar que dicho estudio se ejecutó sobre el diámetro exterior del diafragma, esto a causa de que los alabes tienen un material de recubrimiento térmico (TBC) con un nivel de dureza superior al del anillo de diámetro exterior. A continuación, se describen los dispositivos utilizados en el presente estudio.

2.1.2 Medición de la dureza por el método Leeb



Fig. 2. Durómetro por el Método Leeb, modelo PO-EPX5500.

Las mediciones de dureza en la tobera se realizaron utilizando un durómetro portátil

por método Leeb modelo PO-EPX5500, de acuerdo con la norma ASTM A956, se empleó el dispositivo de impacto tipo D, que incorpora un cuerpo de impacto con esferoide de carburo cementado (carburo de tungsteno), con punta esférica de 3 mm de diámetro (**Figura 2**).

Este equipo permite realizar impactos en distintas posiciones y cuenta con compensación automática para la dirección de ensayo, lo que facilita mediciones en superficies curvas o inclinadas, como las de la tobera.

2.1.3 Equipo óptico para la visualización de la Metalografía



Fig. 3. Microscopio óptico de la marca Quasar, modelo QM33.

El equipo usado, de acuerdo con la Norma ASTM E883, fue un microscopio portátil de comparación Quasar con ocular WF10X, y un objetivo de 10X, la distancia focal de 18 mm, equipado con sistema de iluminación lateral (**Figura 3**) Este instrumento permitió la observación y comparación de zonas dañadas y sin daño en la tobera.

2.1.4 Equipo para determinar las fases presentes en las muestras

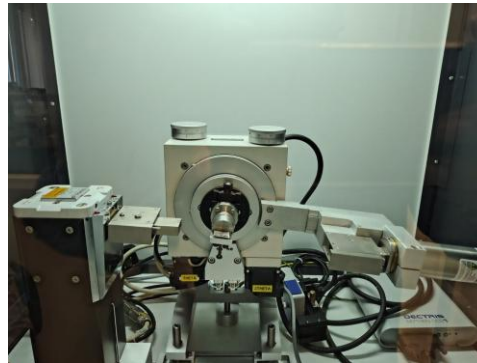


Fig. 4. Difractómetro de rayos X, marca APD 2000.

El equipo empleado es un Difractómetro de rayos-X, con Ka de Cu, $\lambda = 1.54321 \text{ \AA}$. Todo esto con parámetros determinados que son configurados en el equipo de DRX (Figura 4) como son el ángulo de 2θ y 0.002° el paso del goniómetro sobre la muestra.

2.2 Metodología general

2.2.1 Metodología de dureza

De acuerdo con la norma ASTM A956, las mediciones se realizaron empleando la escala HRC en las zonas no dañadas de la tobera, mientras que, en las áreas más afectadas la dureza se determinó en la escala HB, el equipo realizó la conversión a HRC. Para cada área de interés, se aplicaron cinco impactos, y se calculó el valor promedio para representar la dureza de la zona medida. Los valores obtenidos de dureza permitieron establecer comparaciones entre las distintas secciones y zonas de la tobera, identificando áreas con diferencias de dureza.

2.2.2 Metodología de metalografía

Para el análisis metalográfico, de acuerdo con la norma ASTM E3, se seleccionaron muestras provenientes de la zona con daño severo y de la zona sin daño de la tobera,

con el objetivo de comparar sus características, posteriormente fueron encapsuladas en resina epóxica para facilitar su manipulación durante las etapas de preparación, esto aseguró el soporte de los bordes y la integridad de la muestra durante el lijado y pulido.

La preparación superficial comenzó con un proceso de desbaste, empleando lijas metalográficas de carburo de silicio. Se utilizó una secuencia de granos decrecientes, iniciando con lijas de grano grueso para eliminar irregularidades y marcas del corte, y continuando con lijas de grano medio y fino (#220 #360 #600 #800 #1000 #1500 #2000 #2500) hasta alcanzar una superficie lisa y con efecto espejo, cada etapa de lijado se realizó en dirección perpendicular a la anterior para asegurar una remoción efectiva de las marcas.

Una vez completado el lijado, las muestras se sometieron a pulido fino con pasta de diamante de 1 micra, aplicada sobre paño de fieltro y humedecido con alcohol utilizando presión y tiempo controlados para evitar el sobrecalentamiento de la superficie, esta etapa permitió obtener una superficie brillante y más lisa, adecuada para la observación bajo aumento, las muestras, fueron atacadas mediante el reactivo compuesto por HCl (92%), H₂SO₄ (5%) y HNO₃ (3%).

Finalmente, las muestras fueron examinadas utilizando un microscopio óptico portátil, con ocular WF10X, que permitió observar en detalle la superficie pulida con claridad.

2.2.3 Metodología de difracción de rayos x (DRX)

Para llevar a cabo la caracterización estructural del componente dañado, se utilizó la técnica de Difracción de Rayos X (DRX), con el objetivo de identificar las fases cristalinas presentes en la muestra, inicialmente, se extrajo una sección representativa de la zona afectada, la cual fue limpiada con alcohol isopropílico y secada a temperatura ambiente para eliminar contaminantes superficiales. En este caso se realizó un pulido ligero para asegurar una superficie adecuada para el análisis, sin alterar su estructura cristalina.

Durante el análisis, se obtuvo el difractograma de la muestra, registrando la intensidad en función del ángulo 2θ . Posteriormente, los datos fueron analizados mediante software especializado, utilizando la base de datos PDF del ICDD para

identificar las fases presentes. Finalmente, los resultados fueron interpretados en función del entorno de operación del componente, evaluando posibles mecanismos de degradación como la oxidación, formación de fases secundarias o precipitados, y se correlacionaron con información obtenida mediante otras técnicas complementarias como ópticas y de dureza.

3.Resultados y discusión

3.1 Obtención de valores de dureza

Tabla 1: Dureza de las diferentes zonas de la tobera

Zona	Dureza (HRC)
1	28.4
2	22.1
3	30.1
4	30.6
5	28

Los resultados de dureza obtenidos en la Tabla 1, muestran que la zona 2 tuvo una disminución en la dureza comparada con el resto de las zonas, esto quiere decir que en esta zona es probable que el combustor haya aumentado el flujo de gases a más alta temperatura, impactando no solo en las toberas de la zona 2, sino también en la periferia de esa zona.

Tabla 2: Dureza de las zonas internas del daño la tobera (zona 2)

Daño	Dureza (HB)	Dureza (HRC)
------	-------------	--------------

1	134.33	12.6
2 (90°)	111.66	6.4
2 (45°)	93.33	3.6



Fig. 5. Detalle de la zona con daño severo.

En la **Figura 5.** se muestra el daño evidente en esta tobera, así como también la disminución de la dureza en estas dos zonas (Tabla 2).

3.2 Metalografía

En la **figura 6** se presenta la imagen metalográfica obtenida por la técnica de microscopía óptica para la muestra denominada sin daño, como se puede apreciar la presencia de indicaciones redondeadas del tamaño aproximado menor a las 20 micras. Es importante mencionar que, esta muestra al presentar indicaciones sugiere la intervención del efecto de la temperatura a lo que estos materiales están sujetos. Ahora para la muestra denominada con daño severo se muestra en la **figura 7**. En esta metalografía se pueden ver un mayor tamaño y número de inclusiones. Las inclusiones presentan un tamaño mayor a las 100 micras, lo que se deduce un mayor daño promovido por efecto de la alta temperatura a la que están expuestos estos materiales.

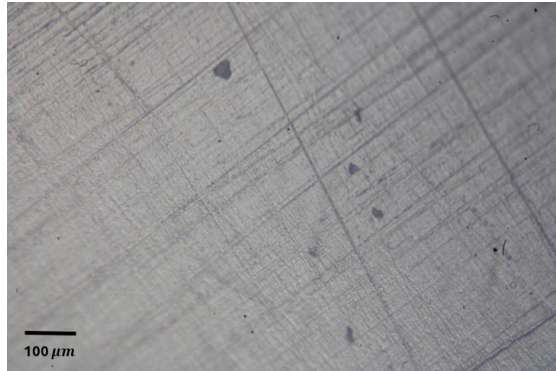


Fig. 6. *Imagen de la muestra sin daño.*

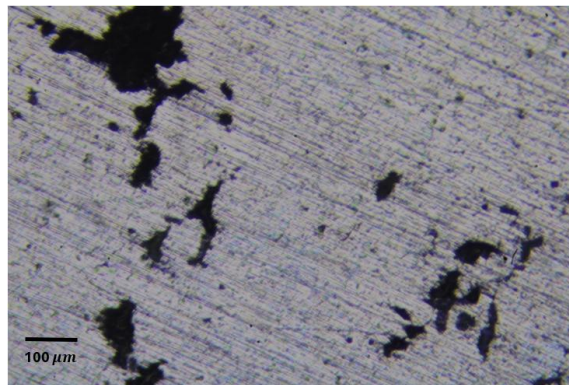


Fig. 7. *Imagen de la muestra con daño severo.*

3.3 Difracción de rayos X

En el difractograma se puede apreciar la fase cristalina típica del Cobalto coexistiendo con la fase de Cromo y la de los carburos de cobalto. La presencia de estos carburos y la porosidad (indicaciones observadas en la metalografía) presentada sugieren la disminución de la dureza (macrométrica, donde se encuentran coexistiendo poros y carburos) para la muestra de daño severo reportada en la sección 3.1.

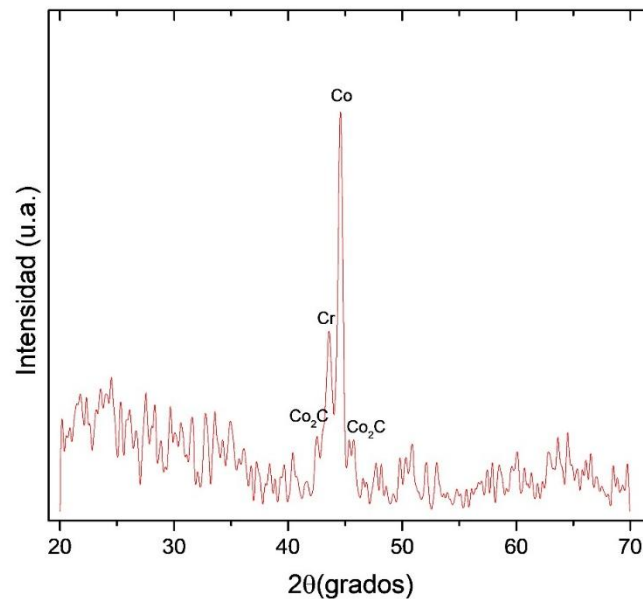


Fig. 8. Patrón de difracción de rayos X de la muestra con daño severo.

4.Conclusiones

Fueron caracterizadas por microscopía óptica, difracción de rayos X y pruebas de dureza las muestras del diafragma de una turbina a gas sujeto a alta temperatura. Con los estudios realizados en esta investigación se puede sugerir que la causa raíz del deterioro de este material es la formación de carburos de cobalto que promovieron la disminución en la dureza del material sujeto a alta temperatura.

Agradecimientos

Se agradece a la Universidad Autónoma del Carmen por brindar el espacio, instalaciones y equipos necesarios para la realización de este trabajo. Asimismo, se extiende un especial agradecimiento a la Comisión Federal de Electricidad, en particular a la Central Turbogas Ciudad del Carmen, por la información brindada, y al Ing. Giovani Solís por su apoyo y gestión durante el proceso. Se reconoce también a la empresa CAES (Calidad y Asesoría En Soldadura), al Ing. Octavio Peralta Alarcón, por las facilidades otorgadas y la colaboración técnica en distintas etapas del proyecto. Finalmente, se agradece al Dr. Mohamed y al Laboratorio de Rocas por su valiosa

asistencia en la realización del análisis de difracción de rayos x (DRX), contribuyendo de manera significativa al desarrollo de este trabajo.

Referencias

- [1] E. Kosieniak , K. Biesiada, J. Kaczorowski, M. Innocenti “Corrosion Failures in Gas Turbine Hot Components” *J Fail. Anal. and Preven.* (2012) 12:330–337.
- [2] Z. Mazur, A. Luna-Ramírez, J.A. Juárez-Islas, A. Campos-Amezcuca “Failure analysis of a gas turbine blade made of Inconel 738LC alloy”, *Engineering Failure Analysis*. 12 ,474–486, 2005.
- [3] E. Benini, Ed., ‘Advances in Gas Turbine Technology’. InTech, Nov. 04, 2011. doi: 10.5772/664.
- [4] Amir Masoud Mirhosseini, S. Adib Nazari, A. Maghsoud Pour, S. Etemadi Haghighi and M. Zareh “Failure analysis of first stage nozzle in a heavy-duty gas turbine” *Engineering Failure Analysis*, vol. 109, 2020.
- [5] Shawkat Chowdhury T., Tasneem Mohsin F., Mannan Tonni M., Noor Hasan M., Monjurul Ehsan, M “A critical review on gas turbine cooling performance and failure analysis of turbine blades” *International Journal of Thermofluids* 18, 2023.

Efecto antioxidante de *Hampea rovirosae* Standl. y su potencial como inhibidor de la corrosión en acero al carbono A 53

Contreras T. M.^a, Jiménez F. J. Abraham^a, Abraham Gómez-Rivera^b, López-Rodríguez, R.^b, M. E. Escalante Pérez^{*a}, Carrera-Lanestosa, A.^c, D. S. García-Zaleta^d, Erik Ramírez-Morales^a

^a División Académica de Ingeniería y Arquitectura, Universidad Juárez Autónoma de Tabasco, Carretera Cunduacán-Jalpa km 0.5, Cunduacán 86690, Tabasco, México.

^b División Académica de Ciencias Básicas, Universidad Juárez Autónoma de Tabasco, Carretera Cunduacán-Jalpa km 0.5, Cunduacán 86690, Tabasco, México.

^c División Académica de Ciencias Agropecuarias, Universidad Juárez Autónoma de Tabasco, Carretera Villahermosa-Teapa km 25, Teapa, Tabasco, México

^d División Académica Multidisciplinaria de Jalpa de Méndez, Universidad Juárez Autónoma de Tabasco, Carretera Estatal libre Villahermosa-Comalcalco KM. 27+ 000 SN RIA Ribera Alta CP. 86205 Jalpa de Méndez, Tabasco, México.

* María Elena Escalante Pérez: maria.escalante.meep@gmail.com

RESUMEN

Con la finalidad de proveer de una opción más de inhibidor de corrosión, se evaluó el extracto etanólico de *Hampea rovirosae* Standl., realizando en primera instancia evaluaciones de la capacidad antioxidante (DPPH, ABTS, FRAP), obteniendo valores muy convincentes de la técnica de FRAP, apoyando con esto la decisión de evaluarlo electroquímicamente usando curvas de polarización y espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) adicionando en 10, 50 y 100 ppm a la solución de NaCl 3%. Los resultados sugieren que se tiene un extracto orgánico que se comporta como inhibidor de tipo catódico, modificando el valor del potencial de corrosión hacia valores electroactivos, disminuyendo la corriente de corrosión y modificando las reacciones de índole catódico, presentando disminución en la velocidad de corrosión alrededor del 87%. La técnica de EIS sugiere un mecanismo de disminución de la velocidad de corrosión por el aumento en la resistencia a la transferencia de carga (R_{ct}) y formación de película con baja homogeneidad, pero que disminuye la disolución del metal, alcanzando disminuciones de la velocidad de corrosión hasta en 89% a partir de 50 ppm.

Palabras Clave: (1. Extracto orgánico; 2. Capacidad antioxidante. 3. Inhibidor; 4. Corrosión)

1. Introducción

La degradación metálica por corrosión representa una amenaza persistente y costosa para las infraestructuras industriales, particularmente en el sector de gas y petróleo, donde el acero al carbono es ampliamente utilizado para la construcción de activos. En regiones como Tabasco, México, las condiciones ambientales aceleran este deterioro estructural, comprometiendo la seguridad de la sociedad, ambiente y operatividad, elevando por mucho los costos de mantenimiento. Dentro de los medios y recursos para mitigar la velocidad con que se lleva a cabo esta degradación de los materiales metálicos, los inhibidores verdes elaborados a partir de extractos vegetales han ganado atención como una alternativa sostenible frente la gama de inhibidores químicos tradicionales, caracterizados principalmente por su toxicidad y alto impacto ambiental [1, 2].

Dichos extractos en su mayoría presentan compuestos orgánicos que contienen en su estructura molecular grupos polares como átomos de nitrógeno, sulfuro y/o oxígeno; compuestos heterocíclicos con grupos funcionales polares y dobles enlaces, como flavonoides y taninos, que se adsorben sobre la superficie del metal formando una capa protectora [3-8]. Entre sus ventajas destacan su bajo impacto ambiental y costos asequibles.

Hampea rovirosae Standl., es recolectada en Tabasco, México; y se ha evaluado mediante técnicas electroquímicas como potencial inhibidor de corrosión para acero al carbono A53 Gr. B en medio con presencia de iones Cl, aludiendo a la atmosfera predominante de esta zona del país. Partiendo de resultados de cuantificación de capacidad antioxidante, se evaluó el extracto de mejor actividad. Los primeros resultados obtenidos nos muestran la importancia de aprovechar plantas locales como inhibidores verdes.

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

Para el desarrollo de este estudio se colectó material vegetal de *Hampea rovirosae* Standl., como sustrato metálico se seleccionó acero al carbono A 53 Gr. B y como medio de evaluación se empleó solución NaCl 3%.

En la tabla 1 se muestra la composición nominal del acero al carbono empleado como sustrato metálico para construir los electrodos de trabajo durante las evaluaciones electroquímicas.

Tabla 1: Composición nominal del acero al carbono A 53 Gr. B [9].

	Composición, máx, %								
	C	Mn	P	S	Cu ^A	Ni ^A	Cr ^A	Mo ^A	V ^A
Gr. B	0.3	1.2	0.05	0.045	0.4	0.4	0.4	0.15	0.08

^A La composición total de estos cinco elementos no debe exceder el 1.00%.

2.2. Metodología

2.2.1. Obtención del extracto etanólico de *Hampea rovirosae* Standl.

Se colectó material vegetal (hoja) fresco de la especie de *Hampea rovirosae* Standl. en puntos geográficos del estado de Tabasco; considerando un ejemplar botánico para su identificación en el herbario de la Universidad Juárez Autónoma de Tabasco.

El material vegetal fue sometido a un proceso de limpieza de impurezas, partículas sólidas, polvo y residuos externos que pudieran interferir con la obtención de los extractos, posteriormente fue secado en horno de convección a 50 °C durante 24 horas para su posterior molienda y cuantificación de la masa del material. El procedimiento de maceración se realizó en una razón de 3:1 solvente/masa, empleando etanol 96% y por triplicado de 24 horas por cada muestra con el fin de garantizar una extracción exhaustiva. Estos extractos se filtraron y concentraron mediante presión reducida con rota evaporador para eliminación del solvente, posteriormente se liofilizaron a 4 °C y almacenado en frascos ámbar hasta su evaluación.

2.2.2. Cuantificación de la capacidad antioxidante

La capacidad antioxidante del extracto etanólico fue determinada mediante métodos espectrofotométricos, mismas que cuentan con metodologías ya establecidas:

- **DPPH:** Medición de la capacidad del extracto para neutralizar radicales libres 2,2-difenil-1-picrilhidracilo según Goupy y cols., 2003 [10].
- **ABTS:** Evaluación del poder reductor sobre el catión radical 2,2'-azino-bis(3-etilbenzotiazolina-6-sulfónico) según Kuskoski *et al.* 2005 [11]
- **FRAP:** Determinación de la capacidad para reducir hierro férrico (Fe³⁺) a ferroso (Fe²⁺) en un complejo con TPTZ según Benzie, I. F. y Strain, J. J. (1996) [12].

2.2.3. Preparación de electrodos de trabajo

Los electrodos de trabajo se obtuvieron a partir de tubería de acero al carbono A

53 Gr. B, seccionada en cupones con caras de área unitaria de 1 cm^2 , la preparación superficial de los cubos se realizó mediante un lijado progresivo con papel de carburo de silicio, desde grado 80 hasta 600, con el objetivo de obtener un acabado industrial uniforme. Para la evaluación electroquímica, se construyó un electrodo de trabajo soldando un alambre de Cu en una de las caras del cupón, los cuales fueron posteriormente encapsulados en resina termoestable dejando expuesta únicamente una cara, rectificando el acabado superficial tras el encapsulado.

2.2.4. Evaluación de inhibición de la corrosión

Los ensayos electroquímicos se llevaron a cabo empleando una celda convencional de tres electrodos. Como electrodo de trabajo se utilizaron cupones metálicos de acero al carbono A 53 Gr. B, mientras que el contraelectrodo correspondió a una placa de platino y como electrodo de referencia un electrodo de calomel saturado (ECS). Las pruebas se realizaron en una solución electrolítica de NaCl al 3 % en condiciones estándar de laboratorio.

Se aplicaron las siguientes técnicas electroquímicas para la evaluación del comportamiento frente a la corrosión empleando un potenciostato galvanostato VersaSTAT.

- **Curvas de polarización potenciodinámica:** se efectuó un barrido en el rango de $\pm 500 \text{ mV}$ respecto al potencial estable a circuito abierto (OCP), con una velocidad de barrido constante de 1 mV/s .
- **Espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS):** se registraron los espectros en un intervalo de frecuencia de 10^{-2} a 10^5 Hz , aplicando una señal sinusoidal perturbadora de 10 mV , con una obtención de 8 puntos por década.

Las pruebas se realizaron en presencia de un extracto etanólico evaluado a tres concentraciones: 10 ppm, 50 ppm y 100 ppm para evaluar su potencial como inhibidor de la corrosión.

3. Resultados y discusión

3.1. Capacidad antioxidante

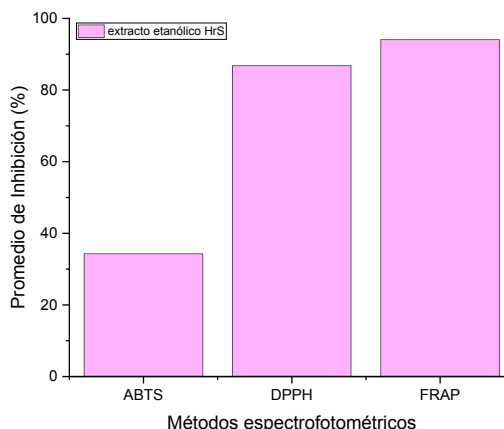


Fig. 1. Promedio de inhibición antioxidante del extracto etanólico de *H. rovirosae* evaluado mediante métodos espectrofotométricos (ABTS, DPPH y FRAP).

De los ensayos espectrofotométricos empleados para determinar la capacidad antioxidante, en la figura 1 se tiene que el extracto etanólico de *H. rovirosae* presenta mayor porcentaje promedio de inhibición en la técnica de FRAP, mismo que basa su mecanismo en la reducción de un complejo férrico (Fe^{3+}) a su forma ferrosa (Fe^{2+}) en presencia de antioxidantes como los presentes en *H. rovirosae* [13,14].

3.2 Técnicas electroquímicas

Previo a cada evaluación electroquímica, se realizaron evaluaciones de potencial a circuito abierto. La figura 2 muestra la variación del potencial de corrosión E_{corr} en el tiempo, del acero al carbono A53 Gr. B desnudo en presencia del electrolito de evaluación NaCl 3%. El proceso de estabilización se encuentra hacia los 15 minutos de inmersión con un E_{corr} de -0.644 V.

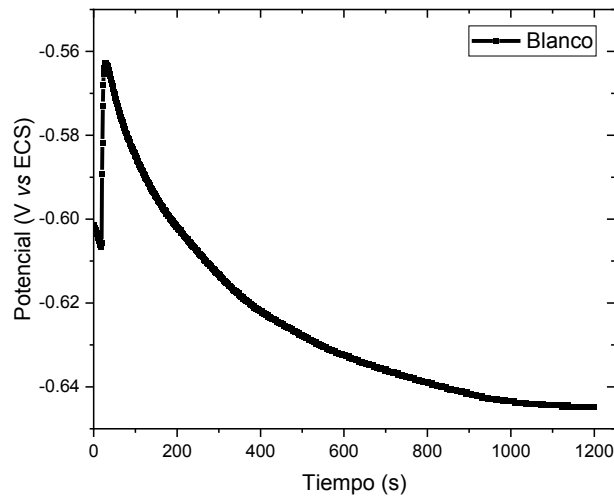


Fig. 2. Gráfica de OCP donde se muestra la variación de los valores de E_{corr} en el tiempo para el acero al carbono A53 Gr. B en NaCl 3%, sin el uso de inhibidores de corrosión.

En la figura 3 se presentan las curvas de polarización potenciodinámicas para el acero desnudo (blanco) y las pruebas realizadas en presencia del extracto etanólico de *Hampea rovirosae Standl* en concentraciones de 10, 50 y 100 ppm. En ella es visible el desplazamiento de las curvas de polarización hacia valores más negativos en potencial, presentando potenciales E_{corr} más electroactivos, y corrientes de corrosión de menor magnitud. Este desplazamiento hacia potenciales más negativos y la evolución de la rama catódica, es característico de inhibidores catódicos, que funcionan precisamente mediante la modificación o supresión de reacciones catódicas. En presencia de inhibidores obtenidos a partir de extractos orgánicos, se observa la evolución en la pendiente catódica (bc) sugiriendo inhibición en la cinética de reducción por la adsorción de compuestos activos provenientes del extracto (como flavonoides, polifenoles, etc.) sobre los sitios catódicos del acero al carbono, minimizando por ende la difusión del oxígeno hacia la superficie metálica y la penetración de los iones Cl^- [15].

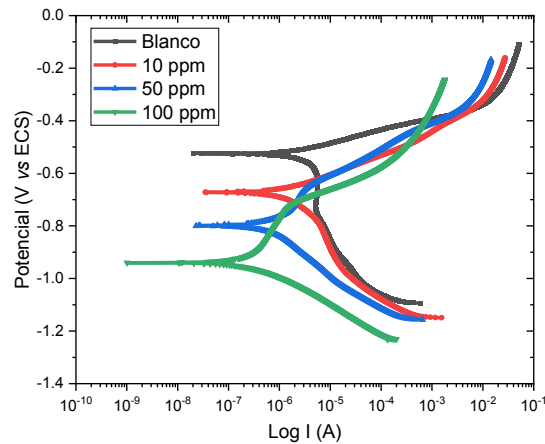


Fig. 3. Curvas de polarización potenciodinámicas para el acero al carbono A53 Gr. B en NaCl 3% como medio de evaluación con presencia de cloruros. Se muestra la evolución de las curvas en presencia de extracto etanólico de *H. rovirosae* en 10, 50 y 100 ppm.

En la tabla 2, se presentan los parámetros potenciodinámicos como la densidad de corriente de corrosión (I_{corr}), potencial de corrosión (E_{corr}), pendientes Tafel anódicas y catódicas (b_a , b_c), la velocidad de corrosión (V_{corr}) y la eficiencia del inhibidor (EI) en función de la V_{corr} .

Tabla 2: Datos obtenidos por el método de extrapolación de Tafel.

	b_a	b_c	I_{corr}	E_{corr}	V_{corr}	EI
	mV/déc	mV/déc	$\mu A/cm^2$	V vs ECS	mm/año	%
Blanco	46	88	1.456	-0.523	0.016	
10 ppm	68	131	1.032	-0.673	0.012	29.09
50 ppm	198	145	1.183	-0.807	0.013	63.05
100 ppm	167	107	0.183	-0.941	0.002	87.36

En la figura 4, se presentan los gráficos obtenidos a partir de Espectroscopía de Impedancia electroquímica. Los gráficos de Nyquist muestran el desarrollo de un semicírculo deprimido con centro por debajo del eje de las X, mostrando un loop capacitivo en la zona de altas frecuencias y el desarrollo de un loop inductivo en la zona de bajas frecuencias. Para los gráficos con presencia de inhibidor, este loop inductivo pudiera ser consecuencia de la estabilización de una película de productos de corrosión aunado a moléculas interactuantes provenientes del inhibidor [16]. De igual manera es posible ver como ese loop en bajas frecuencias se va desarrollando hacia un elemento

difusional como se tiene en la gráfica de ángulo de fase (fig. 4c), teniendo un segundo CPE (elemento de fase constante) que sugiere heterogeneidad superficial ya sea por una película protectora incompleta o la acumulación de productos de corrosión que interfieren en la disolución del metal [17].

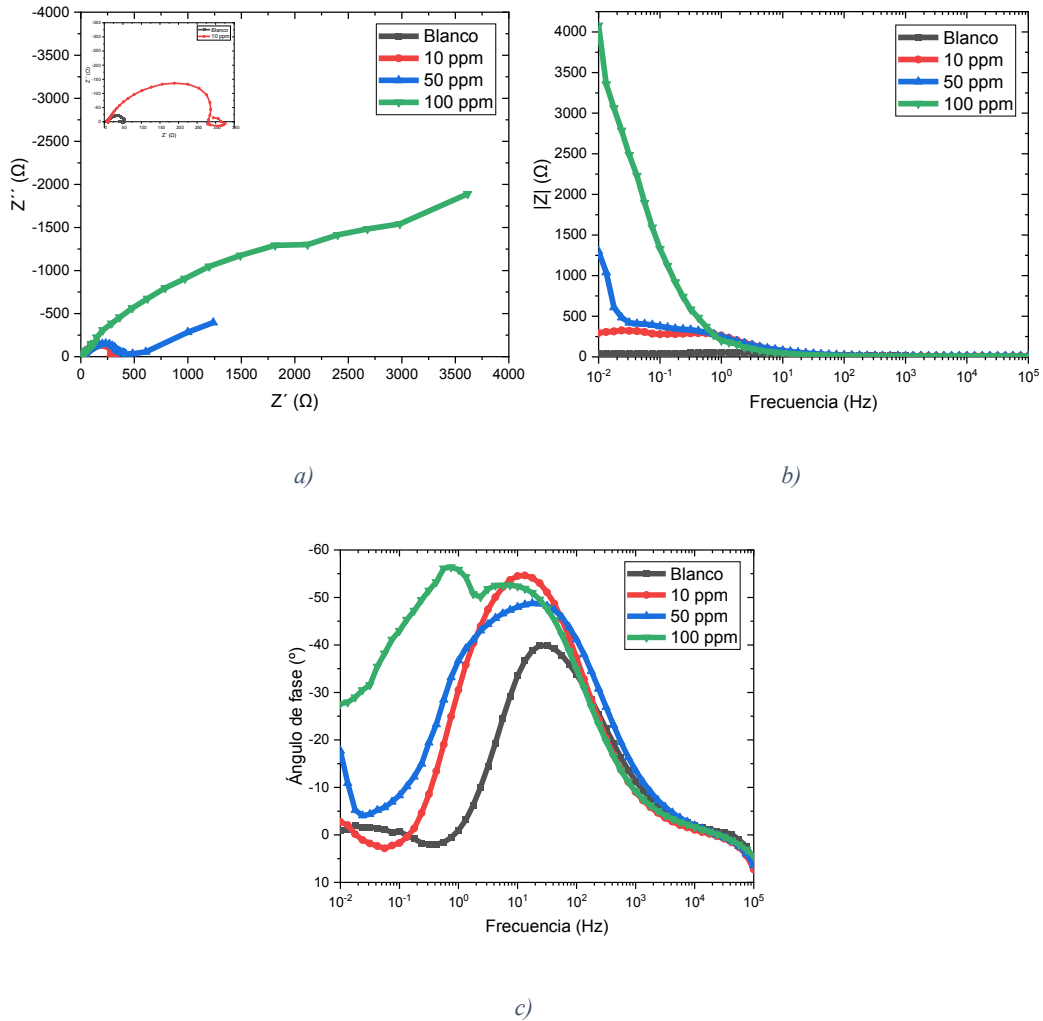


Fig. 4. Diagramas de Nyquist a), Bode b) y ángulo de fase c) para el acero al carbono A53 Gr. B evaluado en solución NaCl 3%.

Para el extracto agregado en 10 ppm, la presencia de inductancia en el espectro de impedancia en presencia de los inhibidores estudiados indica que el hierro aún se disuelve mediante transferencia directa de carga en la superficie del electrodo donde está adsorbido el inhibidor.

Tabla 3: parámetros obtenidos a partir de EIS para el acero desnudo y en presencia de extracto *H. rovirosae* a 10, 50 y 100 ppm

	B (mV/déc)	R _{ct} (Ω.cm ²)	I _{corr} (μA/cm ²)	V _{corr} (mm/año)	η (%)
Blanco	13.11	47.86	274.074	3.19	
10 ppm	19.43	276.65	70.25	0.81	74.36
50 ppm	36.34	1228.08	29.59	0.34	89.20
100 ppm	30.04	3608.15	8.32	0.09	96.96

El porcentaje de disminución de la velocidad de corrosión fue definido como:

$$\eta = [(v^0 - v)/v^0] \times 100 \quad (1)$$

Donde v^0 y v son la velocidad de corrosión del material sin y con presencia de extracto etanólico de *H. rovirosae*, respectivamente.

El extracto adicionado en 50 y 100 ppm, exhibe la disminución de la velocidad de corrosión en 89 y 96 %, respectivamente. Lo que podría sugerir que el extracto etanólico de *H. rovirosae* es un buen prospecto de inhibidor de la corrosión bajo las condiciones evaluadas para el acero al carbono A53 Gr. B.

4. Conclusiones

- De las técnicas espectrofotométricas para determinar la capacidad antioxidante, se tiene que el extracto etanólico muestra buen desempeño en la técnica de FRAP.
- A partir de las curvas de polarización se tiene que el extracto de *H. rovirosae* actúa como inhibidor tipo catódico, principalmente por la interferencia de las reacciones de dicha índole alcanzando una disminución de la velocidad de corrosión por arriba del 85%.
- Los resultados de EIS indican que el extracto forma una especie de compuestos que interactúan con la superficie del metal y forman un tipo de película, la cual favorece a aumentar la resistencia a la transferencia de carga, reduciendo la velocidad de corrosión hasta en un 96% a temperatura ambiente.

Agradecimientos

Se agradece al personal de investigación de las diversas divisiones académicas de la UJAT por la colaboración a lo largo de este proyecto de investigación. Los resultados aquí mostrados son preliminares del proyecto de investigación con miras a un proceso de titulación por trabajo recepcional de TESIS de los estudiantes involucrados.

Referencias

- [1] What is corrosion? (s/f). Ampp.org. Recuperado el 16 de julio de 2025, de <https://www.ampp.org/technical-research/what-is-corrosion> Plaza, A., Rodríguez, L.,
- [2] Velázquez-González, M., et al. (2014). *Use of Rosmarinus officinalis as Green Corrosion Inhibitor for Carbon Steel in Acid Medium*. American Journal of Analytical Chemistry, 5, 55–64. <https://doi.org/10.4236/ajac.2014.52009>
- [3] Hernández-Sánchez, S. E., et al. (2024). *Ruta graveolens Plant Extract as a Green Corrosion Inhibitor for 304 SS in 1 M HCl*. Metals, 14(11), 1267. <https://doi.org/10.3390/met14111267>
- [4] Morais, W. R. de S., et al. (2023). *Green Corrosion Inhibitors Based on Plant Extracts*. Applied Sciences, 13, 7482.
- [5] Bhawsar, J.; Jain, P.K.; Jain, P. (2015). Experimental and computational studies of Nicotiana tabacum leaves extract as green corrosion inhibitor for mild steel in acidic medium. Alex. Eng. J., 54, 769–775.
- [6] Khadraoui, A.; Khelifa, A.; Boutoumi, H.; Karzazi, Y.; Hammouti, B.; Al-Deyab, S.S. (2016). The oil from Mentha rotundifolia as green inhibitor of carbon steel corrosion in hydrochloric acid. Chem. Eng. Commun. 203, 270–277.
- [7] Bidi, M.A.; Azadi, M.; Rassouli, M. A new green inhibitor for lowering the corrosion rate of carbon steel in 1 M HCl solution: Hyalomma tick extract. Mat. Today Commun. 2020, 24, 100996.
- [8] Rani, B.E.; Basu, B.B.J. Green inhibitors for corrosion protection of metals and alloys: An overview. Int. J. Corros. 2012, 2012, 1–15.
- [9] ASTM International. (2024). Standard specification for pipe, steel, black and hot-dipped, zinc-coated, welded and seamless* (ASTM A53/A53M). ASTM International. <https://www.astm.org>
- [10] Goupy, P.; Dufour, C.; Loonis, M.; Dangles, O. (2003). Quantitative kinetic analysis of hydrogen transfer reactions from dietary polyphenols to the DPPH radical.

J Agric Food Chem. 51: 615-622.

[11] Benzie, I. F.; Strain, J. J. (1996). The ferric reducing ability of plasma (FRAP) as a measure of “antioxidant power”: the FRAP assay. *Analytical Biochemistry*, 239, 70-76.

[12] Kuskoski, E. M.; Asuero, A. G.; Troncoso, A.; MMancini-Filho, J. y Fett, R. (2005). Aplicación de diversos métodos químicos para determinar actividad antioxidante en pulpa de frutos. *Ciênc. Tecnol. Aliment.* 25(4):726-732.

[13] González López, M. (2024). *Evaluación de inhibidores verdes obtenidos de Hampea rovirosae Standl. para la protección de acero en medios ácidos* (Tesis de Maestría). Universidad Juárez Autónoma de Tabasco.

[14] Rodríguez López, V., Goytia Pacheco, S. N., & Bazaldúa Gómez, S. (2008). *Manual de cuantificación química: Determinación de compuestos totales y cuantificación de actividad antioxidante*. Universidad Autónoma del Estado de Morelos.

[15] Galleguillos Madrid, F.M.; Soliz, A.; Cáceres, L.; Bergendahl, M.; Leiva-Guajardo, S.; Portillo, C.; Olivares, D.; Toro, N.; Jimenez-Arevalo, V.; Páez, M. (2024). Green Corrosion Inhibitors for Metal and Alloys Protection in Contact with Aqueous Saline. *Materials*, 17, 3996.

[16] Ambrish, S.; Yuanhua, L.; I.B. Obot; Eno, E. Ebenso; Ansari, K.R.; Quraishi, M.A. (2015). *Applied Surface Science* 356,341–347.

[17] Lazanas Alexandros, Ch.; Prodromidis Mamas, I. (2023). *ACS Meas. Sci. Au*, 3, 162–193.



TRABAJOS ESTUDIANTES (MAESTRÍA)

Evaluación del comportamiento en régimen turbulento de 1-Bencilteobromina (1-BTB) y 7-Bencilteofilina (7-BTF) como inhibidores de corrosión de un acero API 5L X52 en medio salino (3% NaCl).

Yordhi Acosta Gordillo^{1*}, Guillermo E. Negrón Silva², Alma Sánchez Eleuterio Alma², Ricardo Orozco Cruz¹, Francisco Javier Rodríguez Gómez³, Araceli Espinoza Vázquez¹

E-mail; yordhigor02@gmail.com*

¹Unidad Anticorrosión, Instituto de Ingeniería, Universidad Veracruzana, Av. Universidad No. 3000, Boca del Rio Veracruz 94292, México.

²Departamento de Ciencias Básicas, Universidad Autónoma Metropolitana-Azcapotzalco, Av. San Pablo No. 180, Ciudad de México, 02200, México.

³Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México, Ciudad de México, 04510, México.

* Autor Correspondiente: Acosta Gordillo Yordhi.

RESUMEN

El flujo turbulento acelera la corrosión debido al alto gradiente de velocidad y la fricción entre partículas. Este tipo de flujo daña las estructuras metálicas expuestas a líquidos corrosivos. Los inhibidores de corrosión protegen el interior de las tuberías, incluso en bajas concentraciones. Estas sustancias previenen o reducen la corrosión, incluso durante el almacenamiento y transporte.

Se realizaron ensayos con un electrodo de cilindro rotatorio a 500 RPM siendo este un número de Reynolds de 2410, usando acero API 5L X52. Las concentraciones de inhibidor evaluadas fueron 5, 10, 20, 30 y 50 ppm mediante curvas de polarización. El inhibidor empleado, de origen orgánico, se sintetizó por alquilación nucleofílica a partir de teobromina y teofilina comercial. Esta técnica permite incorporar grupos funcionales que mejoran la interacción con superficies metálicas.

El estudio evaluó la efectividad y el mecanismo de adsorción de los inhibidores 1-BTB y 7-BTF en medio salino y flujo turbulento. La concentración de 50 ppm alcanzó una eficiencia del 90% en la protección contra la corrosión.

Palabras Clave: inhibidor; corrosión; eficiencia; flujo; protección; compuesto.

1. Introducción

En la industria, resulta esencial considerar qué se transporta y cómo se transporta. Los yacimientos de hidrocarburos contienen gas, petróleo y agua de formación. Al perforar, esta agua sube a la superficie, donde se separa y refina. El crudo se transporta por ductos formados por tubos de acero soldados, los cuales atraviesan diversas superficies terrestres. La corrosión en estos sistemas provoca fugas y derrames. Los reportes señalan como causas principales la corrosión interna y externa. El flujo influye directamente en los procesos de corrosión, por lo que resulta clave en el diseño y operación de equipos industriales. Muchos procesos industriales mueven líquidos corrosivos en contacto con superficies metálicas, como ocurre en el transporte de mezclas de hidrocarburos, gas y agua por tuberías. Esta influencia es compleja, ya que intervienen varias variables. En las industrias del petróleo y gas, la corrosión acelerada por flujo representa un problema frecuente, especialmente por la presencia de gases disueltos como el sulfuro de hidrógeno (H_2S) y el dióxido de carbono (CO_2). Cuando el gradiente de velocidad es bajo, domina la fuerza de inercia. Las partículas se mueven sin rotar o con mínima energía, siguiendo trayectorias paralelas. Este comportamiento define el flujo laminar. A medida que aumenta el gradiente de velocidad a un número de Reynolds mayor a 2500, crece la fricción entre partículas. Estas comienzan a rotar, cambian de trayectoria y chocan entre sí de forma errática, lo que da lugar al flujo turbulento. [1-4]

Para mitigar la corrosión en estos entornos, se utilizan inhibidores orgánicos. Estos compuestos contienen heteroátomos como nitrógeno, oxígeno o azufre, y presentan estructuras con anillos aromáticos o grupos funcionales que interactúan con superficies metálicas. Su mecanismo principal consiste en la adsorción sobre el metal, formando una película protectora. Esta adsorción puede ser física (fuerzas electrostáticas) o química (formación de enlaces coordinados con átomos del metal). Así, los inhibidores reducen el contacto entre el metal y el medio corrosivo, disminuyendo la velocidad de corrosión. La teobromina (3,7-dimetilxantina) es principalmente extraída del cacao, en su composición del grano contiene teobromina y cafeína siendo aproximadamente 1.2% del total de su composición para el caso de la teofilina (1,3-dimetilxantina) extraída del té verde, contiene cafeína y teofilina. Los estudios farmacológicos han confirmado esta estimulación terapéutica. [5-8]

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

Los reactivos utilizados son de grado analítico NaCl, Teobromina y Teofilina comerciales, solventes se utilizaron alcohol etílico, material de vidrio fue un vaso de precipitado de 100mL, espátula, vidrio de reloj, jeringa de 1mL.

2.2. Metodología

2.2.1. Síntesis de 1-Bencilteobromina.

En un matraz de 100 mL con agitación magnética, se disolvieron 1 g de teobromina comercial y Hidruro de sodio (NaH) en tetrahidrofurano (THF) anhidro. La mezcla se agitó 10 minutos a temperatura ambiente y luego se añadió bromuro de bencilo. La reacción se mantuvo por 48 horas a 70 °C en baño de aceite. Al finalizar, se verificó por cromatografía en placa que la reacción había concluido. Se añadió agua para detener la reacción, se evaporó el THF y se realizaron tres extracciones con acetato de etilo y agua. Finalmente, la fase orgánica se secó con sulfato de sodio anhidro y se eliminó el solvente a presión reducida.

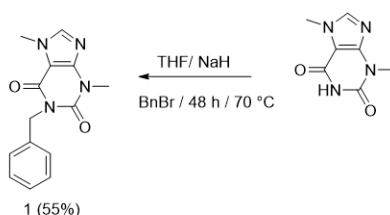


Fig. 1. Procedimiento de síntesis para 1-Bencilteobromina (1-BTB).

2.2.2. Síntesis de 7-Bencilteofilina.

En un matraz de 100 mL con agitación magnética, se disolvieron 1 g de teofilina comercial y NaH en tetrahidrofurano (THF) anhidro. La mezcla se agitó 10 minutos a temperatura ambiente y luego se añadió bromuro de bencilo. La reacción se mantuvo por 48 horas a 70 °C en baño de aceite. Al finalizar, se verificó por cromatografía en placa que la reacción había concluido. Se añadió agua para detener la reacción, se evaporó el THF y se realizaron tres extracciones con acetato de etilo y agua. Finalmente, la fase orgánica se secó con sulfato de sodio anhidro y se eliminó el solvente a presión reducida.

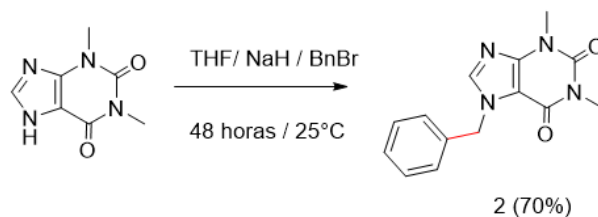


Fig. 2. Procedimiento general para la síntesis de 7-Bencilteofilina (7-BTF).

2.2.3. Probeta para pruebas bajo condiciones de flujo.

La probeta tiene una forma cilíndrica con un diámetro exterior de 0.9 cm, diámetro interior de 0.2 cm y 1.3 cm de longitud, dando un área de exposición igual a 3.4cm². La velocidad de rotación probada fue 500RPM, antes de cada prueba la superficie se desbastó, limpió y secó.

$$\text{Formula A} = 2\pi rh$$

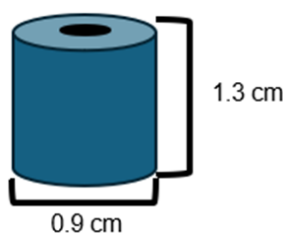


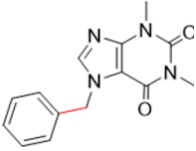
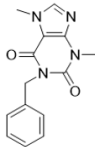
Fig. 3. Esquema representativo del cilindro rotatorio de acero. Esquema realizado por el autor.

2.2.4. Preparación de solución de cada inhibidor.

Se utilizaron 2 compuestos como inhibidor; 1-BTB y 7-BTF, sintetizados a partir de los comerciales, reactivos con un rendimiento del 55% y 70% respectivamente ambos un peso molecular 270.03 g/mol.

Se partió de una concentración 0.01M del compuesto, 1-BTB y 7-BTF en el cual se pesaron 11 mg de 1-BTB y 7-BTF, se disolvió en 5 mL de etanol. En la Tabla 1. se muestra la identificación de los compuestos y su estructura para ser mencionados durante el análisis.

Tabla 1. Información e identificación de los compuestos.

Inhibidor	Nombre	Estructura química
1-BTB	1-Bencilteobromina	
7-BTF	7-Bencilteofilina	

2.2.5. Medio electrolítico.

El medio utilizado es cloruro de sodio al 3%, los datos del reactivo fueron: Cloruro de sodio, Q.P.

$$\text{NaCl } 3\% = 1000 \times 0.03 = 30 \text{ gramos}$$

$$30 \text{ g} \text{ ----- } 100\%$$

$$X \text{ ----- } 99.0\%$$

$$X = 29.7 \text{ gramos.}$$



Fig. 4. Esquema de material utilizado para la preparación del medio. Esquema realizado por el autor.

2.2.6. Preparación Superficial.

Una vez que las probetas tuvieran la forma adecuada, fueron preparadas superficialmente se realizó la preparación como marca la norma ASTM G1-03, la superficie fue desbastada con lijas de carburo de silicio con granulometría de 220, 320, 400 y 600, se llevó a cabo de manera secuencial, con la finalidad de obtener una superficie lisa y homogénea. Posteriormente, el electrodo fue limpiado con agua destilada para eliminar cualquier contaminante superficial, finalmente, el electrodo fue secado con una pistola de aire.

2.2.7. Simulación de prueba hidrodinámica con cilindro rotatorio.

En un vaso de precipitado de 250mL, se adicionan 100 mL del medio corrosivo, se coloca el cilindro enroscado al capuchón, este hará el contacto eléctrico incrustado en un polímero no conductor que está unido a un motor eléctrico, con ayuda de un cable conector se coloca uno de los electrodos del rotor y este se conecta al potencióstato para hacer el contacto con el electrodo de trabajo, cuenta con un regulador de tasa de rotación ajustable a 500rpm posteriormente se sumerge en la solución y se enciende el regulador para verificar que dicho cilindro no esté en contacto directo con el ER o con las paredes del vaso, se enciende el potencióstato y se inicia la secuencia de pruebas.

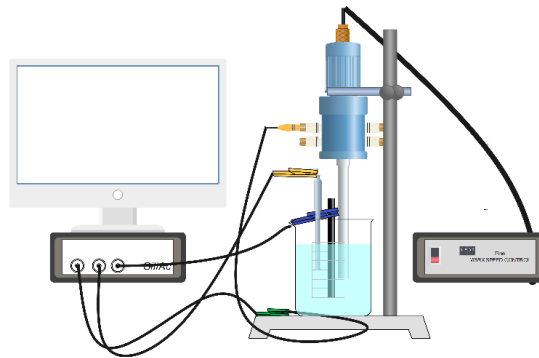


Fig. 5. Esquema representativo de la prueba cilindro rotatorio. Esquema realizado por el autor.

2.2.8. Arreglo experimental para el ensayo hidrodinámico con cilindro rotatorio.

Se utilizo un arreglo convencional de tres electrodos:

- Electrodo de trabajo ET. Acero X52.
- Electrodo de Referencia ER. Electrodo de Calomel Saturado.
- Electrodo Auxiliar. Una barra de grafito.

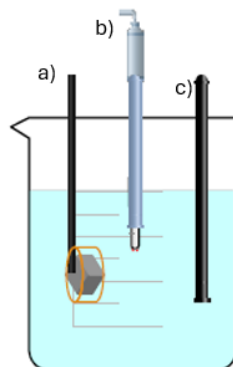


Fig. 6. Esquema representativo del arreglo convencional de la celda electroquímica, a) ET, b) ER y c) EA. Esquema realizado por el autor.

2.2.9. Pruebas electroquímicas.

La secuencia de técnicas electroquímicas de corrosión utilizada en las mediciones fue: medición de potencial a circuito abierto (OCP), espectroscopia de impedancia electroquímica (EIE). El equipo utilizado para las pruebas estacionarias fue un potenciostato Gamry y el equipo utilizado para condiciones hidrodinámicas fue un potenciostato ACM instruments

- El seguimiento de la medición del potencial a circuito abierto por sus siglas en inglés (OCP), se realizó contra un electrodo de calomel saturado durante 30 minutos con lecturas cada segundo.
- Espectroscopia de impedancia electroquímica por sus siglas en inglés (EIE), la amplitud de señal fue de 10mV con un intervalo de frecuencias de 10kHz a 10mHz, tomando 10 puntos/década.

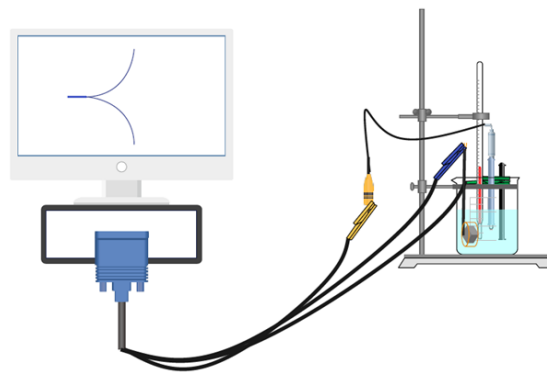


Fig. 7. Representación esquemática del montaje para una prueba. Esquema realizado por el autor.

3. Resultados y discusión

El estudio realizado bajo condiciones de flujo turbulento, la cual se obtuvo a partir del número de Reynolds (Re) para cuantificar la relación entre las fuerzas inerciales y las fuerzas viscosas en solución. Para un electrodo de cilindro rotatorio, el número de Reynolds es:

$$Re = U_{cyl} * d_{cyl} * \frac{\rho}{\mu} \quad (1)$$

- U_{cyl} : velocidad tangencial en la superficie del cilindro (cm/s)
- d_{cyl} : diámetro exterior del cilindro (cm)
- ρ : densidad del fluido (g/cm³)
- μ : viscosidad dinámica del fluido (g/cm·s)

Donde U_{cyl} la se calcula de la siguiente manera:

(2)

$$U_{cyl} = \omega r = \omega * \frac{d_{cyl}}{2} = \frac{\pi d_{cyl} F}{60}$$

- F: frecuencia de rotación (revoluciones por minuto, rpm)
- d_{cyl} : diámetro del cilindro (cm)
- Factor 60 para convertir de rpm a rps (revoluciones por segundo)

Utilizando la fórmula 2 para calcular la velocidad lineal U_{cyl} .

$$U_{cyl} = \omega r = \omega * \frac{d_{cyl}}{2} = \frac{\pi d_{cyl} F}{60}$$

$$U_{cyl} = \omega r = \omega * \frac{d_{cyl}}{2} = \frac{\pi * 0.9 \text{ cm} * 500}{60} = 23.56 \text{ cm/s}$$

Al calcular el número de Reynolds Re a partir de la fórmula 1.

$$Re = U_{cyl} * d_{cyl} * \frac{\rho}{\mu}$$

$$Re = 23.56 \frac{\text{cm}}{\text{s}} * 0.9 \text{ cm} * \frac{1.034 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}}{0.0091 \frac{\text{g}}{\text{cm s}}} = 2409.8 \approx 2410$$

Este número de Reynolds sugiere un régimen de flujo de transición por lo que estaría siendo un flujo turbulento leve permitiendo simular un entorno agresivo para el acero API 5L X52 en un medio salino de NaCl al 3%. Este tipo de flujo, caracterizado por un alto gradiente de velocidad y fricción entre partículas, representa una desestabilización o ruptura de las películas protectoras que pueden formarse en condiciones sin flujo, en flujo turbulento la constante agitación expone continuamente la superficie metálica al ataque del medio, facilitando el ingreso de especies agresivas como los iones cloruro (Cl^-) y el oxígeno disuelto. Esto aumenta la tasa de corrosión y demanda un inhibidor más eficiente y con fuerte capacidad de adsorción.

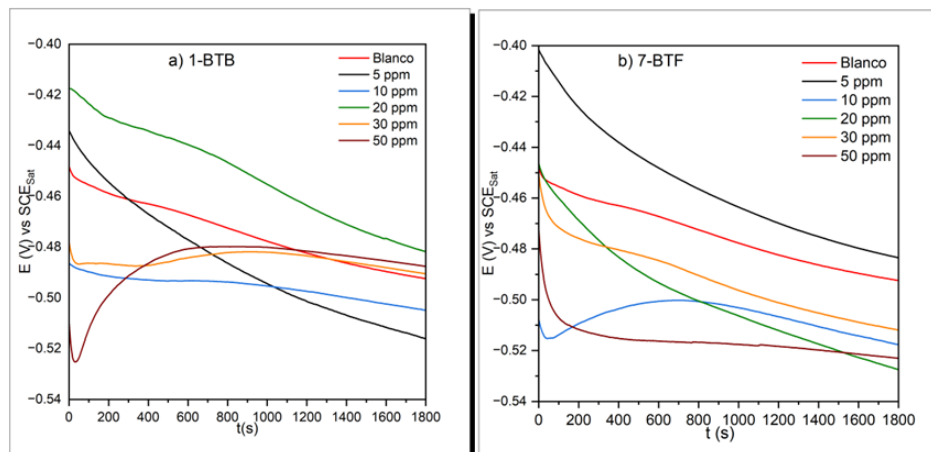


Fig. 8. Evolución del potencial de corrosión de la muestra de acero API 5L X52 inmerso en una solución de NaCl (3% p/v) con diferentes concentraciones de a) 1-BTB, b) 7-BTF.

Los diagramas de Nyquist obtenidos fig. 8 muestran el efecto protector de los inhibidores estudiados, 1-Bencilteobromina (1-BTB) y 7-Bencilteofilina (7-BTF). En el caso del blanco, es decir, sin inhibidor, se observa un semicírculo pequeño con un valor de resistencia a la transferencia de carga (R_{tc}) de apenas $207.7 \Omega \cdot cm^2$, lo que indica una alta actividad corrosiva. Al añadir los inhibidores, especialmente 1-BTB, los semicírculos aumentan notablemente de tamaño, alcanzando hasta $2162 \Omega \cdot cm^2$ a 50 ppm, lo que refleja una mayor resistencia a la corrosión. Este incremento en R_{tc} sugiere la formación de una capa protectora estable y adherente sobre la superficie del acero, que actúa como barrera frente a las reacciones electroquímicas. En el caso de 7-BTF, si bien también se observa un efecto inhibitor, los valores de R_{tc} alcanzan como máximo $737.8 \Omega \cdot cm^2$ a 50 ppm, siendo menos eficaces en comparación con 1-BTB.

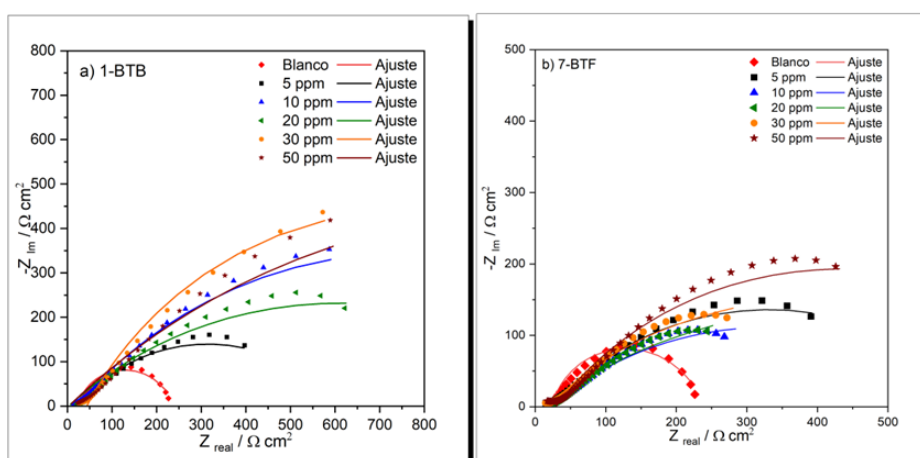


Fig. 9. Diagramas de Nyquist a diferentes concentraciones de a) 1-BTB, b) 7-BTF para acero API 5L X52 inmerso en una solución de NaCl (3 p/v) a 500 rpm.

En la Fig. 10 se presentan los resultados de ángulo de fase, se observó que el blanco presenta un pico bajo y ancho, característico de una interfaz con pobre comportamiento capacitivo y sin formación de película protectora. Al introducir los inhibidores, especialmente 1-BTB, el ángulo de fase se incrementa, con picos más definidos y desplazados hacia frecuencias más bajas. Este cambio indica una mejor formación de una doble capa eléctrica estable, típica de sistemas donde el inhibidor se ha adsorbido exitosamente sobre el metal y, por lo tanto, menos propensa a la corrosión.

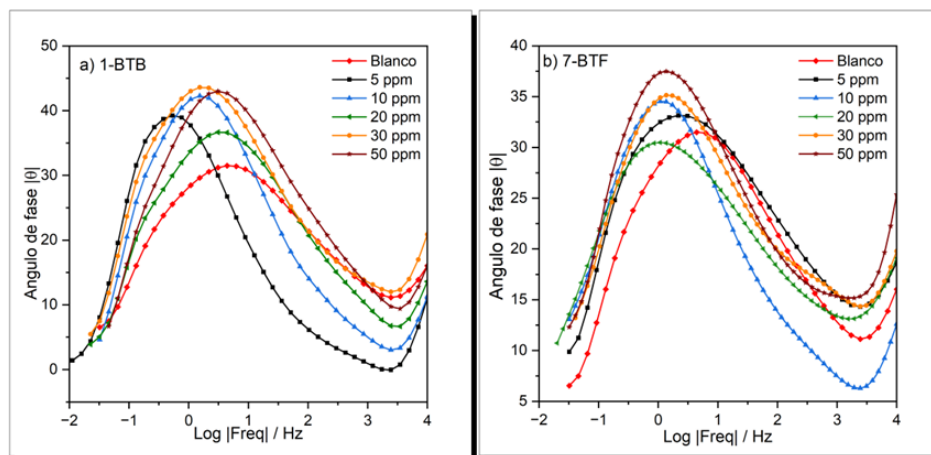


Fig. 10. Espectros de impedancia como diagramas de Bode del ángulo de fase vs logaritmo de la frecuencia en ausencia y presencia de a) 1-BTB, b) 7-BTF para acero API 5L X52 inmerso en una solución de NaCl (3 p/v) a 500 rpm.

En la fig 11. el módulo de impedancia ($|Z|$), los valores a bajas frecuencias en el blanco fueron bajos, confirmando la alta actividad corrosiva. La presencia de los inhibidores aumentó notablemente el módulo de impedancia, siendo de nuevo 1-BTB a 50 ppm el tratamiento con los valores más altos. Esto indica una mayor oposición al paso de corriente, resultado directo de la formación de una barrera física y química sobre la superficie metálica.

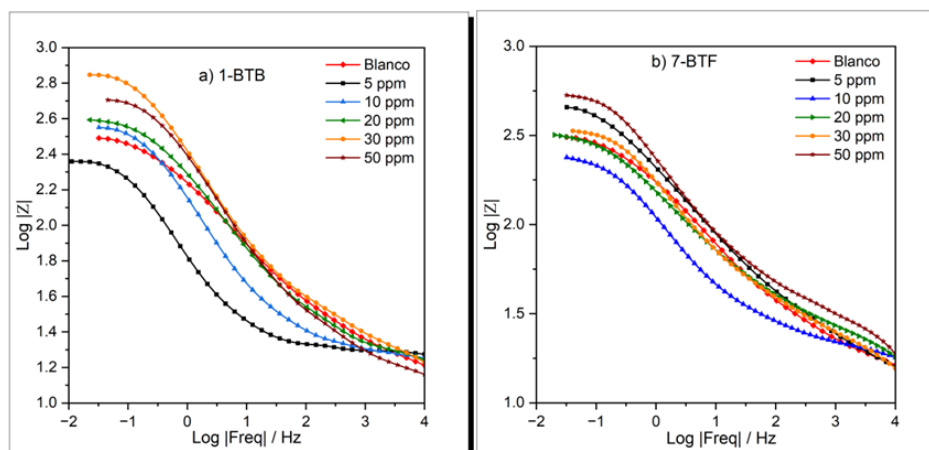


Fig. 11. Espectros de impedancia como diagramas de Bode del módulo de la impedancia vs logaritmo de la frecuencia en ausencia y presencia de a) 1-BTB, b) 7-BTF para acero API 5L X52 inmerso en una solución de NaCl (3 p/v) a 500 rpm.

Tabla 2. Parámetros electroquímicos por medio de EIE de la 1-BTB, 7-BTF en la protección del acero API 5L X52 inmerso en una solución NaCl 3% (p/v) a 500 rpm.

Compuesto	C	n_1	R_s	R_{tc}	C_{dc}	W	R_{total}	Ef
	(ppm)		(Ωcm^2)	(Ωcm^2)	$\times 10^{-3} (\mu F cm^{-2})$	(Ωcm^2)	(Ωcm^2)	(%)
Blanco	0	0.84	22.93	207.70	3.09	1.67	230.63	-
	5	0.56	22.54	554.10	3.14	0.27	576.64	62.52
	10	0.59	21.37	298.80	2.79	14.84	320.17	30.49
7-BTF	20	0.47	23.87	518.30	3.02	43.87	542.17	59.93
	30	0.53	21.42	534.70	3.91	51.81	556.12	61.16
	50	0.59	29.26	737.80	3.91	20.45	767.06	71.85
1-BTB	5	0.57	23.27	570.50	7.26	3.67	593.77	63.59
	10	0.55	20.62	1478.00	8.70	1.82	1498.62	85.95
	20	0.47	2.64	1166.00	8.51	10.06	1168.64	82.19
	30	0.69	43.38	1464.00	9.74	0.20	1507.38	85.81
	50	0.49	3.24	2162.00	9.85	1.02	2165.24	90.39

Complementando, en la tabla 2. se analizaron los parámetros de la capacitancia de la doble capa eléctrica (Cdl), los cuales hablan del grado de cobertura del inhibidor sobre el metal. En el blanco, se obtuvo un valor de Cdl de $22.93 \mu F/cm^2$, indicando una interfaz activa y sin barrera dieléctrica. Al adicionar los inhibidores, el 1-BTB, los valores de Cdl disminuyen significativamente, llegando a $2.64 \mu F/cm^2$ a 20 ppm. Esta reducción es indicativa de una menor exposición de la superficie metálica al medio, lo que sugiere que el inhibidor logra adsorberse eficazmente sobre el acero, disminuyendo la capacitancia y aumentando la resistencia a la corrosión. Cuanto menor es el valor de Cdl, más efectiva es la cobertura del inhibidor, pues la doble capa formada se vuelve menos activa eléctricamente.

Otro parámetro importante es el elemento Warburg (W), que refleja la impedancia debida a procesos de difusión, especialmente del transporte de especies

corrosivas hacia la superficie metálica. En el blanco, W fue de 3.09, lo cual indica un transporte libre y sin obstrucción de iones corrosivos. Al aplicar los inhibidores, el valor de W aumenta progresivamente, alcanzando 9.85 para 1-BTB a 50 ppm. Esto sugiere que la película inhibidora formada actúa también como una barrera difusiva, limitando el paso de especies corrosivas al metal, lo cual refuerza el efecto protector observado en los valores de R_{ct} y C_{dl} .

Las eficiencias de inhibición calculadas a partir de los valores de R_{ct} muestran que 1-BTB alcanza hasta un 90.39% a 50 ppm, mientras que 7-BTF llega a un 71.85% en la misma concentración.

4. Conclusiones.

Se demuestra que ambos inhibidores presentan un efecto significativo bajo condiciones de flujo turbulento, pero 1-BTB sobresale como el más eficaz. En conjunto, estos efectos mitigan de forma significativa la corrosión incluso bajo las condiciones de agitación.

Agradecimientos

El autor externa su gratitud y confianza a la Dra. Araceli Espinoza Vázquez por el apoyo en la realización de dicho proyecto, en cuestión a la supervisión y manejo en el laboratorio, apoyo en la redacción, orden y tratamiento de resultados e interpretación de estos. Los autores agradecen a la institución por la invitación y aceptación a la exposición, divulgación y difusión.

Referencias

- [1] J. Panchal, D. Shah, (2021) “Comprehensive review and critical data analysis on corrosion and emphasizing on green eco-friendly corrosion inhibitors for oil and gas industries”, Journal of Bio-and Tribo-Corrosion, vol. 7, no. 3, pp. 1-29.
- [2] Algburi, A. K. I. (2023). Evaluation of corrosion inhibition of carbon steel in crude oil by using different green corrosion inhibitors and various rotation speeds. Journal of Petroleum Research and Studies, **13**, 97–117.
- [3] Siti M. (2024). The effects of flow rate on impedance measurements of marine coatings using a rotating cylinder electrode. Journal of Coatings Technology and Research.
- [4] Popov, B. N. (2015). Corrosion Engineering: Principles and Solved Problems. Elsevier.

- [5] Diki, N. Y. S., Coulibaly, H., Kassi, K. F., & Trokourey, A. (2021). Mild steel corrosion inhibition by 7-(ethylthiobenzimidazolyl) theophylline. *Journal of Electrochemical Science and Engineering*, 11(2), 97–106
- [6] S. T. Abbas and B. O. Hasan, (2020) “Corrosion of carbon steel in formic acid as an organic pollutant under the influence of concentration cell”, *Journal of Petroleum Research and Studies*, vol. 10, no. 2, pp. 76-94. <https://doi.org/10.52716/jprs.v10i2.352>
- [7] L. K. Goni, and M. A. Mazumder, (2019) “Green corrosion inhibitors”, *Corrosion Inhibitors*, vol. 30, no. 4, pp. 77-83.
- [8] Sastri, V. S. (2012). *Green Corrosion Inhibitors: Theory and Practice*. John Wiley & Sons. <https://doi.org/10.1002/9781118015414>

Estudio del efecto del apantallamiento en el diseño de un sistema de protección catódica para muelles

Rodrigo de Jesús Mata Lugo^a, J.T. Pérez-Quiroz^b, Andrés Déctor Espinoza^c,
Juan Manuel Olivares Ramirez^d, Zulma Flor Estrella Chavero^e

^a Rodrigo de Jesús Mata Lugo; rodrigoml.mpq25@utsjr.edu.mx; Universidad Tecnológica de San Juan del Río, Av. La Palma No 125 Vista Hermosa, San Juan del Río; 76800, Querétaro, México.

^b José Trinidad Pérez Quiroz; jtperez@imt.mx; Instituto Mexicano del Transporte, km 12+000 Carretera Estatal No. 431 “El Colorado-Galindo” San Fandila, Pedro Escobedo; 76703, Querétaro, México

^c Andrés Déctor Espinoza adector@secihti.mx; Universidad Tecnológica de San Juan del Río, Av. La Palma No 125 Vista Hermosa, San Juan del Río; 76800, Querétaro, México.

^d Juan Manuel Olivares Ramirez jmolivaresr@utsjr.edu.mx Universidad Tecnológica de San Juan del Río, Av. La Palma No 125 Vista Hermosa, San Juan del Río; 76800, Querétaro, México.

^e Zulma Flor Estrella Chavero zfestrellac@utsjr.edu.mx Universidad Tecnológica de San Juan del Río, Av. La Palma No 125 Vista Hermosa, San Juan del Río; 76800, Querétaro, México.

RESUMEN

La durabilidad del concreto es clave para la vida útil de las estructuras expuestas a ambientes agresivos, como las zonas marinas, donde la corrosión del acero de refuerzo es un problema crítico. La protección catódica se ha empleado para mitigar este deterioro, aunque su eficiencia se ve afectada por el efecto de apantallamiento. En este estudio, se desarrolló un sistema piloto de protección catódica con ánodos de zinc, ya que son los que presentan menos contaminación a las estructuras de concreto en medios electrolíticos con cloruros.

Se fabricaron testigos de concreto (5×5×15 cm) con una relación agua/cemento de 0.55, incorporando acero al carbono grado 60 (diámetro de 6 mm y longitud de 12.5 cm). El sistema se evaluó en un medio electrolítico de NaCl al 3.5% en peso teniendo como variables el potencial de corrosión, la corriente galvánica y el potencial en off, siguiendo los criterios de protección de 100 mV establecidos por la NACE. Para su monitoreo se utilizó un multímetro y un amperímetro de resistencia cero. Para analizar el efecto de apantallamiento, se posicionaron los ánodos de zinc en distintas ubicaciones, midiendo la corriente y el potencial en cada caso.

Palabras Clave: concreto; protección; apantallamiento; ánodos.

1. Introducción

En estructuras de concreto armado, el apantallamiento ocurre cuando materiales no conductivos o de alta resistividad (como recubrimientos, aire en grietas o capas aislantes) impiden que la corriente catódica llegue uniformemente al refuerzo. Incluso el concreto puede actuar como barrera si su resistividad supera los $10,000 \Omega \cdot \text{cm}$, generando zonas sombra donde no se logra la protección contra la corrosión [1].

Las principales causas del apantallamiento incluyen: 1) Recubrimientos dieléctricos mal adheridos (envolturas o cintas) que forman bolsas de electrolito con baja penetración de corriente; 2) Estructuras cercanas enterradas o sumergidas (soportes, pilotes, otras tuberías, rocas); 3) Geometrías complejas (codos, cruces, bridas); 4) Depósitos sobre la superficie metálica (carbonatos, lodos, conchas); y 5) Materiales muy resistivos en contacto directo (plásticos o espumas) [2-3].

El apantallamiento en concreto puede provocar una protección catódica desigual, favoreciendo la corrosión localizada en zonas con cloruros o carbonatación. Esto ocasiona pérdida de sección en el acero, fisuras y delaminación del concreto, fallas prematuras en estructuras como puentes o estacionamientos, y dificultad para detectar el daño, ya que las mediciones superficiales pueden indicar protección mientras áreas ocultas siguen corroídas [4].

La mitigación del apantallamiento exige estrategias integradas de diseño, instalación y mantenimiento: 1) Ubicar adecuadamente los ánodos para asegurar una distribución homogénea de corriente; 2) Aplicar revestimientos duraderos y bien adheridos; 3) Utilizar rellenos conductivos como bentonita o grava en estructuras enterradas; 4) Instalar dispositivos de drenaje que canalicen la corriente hacia zonas críticas; y 5) Implementar inspecciones con métodos como CIPS y DCVG para detectar áreas con protección insuficiente [5-6].

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

1. varillas de acero grado 60
2. Esmerilador para corte.
3. Moldes de madera para la fabricación de las probetas de concreto.
4. Fresadora
5. Brocas
6. Pulidora.

7. Cable para conexiones
8. Plastilina epóxica
9. Cinta de aislar
10. Cloruro de Sodio
11. Cemento
12. Grava
13. Arena cernida
14. Alambre de zinc 99.9 puro
15. Caimanes, conectores,

2.2. Metodología

2.2.1. Obtención de la varilla de acero

Se obtiene la varilla de hierro de una pieza de castillo armado y se procede a cortar en 20 piezas con las dimensiones diámetro de 6 mm y longitud de 12.5 cm (**Fig. 1**) con un esmerilador marca Milwaukee con número de serie H40CD241302059 (**Fig. 2**)



Fig.1. Varillas de hierro con un diámetro de 6 mm y longitud de 12.5 cm.



Fig.2. Esmerilador marca MILWAUKEE.

2.2.2. Fabricación de los moldes para los testigos de concreto

Se fabricaron moldes de madera de dimensiones de 5 cm de ancho $\times$ 5 cm de altura $\times$ 15 cm de longitud, así mismo se fabricaron testigos de concreto con las dimensiones arriba mencionadas. (Fig. 3)



Fig.3. Moldes de madera.

2.2.3. Creación de un orificio en las varillas de acero

Mediante una fresadora HARTFORD y una broca se realizó un orificio aproximadamente 4 mm cerca del borde de la varilla (Fig. 4).

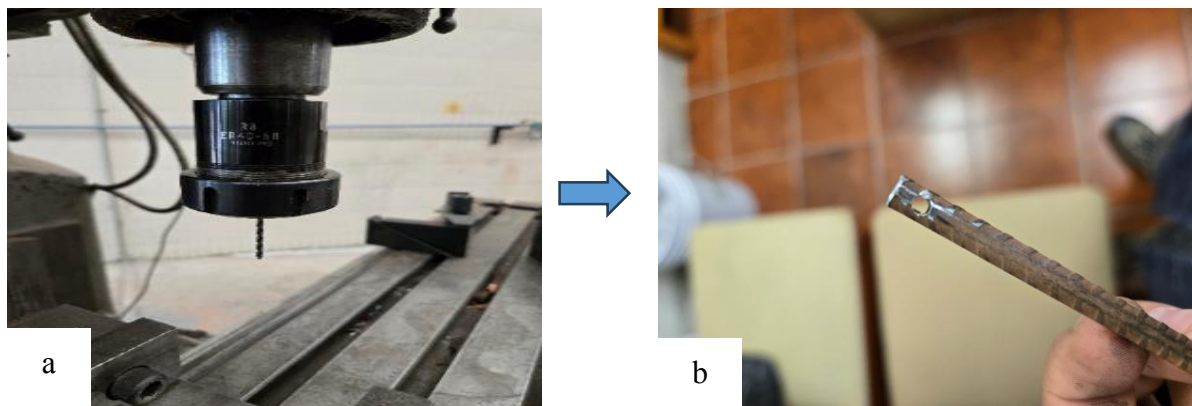


Fig.4. a) Fresadora HERTFORD, b) Varilla con orificio

2.2.4. Preparación de las varillas de hierro

Se eliminaron las rebabas, se pulieron y dentro del orificio de las varillas de acero se colocó un cable de cobre el cual se aisló utilizando plastilina epóxica de dos componentes y cinta de aislar. (Fig. 5).

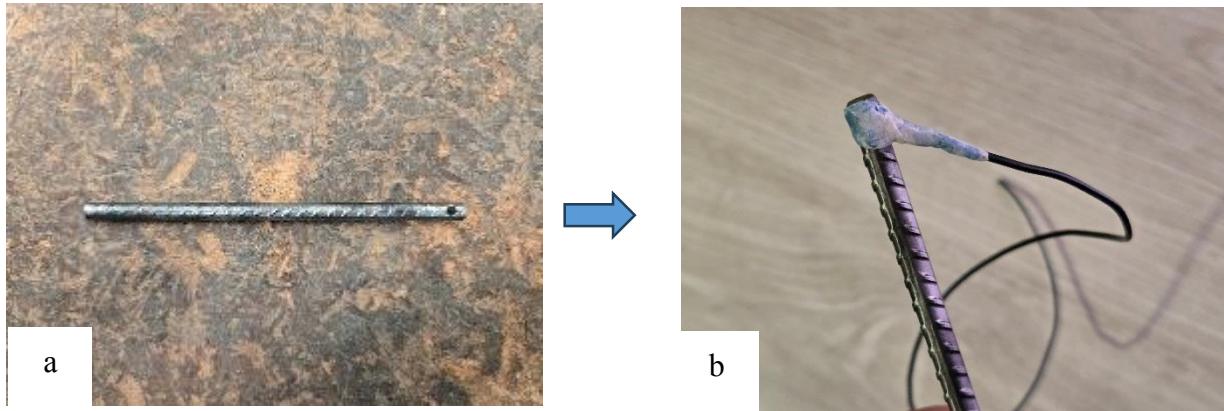


Fig.5. a) Varilla sin rebabas b) Varilla con cable aislado

Preparación de un medio electrolítico de Cloruro de Sodio

Se preparó una solución de NaCl al 3.5% en peso agua para la preparación de las muestras.

2.2.5. Estructura de concreto (probetas) para los cátodos

Se preparó una mezcla de concreto (cemento, grava y arena) conforme la norma NMX-C-160-ONNCCE-2004 para crear una cama de concreto en los moldes y colocar la varilla. (**Fig. 6**)

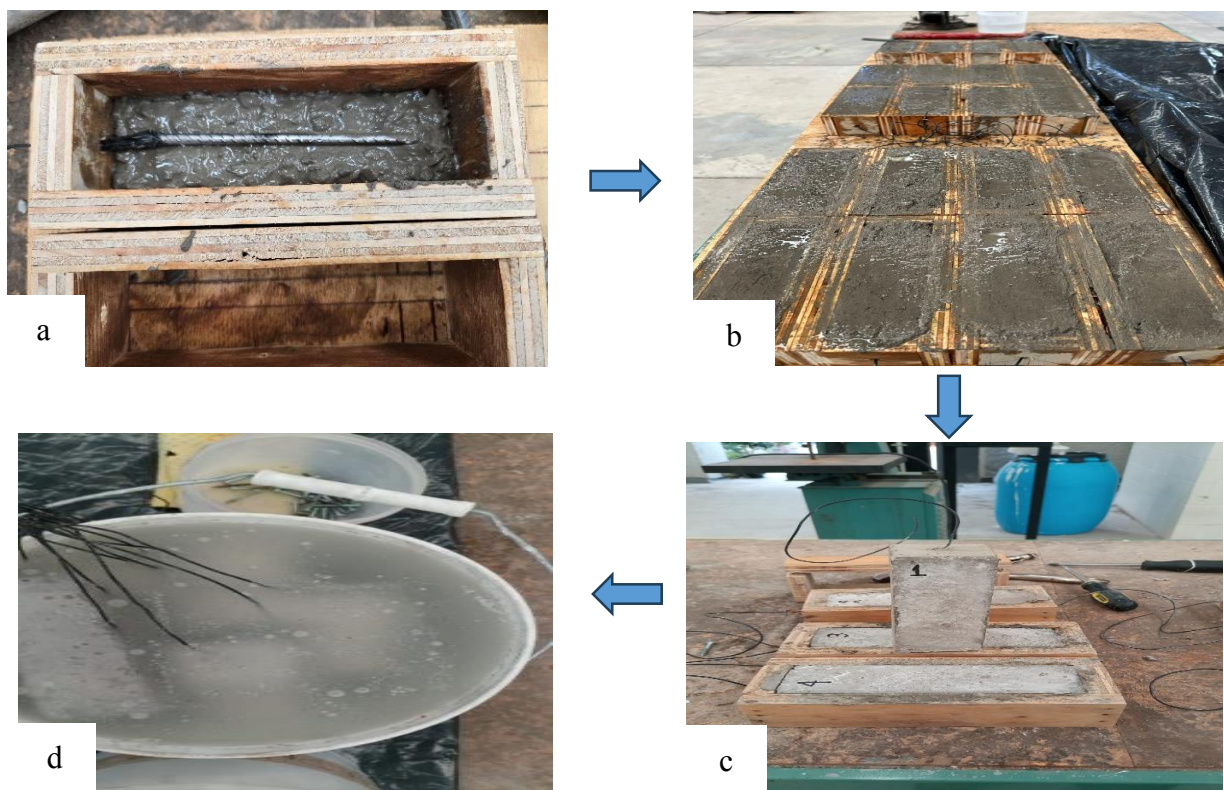


Fig.6. a) Varilla en cama de concreto b) Probetas de concreto frescas c) Probetas de concreto secas d) Curación de probetas

2.2.6. Preparación del sistema

Una vez preparadas las probetas se colocaron en un recipiente de plástico, se barrenan unos palos de madera para colocar los ánodos de zinc, que fueron conectados con un alambre y un caimán, se a 14 litros de agua con 3.5% de Cloruro de Sodio en cada recipiente con las probetas de concreto y los ánodos de zinc ya instalados. Se utilizó un acrílico barrenado para acomodar los cables para sus mediciones. (Fig. 7)

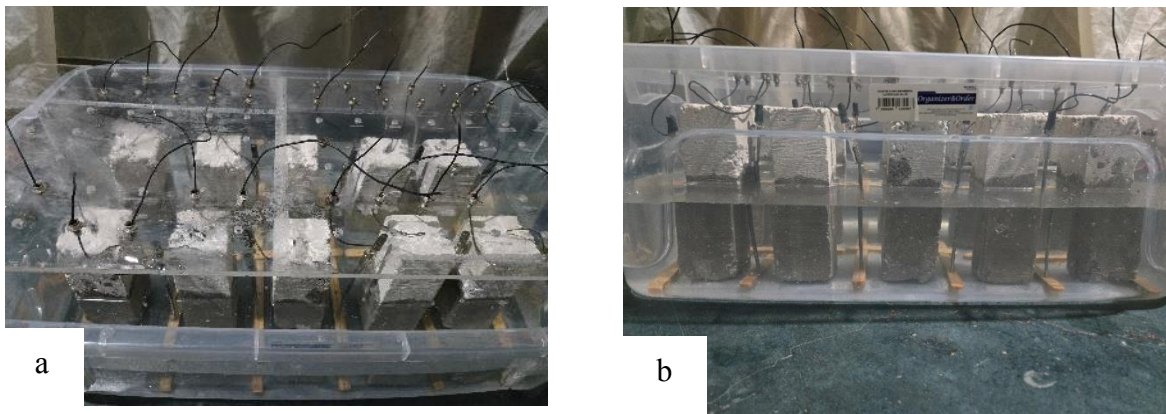


Fig.6. a) Probetas conectadas con sus ánodos b) Probetas y ánodos en el electrolito.

3. Resultados y discusión

Tabla 1

Grupo de probetas	Ecorr (Fe) promedio (mV)	Ecorr (Zn) promedio (V)
Sin cloruros (1-10)	~ -160 mV	~ -0.834 V
Con cloruros (A-J)	~ -245 mV	~ -0.812 V

^a Comparación general entre probetas con y sin cloruros

Las probetas con cloruros (A - J) presentan valores de Ecorr (Fe) más negativos → mayor susceptibilidad a la corrosión.

El Ecorr (Zn) también muestra un leve desplazamiento negativo en probetas sin cloruros (~ -0.835 V vs ~ -0.814 V), aunque menos marcado que en Fe.

Las probetas que se hicieron sin cloruros (1-10) presentan valores de -140 mV a -190 mV y las que se realizaron con cloruros (A-J) presentan valores arriba de -200 mV pero no mayor a -290 mV, según la ASTM C876 la probabilidad de corrosión de las probetas 1-10 es baja mientras que las probetas A-J tienen una probabilidad media de sufrir

efectos de corrosión.

Los electrodos de cobre / sulfato de cobre (CSE) tienen un potencial de 0.316 V respecto al electrodo estándar de hidrógeno (SHE) comparando las lecturas:

Tabla 2

Probetas sin cloruros (1–10)	Ecorr (CSE) [V]	SHE [V]
Rango mínimo: PROBETA 10	–0,147	+0,169
Rango máximo: PROBETA 4	–0,181	+0,135
Valor medio aproximado	–0,160	+0,156

^a Lecturas de potencial de corrosión en Volts conforme CSE y SHE en probetas sin cloruros.

Tabla 3

Probetas con cloruros (A–J)	Ecorr (CSE) [V]	SHE [V]
Rango mínimo: PROBETA C	–0,275	+0,041
Rango máximo: PROBETA A	–0,238	+0,078
Valor medio aproximado	–0,245	+0,071

^a Lecturas de potencial de corrosión en Volts conforme CSE y SHE en probetas con cloruros.

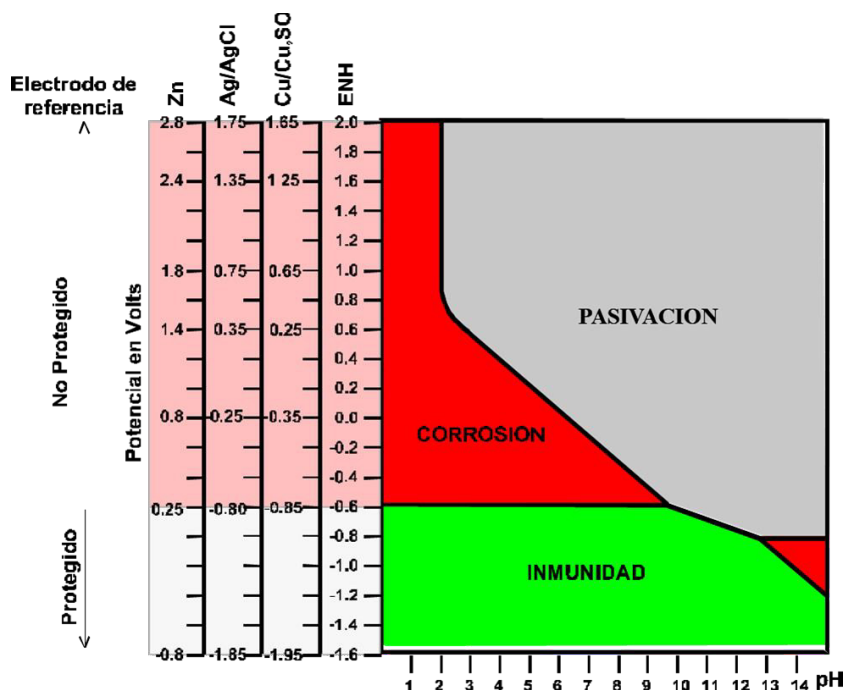
El diagrama de Pourbaix representa el potencial electroquímico (E, eje vertical) frente al pH (eje horizontal) y está dividido en tres zonas: inmunidad (el metal es estable y no reacciona), pasivación (se forma una película protectora de óxido o hidróxido) y corrosión (el metal se disuelve como ion).

En nuestro caso, con pH entre 7.5 y 8.5 y potenciales medidos respecto a SHE, todas las probetas caen dentro de la región de pasivación. Sin embargo, las muestras sin cloruros (1–10) se sitúan bien adentro de esa franja, en un área donde la película pasiva es estable, lo que garantiza barreras continuas contra la corrosión.

Por el contrario, las probetas con cloruros (A–J) aparecen muy próximas al límite inferior de la zona de pasivación, justo en la frontera con la región de corrosión. Esa

proximidad indica que, pese a estar formalmente pasivadas, la capa protectora está al filo de su estabilidad: un pequeño aumento de potencial o una ligera acidificación local (provocada por la adsorción de cloruros y la ruptura puntual del óxido) puede desplazar la condición hacia el dominio corrosivo, iniciando picaduras o ataques localizados.

Diagrama de Pourbaix



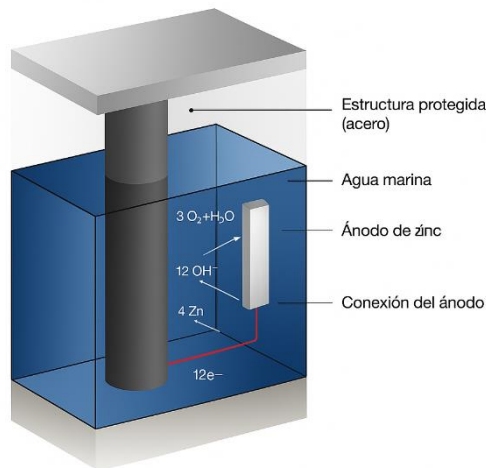
El apantallamiento ocurre cuando elementos físicos o materiales de alta resistividad bloquean la corriente catódica entre el ánodo y la estructura metálica o el refuerzo de concreto. Esto genera “zonas sombra” donde la densidad de corriente es insuficiente para alcanzar el potencial protector requerido. A pesar de lecturas superficiales adecuadas, estas áreas quedan expuestas a corrosión localizada.

Durante las pruebas de protección catódica con ánodos de zinc en agua de mar se identificaron tres comportamientos diferenciados en función del grado de apantallamiento: la zona de acceso directo al ánodo exhibió un potencial muy negativo y un flujo de corriente elevado, garantizando una protección eficaz; la región parcialmente apantallada mostró un desplazamiento hacia valores menos negativos y una corriente moderada, señalando el inicio del efecto de bloqueo; y la zona en sombra alcanzó un potencial por encima del umbral de protección acompañado de una corriente significativamente reducida, dejando el acero vulnerable a la corrosión localizada.

Las zonas apantalladas sufren corrosión acelerada y localizada, perdiendo sección y capacidad estructural. Esto puede derivar en fugas, fallas prematuras y costos elevados

de reparación.

Efecto de apantallamiento



4. Conclusiones

Las probetas fabricadas con cloruros (A–J) mostraron valores de E_{corr} de acero más negativos que las sin cloruros (1–10) confirmando mayor susceptibilidad a la corrosión en ambientes con cloruros según ASTM C876. El potencial del ánodo de zinc también presentó variaciones leves entre ambos grupos, reflejo de su estabilidad electroquímica en medios menos agresivos. La constancia de E_{corr} en las muestras con cloruros a lo largo de las mediciones sugiere un proceso de corrosión más uniforme, mientras que las mayores oscilaciones en las probetas sin cloruros apuntan a un ataque más intermitente y sensible a factores ambientales.

El efecto de apantallamiento quedó de manifiesto en la distribución de la polarización catódica:

- En las zonas cercanas al ánodo de zinc, el acero alcanzó $\Delta E > 100 \text{ mV}$, entrando en la región de inmunidad/pasivación del diagrama de Pourbaix.
- A medida que aumentó la distancia ánodo–cátodo, la resistencia del electrolito generó una caída que redujo el ΔE por debajo del umbral de protección, creando “zonas sombra” susceptibles a iniciar corrosión localizada.

Durante el periodo experimental no se detectaron evidencias de corrosión activa (picaduras, pérdidas de sección o daño visible), pues los potenciales se mantuvieron dentro de la región de pasivación. Sin embargo, el apantallamiento podría, en condiciones de servicio prolongado o con mala distribución de ánodos, desembocar en corrosión localizada.

Agradecimientos

Al Instituto Mexicano del Transporte por abrirme las puertas al proyecto.

Al Dr. José Trinidad Pérez Quiroz por su asesoramiento y paciencia.

Al Dr. Andrés Déctor por su apoyo y asesoramiento.

Referencias

- [1] NACE SP0290-2021, Sección 4.3.1; Bertolini et al., 2013, p. 247
- [2] Baeckmann, W. v., Schwenk, W., & Prinz, W. (1997). Handbook of Cathodic Corrosion Protection: Theory and Practice of Electrochemical Protection Processes (3rd ed.). Gulf Professional Publishing. (Causas).
- [3] NACE SP0169-2013, Sección 6.2.4
- [4] Bertolini, L., Elsener, B., Pedferri, P., Redaelli, E., & Polder, R. B. (2013). Corrosion of Steel in Concrete: Prevention, Diagnosis, Repair (2nd ed.). Wiley-VCH. (p. 247: Explicación detallada de las barreras al flujo de corriente).
- [5] NACE SP0176-2019. Corrosion Control of Submerged Areas of Permanently Installed Steel Offshore Structures Associated with Petroleum Production. (Definición, Causas).
- [6] Ashworth, V. (2010). Cathodic Protection: Theory and Practice. Elsevier. (Mitigación).

Determinación del efecto sobre la densidad de corriente mínima de protección del acero de refuerzo embebido en concreto modificado con FBC

Manuel Somoza^a, Edgar Onofre^a, Ana Espíndola^{a*}

^a Instituto Politecnico Nacional, Centro de Investigación en Ciencia Aplicada y Tecnología Avanzada- Unidad Altamira, Grupo BioReCon+Sustentabilidad, Red de medio ambiente Carretera Tampico-Puerto Industrial Altamira Km 14.5, C. Manzano, Industrial Altamira, 89600 Altamira, Tamps.

* Autor Correspondiente: aespindolaf@ipn.mx (Ana Espíndola).

RESUMEN

El material de construcción más utilizado alrededor del mundo es el concreto reforzado, principalmente por sus bondades donde destacan la alta resistencia mecánica que posee este sistema. Sin embargo, al incluir el acero de refuerzo no se puede evitar el fenómeno de corrosión. Principalmente en ambientes como lagunas y ríos por mencionar algunos. Por lo tanto, se vuelve necesario instalar un sistema de protección contra la corrosión, donde se destaca el uso de la protección catódica. Debido a la elevada resistividad, otorgar un grado de protección contra la corrosión del acero de refuerzo se vuelve complicado elevando los costos para su aplicación. En este sentido este trabajo estudió la influencia que tiene la adición de la fibra de bagazo de caña (FBC) sobre la resistividad del concreto con el objetivo de disminuirla para facilitar la conductividad eléctrica del mismo y por ende permita que la protección catódica por corriente impresa sea más eficiente. Los resultados obtenidos muestran que incluir la FBC en 1% de sustitución del agregado fino, ha favorecido la reducción de la resistividad del concreto, y mejorado la eficiencia de la protección catódica, así como desplazado el E_{corr} a valores más nobles indicando la estabilidad termodinámica del sistema.

Palabras Clave: concreto; acero; protección catódica; fibra de bagazo de caña (FBC); resistividad; demanda de corriente

1. Introducción

La protección catódica por corriente impresa es uno de los métodos más eficientes para prevenir la corrosión del acero de refuerzo, principalmente porque es uno de los métodos de mayor eficiencia capaz de frenar las reacciones redox en el acero de refuerzo al convertir toda su superficie en un cátodo [1-5].

Sin embargo, en este tipo de protección se presentan ciertas limitantes. En el método por ánodos de sacrificio, el pH de la mezcla ($\text{pH} \geq 12$) favorece la pasivación de los ánodos, de forma que se pierde la protección en el acero de refuerzo. Por otro lado, en cuanto a la corriente impresa, la alta resistividad del concreto ($100 \text{ k}\Omega$), ocasiona que el suministro de corriente necesario para polarizar la estructura sea muy elevado [6-8].

Como consecuencia, en los últimos años se han desarrollado investigaciones sobre la sustitución parcial de los componentes en las diferentes mezclas de concreto con el objetivo de conseguir materiales con las mismas propiedades mecánicas que las mezclas tradicionales, utilizando materiales de desecho como fibras naturales, polímeros, cenizas, etc [9-11]. Para determinar el efecto que tienen estas modificaciones sobre propiedades como la resistividad del concreto.

La fibra de bagazo de caña (FBC) tiene una alta higroscopicidad [12-14], propiedad que le abre las puertas para disminuir la resistividad eléctrica del concreto y como consecuencia favorecer la polarización del acero de refuerzo minimizando la corriente de protección de acuerdo con el criterio termodinámico.

En este sentido, este trabajo explotó la higroscopicidad de la FBC y su influencia sobre la resistividad del concreto con el objetivo de disminuirla para facilitar la conductividad eléctrica del mismo y favorecer la protección catódica por corriente impresa.

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Agregados

2.1.1. Polietileno Tereftalato (PET)

El PET se recolectó de botellas de plástico desechadas, se les quitó todo componente que no sea PET (taparrosas, etiquetas etc) y se trituraron hasta alcanzar el tamaño de partícula del agregado fino. El tamaño obtenido es de 0.06 a 0.2 mm

2.1.2. Fibra de Bagazo de Caña (FBC)

La FBC se obtuvo del ingenio azucarero del Higo Veracruz, después de la trituración se tamizó y se utilizó la fibra retenida en la malla No. 18 con una abertura de 1mm. Posteriormente se realizó un proceso de deslignificación química, utilizando

una solución de H_2O_2 al 3% hasta saturar la FBC durante 24h, después de concluir este tiempo se retiró la solución de H_2O_2 y se enjuagó hasta obtener $pH = 7$, finalmente se dejó secar la fibra en una estufa a $60^\circ C$ por 24h.

2.1.3. Elaboración de las probetas

Las mezclas de concreto se realizaron de acuerdo con el American Concrete Institute ACI 211.1 [15] siguiendo la norma ASTM C33 [16]. Se elaboraron mezclas distintas: un concreto convencional como referencia, y las muestras modificadas con PET a 3 porcentajes de sustitución en peso del agregado fino (2.5%, 5% y 10%), incluyendo FBC sustituyendo 1% en peso del agregado fino, la matriz experimental se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1: Componentes de la mezcla, peso en (kg) para un volumen de 35 litros, f'_c 40 MPa

Mezcla	Cemento	Agua	Grava	Arena	PET	FBC
Testigo	14.18	6.4	33.81	29.90	0	0
PET2.5%-FBC1%	14.18	6.4	33.81	28.85	0.747	0.299
PET5%-FBC1%	14.18	6.4	33.81	28.10	1.495	0.299
PET10%-FBC1%	14.18	6.4	33.81	26.61	2.99	0.299

f'_c = Resistencia a la compresión.

Después de elaborar la mezcla y verterla en el molde se embebieron 2 varillas de acero: una de acero corrugado de 3/8" que será el electrodo de trabajo para las pruebas electroquímicas, y otra de acero inoxidable que servirá como contra electrodo en las pruebas de demanda de corriente, en la Figura 1 se muestra el diseño final de la probeta a estudiar.



Fig. 1. Diseño de las probetas

2.1.4. Potencial a circuito abierto (OCP)

La medición de OCP se realizó de acuerdo a la norma ASTM C876 [17], para conocer el estado termodinámico del acero de refuerzo embebido en las mezclas modificadas de concreto. Las mediciones de OCP se hicieron con un potenciostato/galvanostato, marca Biologic SP-150, la lectura se realizó durante 10 minutos, utilizando un electrodo de referencia de calomel, posteriormente se hicieron los cálculos correspondientes para convertir los potenciales a E_{corr} vs Cu/CuSO₄, de acuerdo con el manual de certificación NACE de Cathodic Protection level 2. Los valores de OCP se transformaron al electrodo Cu/CuSO₄, toda vez que no se contaba con un electrodo de Cu/CuSO₄. No es necesario convertirlos, pero se decidió hacerlo para trabajar bajo un estándar.

2.1.5. Resistividad

Para medir la resistividad de las mezclas elaboradas del concreto modificado y sin modificar, se fundamentó en el método de Wenner ASTM G57 [18], utilizando 4 electrodos de acero inoxidable, con una profundidad de 2.5 mm aproximadamente, separados 5 cm. El método consiste en inducir una corriente eléctrica en los electrodos externos y medir la diferencia de potencial en los electrodos internos, el equipo utilizado proporciona una lectura de resistencia eléctrica, y mediante la siguiente ecuación se calcula la resistividad:

$$\rho = \pi * R * a \quad (1)$$

Donde:

ρ = resistividad eléctrica ($\Omega \cdot \text{cm}$)

π = número pi (3.1416)

R = resistencia medida (Ω)

a = separación entre electrodos (cm)

Para evitar que la corriente se disperse entre las varillas de acero embebido en las probetas, la distancia de separación entre electrodos para la prueba de resistividad, no debe ser mayor o igual a la distancia entre las varillas de acero embebidas en las probetas, para que las líneas de campo eléctrico durante la medición, no se superpongan al acero de refuerzo.

2.1.6. Demanda de corriente

La prueba de demanda de corriente consiste en un arreglo experimental en el que por medio de una fuente de poder externa y electrodos auxiliares (Figura 2) se hace circular corriente eléctrica hacia una estructura metálica de interés, con el propósito de desplazar su OCP a valores negativos donde se favorezca la reacción de reducción. Con

este método se puede conocer la cantidad de corriente necesaria para proteger catódicamente el acero de refuerzo de acuerdo con los criterios aplicables.

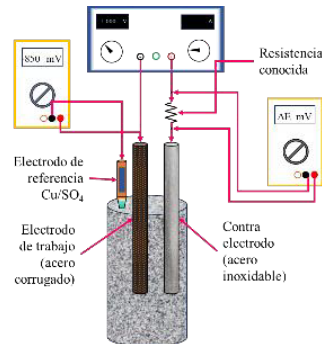


Fig. 2. Diagrama de una prueba de demanda de corriente.

3. Resultados y discusión

3.1. Resultados de OCP

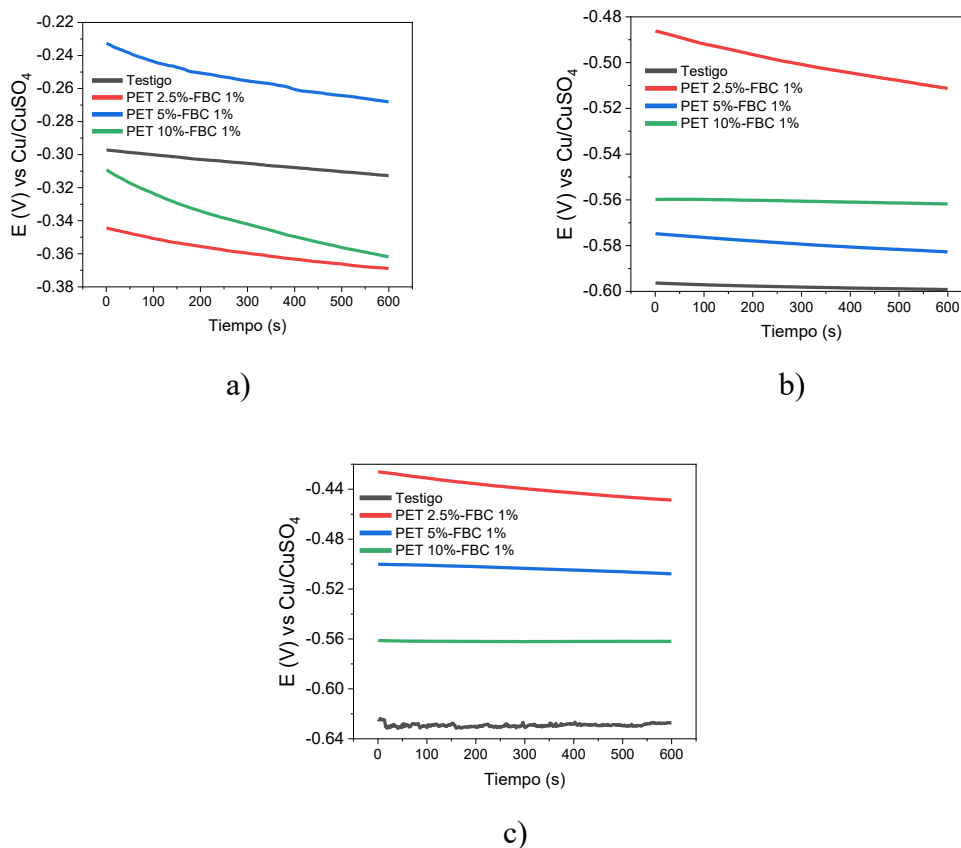


Fig. 3. Potencial a circuito abierto del acero embebido en las mezclas de concreto, expuestas en: a) atmósfera, b) agua marina, c) arena de playa. Las probetas estuvieron expuestas durante 18 meses.

En la Figura 3 se puede observar el comportamiento termodinámico de cada sistema en las diferentes condiciones ambientales. En las muestras expuestas a la atmósfera (figura 3a), la mezcla de concreto con PET 5%-FBC1% presenta un E_{corr} con un desplazamiento a valores más positivos con respecto a la referencia, lo que indica que el acero de refuerzo es menos susceptible a presentar corrosión. Este comportamiento se puede asociar con la presencia de la FBC.

En el sistema en presencia de agua de mar (figura 3b) las probetas se encuentran sumergidas con el propósito de conocer el desempeño electroquímico de estas mezclas en ambientes agresivos, ricos en cloruros. La lectura del OCP indica que en todas las muestras de concreto modificado, se desplaza el E_{corr} a valores más positivos, destacando la mezcla con PET2.5%-FBC1% tiene un valor más positivo que todas las demás. Esto se puede deber a que la fibra además de absorber electrolito debido a su higroscopicidad, está actuando como una barrera física que dificulta la transferencia de los iones agresivos al sustrato.

Finalmente, en el sistema arena de playa (figura 3c), las muestras están expuestas a un ambiente más agresivo debido a que la concentración de iones agresivos era mayor, como consecuencia de que la arena de playa se humectó con agua de mar cada 24 o 48hrs. La lectura de OCP presenta un comportamiento similar al sistema en agua de mar, donde la mezcla con PET2.5%-FBC1% tiene un E_{corr} más positivo.

3.2. Resistividad

La resistividad se evaluó utilizando el método de Wenner explicado anteriormente en cada una de las mezclas elaboradas y expuestas en los 3 medios agresivos. En la Tabla 2 se muestran los valores obtenidos de la resistividad de las probetas elaboradas. Comparando los resultados, se observa que se reduce drásticamente la resistividad siendo más alta en atmósfera, disminuyendo drásticamente en agua de mar y finalmente en arena de playa. Al observar los valores obtenidos se puede concluir que la mezcla que presenta menor resistividad dejando claro el efecto de la FBC, es en la muestra elaborada con PET 2.5%-FBC 1%, sin embargo, es importante destacar que casi en su totalidad todos los diseños tienden a reducir la resistividad en cualquiera de los 3 ambientes de exposición.

La resistividad se reduce drásticamente en el agua y la arena debido a la naturaleza del electrolito, pero también se aprecia un cambio en las muestras expuestas a la atmósfera donde no hay presencia de un electrolito agresivo como el agua de mar, que tiene alto contenido de sales disueltas, por lo tanto, existe una pequeña contribución de la FBC.

Tabla 2: Mediciones de resistividad eléctrica ($\Omega \cdot \text{cm}$)

Muestras	Atmósfera	Agua de mar	Arena de playa
Referencia	21770	10048	4082
PET 2.5%-FBC 1%	13188	5442	8792
PET 5%-FBC 1%	96293	14444	3140
PET 10%-FBC 1%	109900	11618	6280

3.3. Demanda de corriente

Para establecer la corriente requerida de protección se utilizó el criterio de protección termodinámico (conocido coloquialmente como -850 mV vs Cu/CuSO₄). Con lo que se obtuvieron las siguientes salidas de corriente expresados en la Tabla 3 por medio del arreglo experimental ilustrado en la Figura. 2.

Tabla 3: Densidad de corriente requerida de protección i_{prot} (A/cm^2)

Muestras	Atmósfera	Agua de mar	Arena de playa
Referencia	4.16E-04	1.58E-04	1.07E-04
PET 2.5%-FBC 1%	1.77E-05	2.88E-05	3.16E-05
PET 5%-FBC 1%	3.23E-05	1.44E-04	3.98E-05
PET 10%-FBC 1%	1.69E-04	6.30E-05	6.30E-05

i_{prot} = Densidad de corriente de protección

De los datos anteriormente presentados, se puede observar la diferencia para cada sistema con respecto a la corriente suministrada para desplazar el E_{corr} a -850 mV vs Cu/CuSO₄, resaltando que las muestras modificadas con PET- FBC en general, requieren de un menor flujo de corriente para alcanzar el valor requerido para el criterio de protección de los -850 mV vs Cu/CuSO₄, independientemente del medio de exposición, coincidiendo con los resultados obtenidos en la medición de resistividad.

4. Conclusiones

Por medio de la lectura del OCP, se pudo determinar el efecto que tiene la incorporación de la FBC en el concreto al desplazar el potencial del acero de refuerzo a valores más positivos, y se puede tomar esto como referencia de que hay un cambio en la naturaleza del electrolito, permitiendo cambios más sensibles en el

comportamiento electroquímico del sistema.

Se determinó mediante los resultados de resistividad, así como por demanda de corriente que se puede substituir un máximo del 5% de PET-FBC1%, para disminuir la resistividad del concreto y favorecer la protección catódica por corriente impresa del acero de refuerzo.

Agradecimientos

Agradecimientos al Instituto Politécnico Nacional, CICATA Altamira, proyectos SIP20250589 y 20253511, Grupo BioReCon+Sustentabilidad, Red de medio ambiente y concretos Tancol S.A. de C.V., por las facilidades para el desarrollo del proyecto.

Referencias

- [1] H. Fatemi, S. A. Hadigheh, Y. Tao, and G. Adam, "Development of a novel and specialised cementitious matrix overlay for anode embedment in impressed current cathodic protection (ICCP) systems for reinforced concrete bridges," *Case Studies in Construction Materials*, vol. 20, Jul. 2024, doi: 10.1016/j.cscm.2024.e02908.
- [2] C. Andrade, "Manual inspección de obras dañadas por corrosión de armaduras."
- [3] A. B. Kouevidjin, A. Adessina, J. F. Barthélémy, J. Carpio-Perez, A. Ben Fraj, and A. Pavoine, "Efficiency of the Impressed Current Cathodic Protection (ICCP) in reinforced concretes: Experimental and numerical investigation," *Electrochim Acta*, vol. 480, Mar. 2024, doi: 10.1016/j.electacta.2024.143923.
- [4] P. Zhao, Z. Si, L. Huang, Y. He, X. Liu, and Y. Zhang, "A review of the repair measures for reinforced concrete affected by chloride ion corrosion," May 15, 2025, *Elsevier Ltd.* doi: 10.1016/j.job.2025.112028.
- [5] Q. Yu, H. Zhang, T. Ji, G. Zhu, C. Li, and B. Guo, "Usability of Conductive based Cement Anode for Impressed Current Cathodic Protection of Reinforced Concrete Structures," *Int J Electrochem Sci*, vol. 17, 2022, doi: 10.20964/2022.12.45.
- [6] J. Pan, J. He, J. Zhu, and X. Gao, "Theoretical and experimental study on the electrical resistivity method for evaluating fresh concrete segregation," *Journal of Building Engineering*, vol. 48, May 2022, doi: 10.1016/j.job.2021.103943.
- [7] M. G. S. Alvaro and A. D. Federico, "ESTUDIO EXPERIMENTAL DE LA RELACIÓN ENTRE LA RESISTIVIDAD ELÉCTRICA DEL HORMIGÓN Y SU RESISTENCIA A LA PENETRACIÓN DE IONES CLORURO," 2011.

- [8] M. A. Eid, N. Reuge, G. Villain, S. Bonnet, and S. P. Lopes, "Monitoring of drying and imbibition of concrete using embedded resistivity sensors for the estimation of permeability," *Cem Concr Compos*, vol. 157, Mar. 2025, doi: 10.1016/j.cemconcomp.2024.105900.
- [9] A. C. Espindola-Flores, M. A. Luna-Jimenez, E. Onofre-Bustamante, and A. B. Morales-Cepeda, "Study of the Mechanical and Electrochemical Performance of Structural Concrete Incorporating Recycled Polyethylene Terephthalate as a Partial Fine Aggregate Replacement," *Recycling*, vol. 9, no. 3, Jun. 2024, doi: 10.3390/recycling9030051.
- [10] E. Onofre Bustamante, A. Cecilia Espindola-flores, and A. DE Karen Cárdenas La Fuente, "STUDY OF INTEGRATION, DISTRIBUTION AND DEGRADATION OF SUGARCANE BAGASSE FIBER AS PARTIAL REPLACEMENT FOR FINE AGGREGATE IN CONCRETE SAMPLES," 2023.
- [11] R. R. G, O. E, and E. A. C, "Delignification and characterization of Tule (Typha Dominguensis) for its potential use in the production of green concrete . Delignification and characterization of Tule (Typha Dominguensis) for its potential use in the production of green," *Journal of Physics: Conference*, 2024, doi: 10.1088/1742-6596/2699/1/012002.
- [12] I. Elfaleh *et al.*, "A comprehensive review of natural fibers and their composites: An eco-friendly alternative to conventional materials," Sep. 01, 2023, *Elsevier B.V.* doi: 10.1016/j.rineng.2023.101271.
- [13] A. C. Espíndola Flores, "Compositos de concreto hidráulico/PET-reciclado/fibras naturales, determinación de propiedades mecánicas y electroquímicas," Instituto Tecnológico de Ciudad Madero, Cd. Madero, 2024.
- [14] R. S. Torres, E. Onofre Bustamante, A. Cecilia, E. Flores, R. Guadalupe, and R. Guzmán, "PHYSICO-CHEMICAL AND ELECTROCHEMICAL DELIGNIFICATION AS A PRETREATMENT OF LIGNOCELLULOSIC BIOMASS FOR DIFFERENT APPLICATIONS: A MINI-REVIEW," 2024.
- [15] G. D. Cordero Estévez, J. A. Cárdenas Gutiérrez, and J. P. Rojas Suárez, *Diseño de mezclas de concreto aplicando el método ACI*. 2019.
- [16] ASTM, *C33 Standard Specification for Concrete Aggregates*. 1999.
- [17] ASTM, *C876 Standard Test Method for Half-Cell Potentials of Uncoated Reinforcing Steel in Concrete*. 1999.

- [18] ASTM, *G57 Standard Test Method for Field Measurement of Soil Resistivity Using the Wenner Four-Electrode Method*. 2001.

Evaluación del extracto de *Lonicera subspicata* como inhibidor de corrosión verde para acero al carbono en medio ácido (HCl 1.0 M)

Jimena Chairez González^{a*}, Benjamín Valdez Salas^a, Jorge Salomón Salvador Carlos^a,

^a Core Facilities of Chemistry and Advanced Materials, Instituto de Ingeniería, Universidad Autónoma de Baja California, Calle de La Normal S/N and Boulevard Benito Juárez, Mexicali 21100, Baja California, México.

* Autor Correspondiente: jimena.chairez@uabc.edu.mx (Jimena Chairez González).

RESUMEN

En entornos industriales, la corrosión es una problemática latente que debe ser abordada para evitar daños estructurales y contaminación ambiental. En este contexto, los inhibidores de corrosión verdes se han convertido en alternativas sostenibles frente a los sintéticos, al ser menos tóxicos para el medio ambiente. En este estudio se investigó el potencial inhibidor del extracto de *Lonicera subspicata* en acero al carbono tipo AISI 1010, determinando su eficiencia y comportamiento cinético. Las eficiencias se evaluaron en medio ácido (HCl 1 M) a distintas concentraciones del extracto (500–2000 ppm) mediante ensayos gravimétricos por pérdida de peso y técnicas electroquímicas (EIS y curvas de Tafel), empleando un sistema bajo condiciones estáticas. La concentración óptima fue de 2000 ppm, logrando una eficiencia inhibidora superior al 87%, confirmada por micrografías SEM-EDS que mostraron daños mínimos en las muestras inhibidas, atribuibles a la formación de una película protectora adsorbida. Dado que este estudio se encuentra en una etapa inicial, no se realizó una comparación directa con inhibidores comerciales o sintéticos; sin embargo, los resultados obtenidos evidencian al extracto de *Lonicera subspicata* como un inhibidor de corrosión verde eficiente para acero al carbono en ambientes ácidos, con hallazgos preliminares prometedores que destacan su viabilidad como alternativa sustentable.

Palabras Clave: inhibidor verde; *Lonicera subspicata*; acero al carbono; corrosión en medio ácido.

1. Introducción

La corrosión metálica es un proceso espontáneo que afecta de manera negativa al material ocasionando pérdida de propiedades mecánicas y debilitamiento estructural. Este tema es objeto relevante de estudio por sus problemáticas derivadas, las cuales son: pérdidas económicas, inseguridad pública y contaminación ambiental, especialmente en entornos industriales (1–3). Una de las soluciones más utilizadas para contrarrestar daños por corrosión son los inhibidores sintéticos por su efectiva protección estructural, sin embargo, tienen la desventaja de ser tóxicos y pueden generar compuestos peligrosos para la salud humana y el medio ambiente (4). Ante la creciente preocupación ambiental y la necesidad de reemplazar los compuestos sintéticos tóxicos por opciones más sostenibles, se han popularizado los inhibidores verdes como alternativa biodegradable alineada con los principios de la economía circular, estos pueden ser extractos vegetales los cuales contienen compuestos fitoquímicos con grupos funcionales polares (como hidroxilo, amino, éster, etc.) y electrones π que permiten la interacción con la superficie metálica formando una capa protectora adsorbida (5–8).

El objetivo general de esta investigación es analizar el extracto de *Lonicera subspicata* como inhibidor de corrosión verde sobre acero al carbono en medio ácido. Esta especie vegetal no ha sido estudiada previamente para ese propósito, sin embargo, se destaca que el género *Lonicera* ha demostrado un notable potencial anticorrosivo. Por ejemplo, se ha reportado que el extracto de *Lonicera japonica* (honeysuckle) ha alcanzado eficiencias de inhibición cercanas al 90 % para cobre en medio ácido, atribuibles a la presencia de compuestos activos como flavonoides y heteroátomos (N, O), que contribuyen a la formación de una capa adsorbida sobre la superficie metálica (9). En este estudio, se realizaron ensayos gravimétricos por pérdida de peso conforme a la norma ASTM G31-21; técnicas electroquímicas de espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) y curvas de polarización potenciodinámica (curvas de Tafel) de acuerdo con las normas ASTM G106-89 y ASTM G59-97, respectivamente, y siguiendo además las convenciones establecidas en la norma ASTM G3-14. Asimismo, se realizaron análisis morfológicos mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) y espectroscopía de rayos X por dispersión de energía (EDS), conforme a la norma ASTM E1508-12a, con el fin de evaluar la eficiencia inhibidora del extracto, su comportamiento cinético y confirmar la formación de una película protectora adsorbida sobre el acero al carbono.

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

Se utilizaron cupones de acero al carbono AISI 1010 (5 cm x 2 cm x 0.1 cm) cuya composición se muestra en la Tabla 1. La preparación de los especímenes se realizó conforme a la norma ASTM G1-03, estos fueron lijados con hoja de carburo de silicio mojada con tamaño de grano de 80, 320 y 600. El extracto inhibidor se elaboró a partir de una solución de hojas de *Lonicera subspicata* trituradas que fueron maceradas en agua destilada. Para la preparación de la solución electrolítica se diluyó el extracto con HCl 1 M hasta alcanzar las concentraciones de 500-2000 ppm. Los experimentos se realizaron en una celda electroquímica de tres electrodos (acero al carbono, platino y calomelano saturado como electrodos de trabajo, contraelectrodo y referencia respectivamente), equipada con un potenciostato modelo CHI660C (CH Instruments, EE. UU.).

Tabla 1: Composición del acero al carbono.

Material	Fe	Mn	Al	V	Mo	Cu
AISI 1010	99.4	0.41	0.06	0.04	0.03	0.02

2.2. Metodología

2.2.1. Preparación de los materiales

Los cupones de acero al carbono fueron suavizados con papel de carburo de silicio mojado de manera progresiva con tamaño de grano de 80-600, se enjuagaron con agua destilada, se desengrasaron con etanol respectivamente y enseguida fueron guardados en un desecador hasta su uso experimental. Para la obtención del extracto de *Lonicera subspicata* se utilizaron solamente las hojas de la planta, estas fueron lavadas con agua corriente y desinfectadas con una solución de hipoclorito de sodio para posteriormente dejarlas secar. Se pesaron 10 g de las hojas secas, se trituraron y se maceraron con 100 mL de agua destilada por un periodo de 24 h. Al finalizar este proceso, la solución fue filtrada con filtro Whatman N°1 y el líquido extraído se concentró mediante evaporación rotatoria a 55 °C por 135 minutos a 120 rpm. Para la preparación del medio ácido se diluyó el extracto obtenido con cantidad necesaria de HCl 1 M hasta lograr las concentraciones de 500, 1000, 1500 y 2000 ppm.

2.2.2. Ensayo gravimétrico por pérdida de peso

Los especímenes de acero al carbono se pesaron en una balanza analítica con precisión de ± 0.0001 g, se capturaron los datos y posteriormente fueron inmersos en medio ácido HCl 1 M con las concentraciones de 500, 1000, 1500 y 2000 ppm de extracto inhibidor de *Lonicera subspicata* aparte de un blanco por un tiempo de 48 horas. Al finalizar el periodo de inmersión, las muestras se limpiaron con agua destilada y etanol respectivamente seguido de un secado con aire caliente evitar oxidación adicional. Una vez concluida la experimentación, las muestras fueron pesadas nuevamente y se calculó la tasa de corrosión (CR) con la siguiente ecuación (10):

$$CR = (k \cdot m_{loss}) / (A \cdot t \cdot \rho) \quad (1)$$

Donde k es una constante de 8.76×10^4 , la cual permite expresar la tasa de corrosión (CR) en milímetros por año (mm/año). m_{loss} representa la masa de metal perdida (g), la cual es la diferencia entre la masa inicial (m_0) y la final (m_f) tras un tiempo de exposición t (horas). A es la superficie expuesta del material (cm^2), y ρ indica la densidad del metal (g/cm^3).

Finalmente, para calcular la eficiencia de inhibición (IE (%)) se utilizó la siguiente ecuación (11):

$$IE (\%) = ((CR_0 - CR_{inh}) / CR_0) \cdot 100 \quad (2)$$

Donde CR_0 y CR_{inh} son las tasas de corrosión sin y con inhibidor respectivamente.

2.1.3. Ensayos electroquímicos

Las mediciones se realizaron con una estación de trabajo electroquímica modelo CHI660C en una celda convencional de tres electrodos, empleando el acero al carbono como electrodo de trabajo con un área expuesta de 1.13 cm^2 , platino como electrodo auxiliar y calomelano saturado (SCE) como electrodo de referencia bajo condiciones estáticas a temperatura ambiente (25°C). Previo a las mediciones, el potencial de circuito abierto (OCP) se registró durante 30 minutos para garantizar la estabilización del sistema. La espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) se llevó a cabo en el potencial de circuito abierto, aplicando una señal perturbadora de 10 mV en un rango de frecuencias de 100 kHz a 0.01 Hz, con un tiempo de estabilización de 2 s y una amplitud de perturbación de 0.01 V. Las curvas de polarización potenciodinámica (Tafel) se obtuvieron de -0.8 a -0.2 V partiendo del potencial de circuito abierto con un límite máximo de ± 250 mV, realizando el barrido en dirección catódica y anódica.

Para obtener la eficiencia de inhibición (IE (%)) mediante la técnica de EIS, primero se calculó la capacitancia de la doble capa (C_{dl}) utilizando el modelo de

elemento de fase constante (CPE). Para ello, se emplearon directamente los valores obtenidos a partir del ajuste del circuito equivalente propuesto y posteriormente se determinó la IE (%) como se muestra en estas ecuaciones (12,13):

$$Z_{CPE} = 1/(Y_0(j\omega)^n) \quad (3)$$

$$C_{dl} = Y_0(\omega_{max})^{n-1} \quad (4)$$

$$\omega_{max} = 2\pi f_{max} \quad (5)$$

donde Y_0 (también representado como Q) es el parámetro obtenido del ajuste del circuito equivalente (con unidades de $\Omega^{-1}s^n\text{cm}^{-2}$), j es la unidad imaginaria, ω es la frecuencia angular (rad/s), f es la frecuencia en Hz, y n es un exponente adimensional que indica la desviación respecto al comportamiento ideal de un condensador. C_{dl} corresponde a la capacitancia de la doble capa ($\mu\text{F}/\text{cm}^2$), y ω_{max} es la frecuencia angular en la que se presenta el ángulo de fase máximo, determinada a partir de f_{max} , la frecuencia en Hz donde se observa la altura máxima del semicírculo en el diagrama de Nyquist.

Para la obtención de los parámetros de las curvas de Tafel se utilizaron los valores proporcionados por el potenciostato, los cuales son las pendientes anódica y catódica (b_a y b_c), así como la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}). El potencial de corrosión (E_{corr}) fue determinado gráficamente en Origin y la eficiencia de inhibición se calculó con base en la densidad de corriente de corrosión en lugar de la tasa de corrosión (14).

2.1.4. Caracterización morfológica

El análisis superficial de las muestras de acero al carbono se realizó después del tiempo de inmersión (48 h) en medio ácido, utilizando un microscopio electrónico de barrido (SEM) modelo jeol2010, con un detector incorporado para análisis elemental mediante dispersión de energía de rayos X (EDS).

3. Resultados y discusión

3.1. Ensayo gravimétrico

El análisis gravimétrico por pérdida de peso permitió evaluar la eficiencia del extracto inhibidor de *Lonicera subspicata* sobre acero al carbono en medio ácido (HCl 1 M). Como se observa en la Fig. 1, la eficiencia de inhibición incrementó con el aumento de concentración de inhibidor, observándose una tendencia creciente, alcanzando un valor máximo del 88.60 % a las 48 horas de inmersión. Este resultado indica que una mayor concentración favorece la adsorción progresiva del extracto sobre

la superficie metálica limitando efectivamente el proceso de corrosión siendo 2000 ppm la concentración óptima. Este comportamiento es consistente con lo reportado en estudios similares, donde la eficiencia de inhibidores verdes tiende a mejorar con tiempos de exposición prolongados debido a la consolidación de la película pasivadora sobre el metal (15,16).

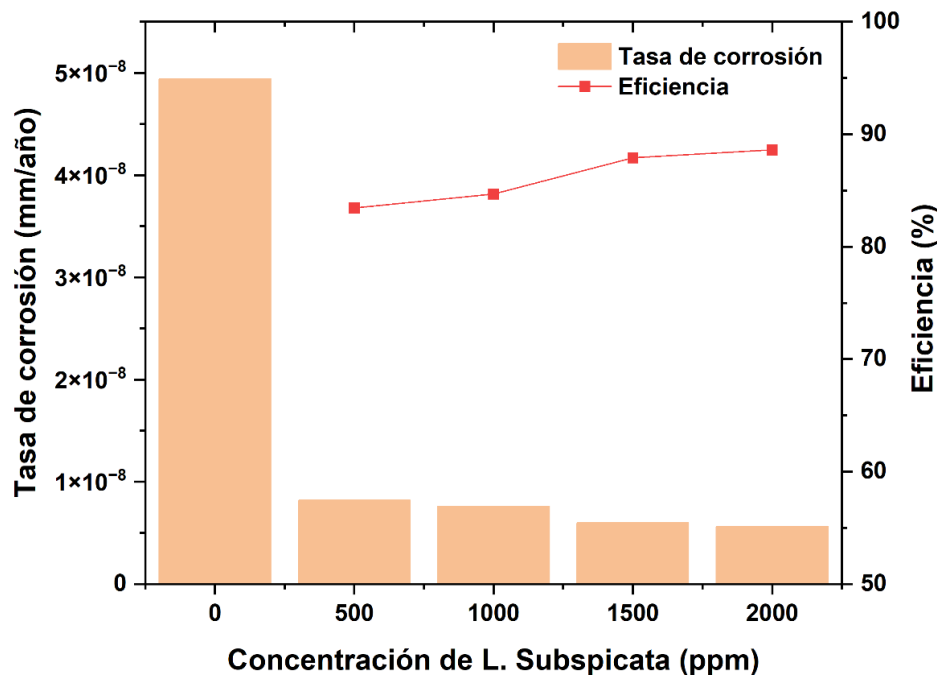


Fig. 1. Variación de la tasa de corrosión y la eficiencia del inhibidor *L. subspicata* a diferentes concentraciones sobre el acero al carbono tras 48 h de inmersión en HCl 1 M.

3.2. Mediciones electroquímicas de impedancia

Los resultados de espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) se muestran tras 0.5 horas de inmersión del acero al carbono en HCl 1 M con y sin inhibidor. En la Fig. 2a se reportan los diagramas de Nyquist en donde se observa que todas las concentraciones evidencian un comportamiento inductivo, perceptible en la inflexión del semicírculo hacia el eje negativo del diagrama en bajas frecuencias. Este fenómeno ha sido asociado en la literatura a procesos de adsorción activa del inhibidor o a mecanismos de relajación de la doble capa eléctrica (17,18).

En la Fig. 2b se presentan los diagramas de Bode en donde se observa que en la gráfica de magnitud (en decibeles) todas las concentraciones del inhibidor presentan valores más altos que el blanco en la región de baja frecuencia, lo que indica una mayor oposición al paso de corriente. Esto se interpreta como una mayor resistencia del sistema a la corrosión, ya que una impedancia más alta en esta zona refleja la presencia de una capa protectora más efectiva sobre la superficie metálica (19,20).

Respecto a la curva de fase, el blanco muestra una respuesta con un valor máximo cercano a -40° , lo que sugiere una superficie expuesta sin protección significativa. Por su parte, las muestras con inhibidor presentan una mayor desviación de fase (hasta -60°), lo que refleja una respuesta más compleja del sistema. Este tipo de comportamiento ha sido asociado con la formación de películas inhibidoras que se adhieren fuertemente al metal, lo cual modifica la forma en que el sistema responde a las señales eléctricas. Dichas respuestas son típicas de inhibidores que actúan mediante quimisorción, es decir, cuando el inhibidor se une químicamente a la superficie metálica, formando una barrera estable que reduce el ataque corrosivo (17,21).

En la fig. 2c se puede observar el circuito equivalente propuesto que representa un comportamiento capacitivo simple que modela perfectamente la respuesta de interacción del blanco (HCl 1 M) sobre la superficie metálica, sin embargo, se propuso un segundo circuito correspondiente a las soluciones con inhibidor que describe su comportamiento inductivo como se muestra en la fig. 2d. Este efecto ha sido reportado en la literatura como indicativo de procesos de adsorción activa o reorganización dinámica en la interfaz metal-inhibidor, particularmente en sistemas donde se forman capas compactas con fuerte interacción química (17,21). La presencia de elementos inductivos en el circuito equivalente indica que el extracto de *L. subspicata* induce cambios en el mecanismo de protección, siendo la concentración más eficiente la de 2000 ppm con un comportamiento inductivo asociado a la adsorción del inhibidor sobre la superficie metálica.

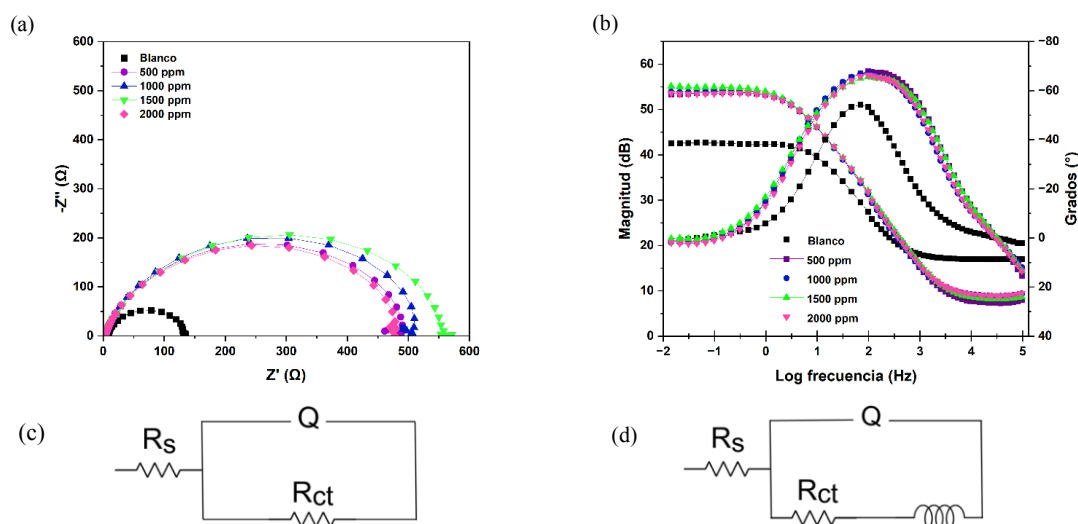


Fig. 2. Diagramas de Nyquist (a) y Bode (b) obtenidas para acero al carbono en solución de HCl 1 M tras 0.5 h de inmersión, en ausencia (blanco) y presencia de 500, 1000, 1500 y 2000 ppm del extracto inhibidor de *L. subspicata*. Se incluyen los circuitos equivalentes propuestos para modelar el comportamiento electroquímico observado: modelo básico de adsorción para el blanco (c) y

comportamiento inductivo para el inhibidor (d).

Continuando con los parámetros ajustados a partir del circuito equivalente, se calculó la eficiencia de inhibición utilizando los valores de resistencia a la transferencia de carga (R_{ct}) como se muestra en la Tabla 2. A las 0.5 h de exposición en medio de HCl 1 M, la mayor eficiencia se obtuvo a 2000 ppm, con un valor de 87.02%. También el sistema a 2000 ppm se destaca por su curvatura inductiva más pronunciada, lo cual sugiere una película inhibidora más estable. Esta respuesta está alineada con la propuesta de que un comportamiento inductivo bien definido puede ser indicativo de procesos de adsorción controlados cinéticamente y de una mayor cobertura superficial efectiva del inhibidor (22). En conjunto, el aumento de R_{ct} y la reducción de C_{dl} observados confirman la formación de una película protectora, la cual actúa como barrera efectiva frente al ataque corrosivo, en coherencia con la elevada eficiencia de inhibición obtenida.

Tabla 2: Parámetros obtenidos a partir de los diagramas de Nyquist a diferentes concentraciones de inhibidor *L. subspicata* para acero al carbono después de 0.5 h de inmersión en HCl 1 M.

Extracto inhibidor	C_{inh} (ppm)	N	Q ($\Omega-s^n cm^{-2}$)	R_s ($\Omega \cdot cm^2$)	R_{ct} ($\Omega \cdot cm^2$)	C_{dl} ($\mu F cm^{-2}$)	Eficiencia (%)
<i>L. subspicata</i>	Blanco	0.8757	1.81E-04	7.024	127.8	1.748626014	-
	500	0.8644	1.10E-04	2.262	480.5	2.183823287	73.40
	1000	0.8612	1.16E-04	2.732	503.5	2.328334272	74.61
	1500	0.8576	1.31E-04	2.895	533.5	2.342132474	76.04
	2000	0.8897	1.50E-04	2.455	985.1	1.897944998	87.02

C_{inh} representa la concentración del inhibidor.

N representa el exponente de dispersión del elemento de constante de fase (CPE).

Q representa la magnitud del elemento de constante de fase (CPE).

R_s representa la resistencia a la solución.

R_{ct} representa la resistencia a la transferencia de carga.

C_{dl} representa la capacitancia de la doble capa.

3.3. Curvas de polarización potenciodinámica

De igual manera que en las mediciones por EIS, se tomaron en cuenta las curvas de Tafel tras 0.5 horas de inmersión del acero al carbono en solución de HCl 1 M con distintas concentraciones del extracto inhibidor de *L. subspicata*, como se muestra en la Figura 3. En dichas curvas se observa una clara disminución en la densidad de corriente conforme aumenta la concentración del inhibidor, lo que indica una mayor

resistencia a la corrosión. Asimismo, se presenta un desplazamiento del potencial de corrosión hacia valores más positivos, lo que sugiere un mecanismo de inhibición de tipo mixto. Este comportamiento es característico de sistemas en los que el inhibidor actúa tanto sobre las reacciones catódicas como anódicas, formando una barrera que limita la disolución del metal (23–25). La estabilidad de las curvas a este tiempo de exposición indica que las condiciones alcanzadas son representativas del efecto protector del inhibidor, justificando la elección de las 0.5 horas como un tiempo adecuado para la evaluación por polarización.

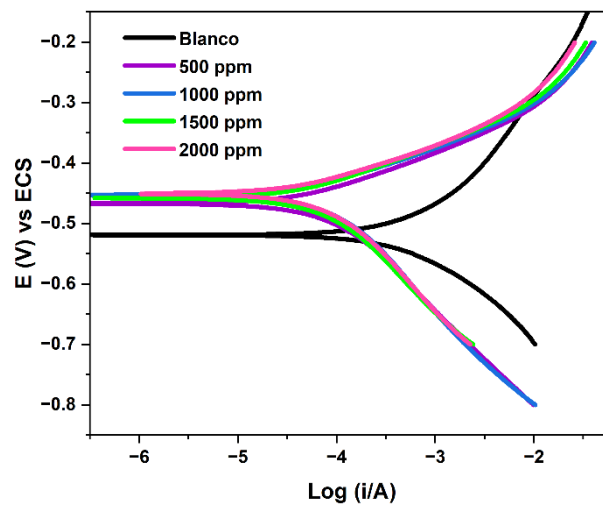


Fig. 3. Curvas de Tafel para acero al carbono tras 0.5 h de inmersión en HCl 1 M con y sin inhibidor *L. subspicata*.

Para los parámetros electroquímicos de las curvas de Tafel se utilizaron los proporcionados por el potenciostato como se muestra en la Tabla 3. Las eficiencias máximas calculadas por este método fueron del 88.67% y 88.00% a las concentraciones de 1500 y 2000 ppm debido a la formación de una película adsorbida que reduce los procesos anódicos y catódicos. Además, se puede observar la disminución progresiva de la densidad de corriente de corrosión con el incremento en la concentración del inhibidor asociado a una cobertura de la superficie metálica y a la limitando los sitios activos, confirmandose por el desplazamiento del potencial de corrosión hacia valores más positivos.

Tabla 3: Parámetros de polarización de Tafel obtenidos a 0.5 h de inmersión del acero al carbono en HCl 1 M con y sin inhibidor *L. subspicata*.

Extracto inhibidor	C_{inh} (ppm)	$-E_{corr}$ (V vs ECS)	$-I_{corr}$ (μA)	b_a (mV/dec)	b_c (mV/dec)	Eficiencia (%)
-----------------------	--------------------	------------------------------	----------------------------	-------------------	-------------------	-------------------

	Blanco	0.515	480.00	19.340	95.455	-
	500	0.467	57.71	15.316	6.828	87.97
<i>L. subspicata</i>	1000	0.453	61.71	15.655	6.213	87.14
	1500	0.458	54.38	15.816	6.433	88.67
	2000	0.451	57.62	14.975	6.356	88.00

C_{inh} representa la concentración del inhibidor.

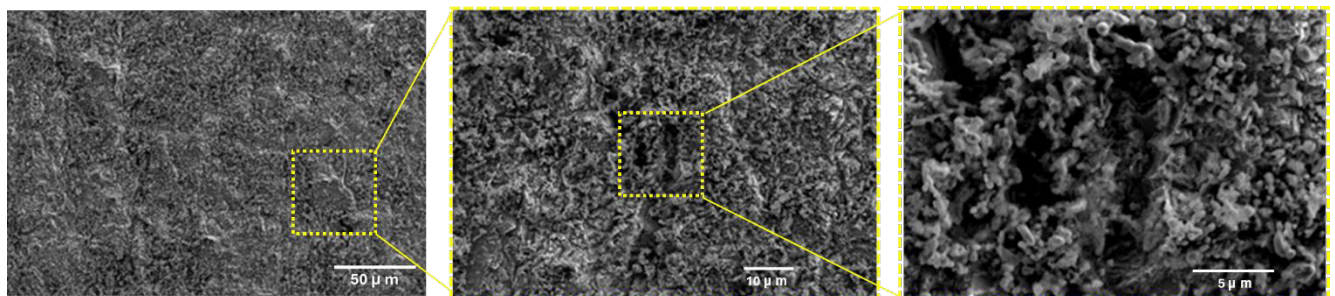
E_{corr} representa el potencial de corrosión.

I_{corr} representa la corriente de corrosión.

b_a y b_c representan las pendientes anódica y catódica respectivamente.

3.4. Análisis SEM y EDS

Las micrografías SEM para acero al carbono tras 48 horas de inmersión en HCl 1 M se muestran en la Fig. 4. En las muestras sin inhibidor, se identificaron picaduras profundas, grietas y una notable pérdida de material, características de un proceso de corrosión severo, como se ha reportado en estudios previos sobre acero en medios ácidos (26). Estos daños son claramente visibles en todas las magnificaciones analizadas (500×, 1500× y 5000×). En cambio, los especímenes tratados con extracto inhibidor de *L. subspicata* mostraron superficies más uniformes, con una ausencia casi total de picaduras y defectos, así como la presencia de una capa protectora homogénea sobre la superficie metálica. Esta película se interpreta como resultado de la adsorción de los compuestos activos del extracto, que bloquean los sitios activos del metal y limitan tanto las reacciones anódicas como catódicas, reduciendo de manera significativa la tasa de corrosión (18,27). Este mecanismo coincide con lo descrito en la literatura donde se destaca que los inhibidores orgánicos de origen vegetal forman barreras físicas y químicas estables, interrumpiendo el acceso de iones agresivos como H^+ y Cl^- (28).



(a)

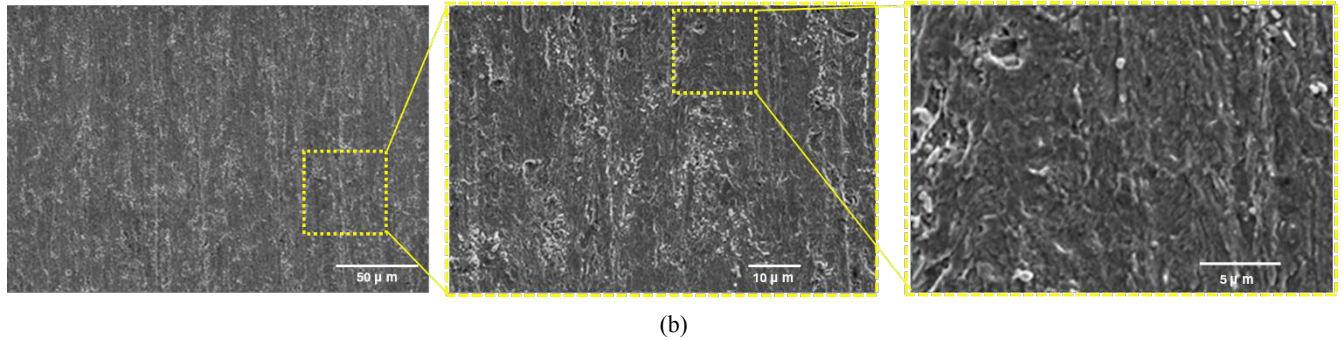


Fig. 4. Micrografías SEM correspondientes a la superficie de acero al carbono tras 48 h de inmersión en HCl 1 M, para la muestra blanco (a) y con 2000 ppm de inhibidor *L. subspicata* (b). En ambos casos se muestran tres imágenes de una misma zona con magnificaciones de 500×, 1500× y 5000×, respectivamente.

Los resultados por EDS mostrados en la Fig. 5 indican que en los especímenes sin inhibidor (blancos), se detecta una cantidad considerable de oxígeno, atribuida a la formación de óxidos de hierro como productos de corrosión (14,29). Por otro lado, las muestras con 2000 ppm de *L. subspicata*, el EDS se observa predominantemente la señal de hierro (Fe), sin presencia significativa de oxígeno indicando la ausencia de óxidos en la superficie, evidenciando la capacidad del inhibidor para evitar la formación de productos de corrosión. Es importante señalar que la ausencia de otros elementos no implica que no se haya formado una capa protectora, sino que esta película adsorbida es tan delgada que, bajo las condiciones del análisis, los electrones acelerados del haz penetran más allá de la capa superficial y captan principalmente la señal del Fe subyacente (14,29). Este fenómeno es compatible con lo descrito en estudios previos, donde se menciona que las películas de inhibidores orgánicos tienen un espesor nanométrico que puede quedar fuera del límite de detección superficial del EDS (14,30).

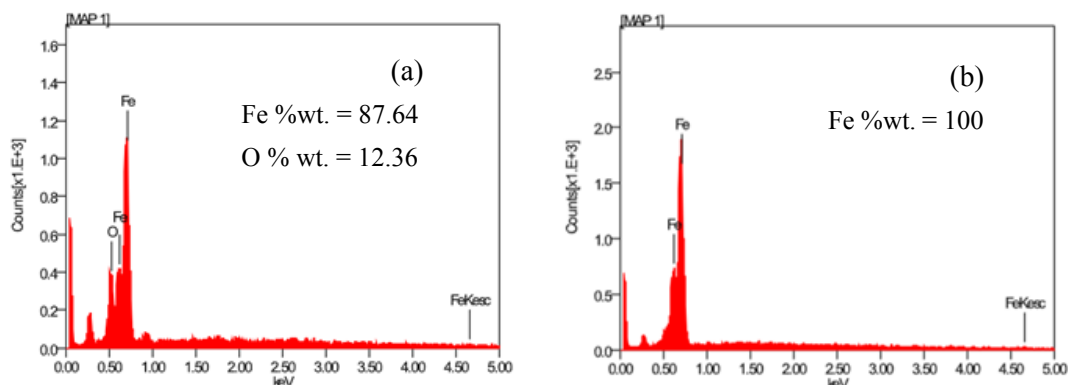


Fig. 5. Resultados EDS sin inhibidor (a) y con 2000 ppm de inhibidor (b) del acero al carbono tras 48 h de inmersión en HCl 1 M.

4. Conclusiones

El extracto inhibidor de *Lonicera subspicata* alcanzó eficiencias inhibidoras de 88.60 % (ensayo gravimétrico), 87.02 % (EIS) y 88.00 % (Tafel) para la concentración de 2000 ppm, siendo esta la concentración óptima debido a que presentó un desempeño más consistente a lo largo de la investigación.

El análisis morfológico mediante SEM/EDS confirmó la formación de una capa protectora homogénea, evidenciada por la ausencia casi total de picaduras y productos de corrosión en la superficie metálica.

En conjunto, todos los análisis respaldaron de manera integral la alta eficiencia del extracto de *Lonicera subspicata* como inhibidor de corrosión verde para acero al carbono en medio ácido, exponiendo una alternativa prometedora y sostenible.

Agradecimientos

Los autores agradecen al Instituto de Ingeniería de la Universidad Autónoma de Baja California (UABC) por el apoyo técnico y las facilidades brindadas para el desarrollo experimental y la caracterización de materiales durante este trabajo.

Referencias

- [1] Bender R, Féron D, Mills D, Ritter S, Bäbller R, Bettge D, et al. Corrosion challenges towards a sustainable society. Mater Corros. 2022;73(11):1730-51.
- [2] Groysman A, Brodsky N. Corrosion and Quality. Accreditation Qual Assur. 1 de febrero de 2006;10(10):537-42.
- [3] Valdez-Salas B, Salvador-Carlos J, Beltrán-Partida E, Curiel-Álvarez MA, Valdez-Salas E, Cheng N. Pitting Corrosion of Austenitic Stainless Steels in Electroactivated Water. Int J Corros. 2024;2024(1):5591969.
- [4] Cheng N, Valdez-Salas B, Salvador-Carlos J, Moe P. Optimization and characterisation of commercial water-based volatile corrosion inhibitor. Int J Corros Scale Inhib [Internet]. 16 de mayo de 2019 [citado 15 de julio de 2025];8(2). Disponible en: <http://ijcsi.pro/wp-content/uploads/2019/04/ijcsi-2019-v8-n2-p16-pp366-386.pdf>
- [5] Al-Amiery AA, Kadhum AAH, Alobaidy AHM, Mohamad AB, Hoon PS. Novel Corrosion Inhibitor for Mild Steel in HCl. Materials. febrero de 2014;7(2):662-72.
- [6] Emmanuel JK. Corrosion protection of mild steel in corrosive media, a shift from synthetic to natural corrosion inhibitors: a review. Bull Natl Res Cent. 1 de marzo de

2024;48(1):26.

- [7] Verma C, Ebenso EE, Bahadur I, Quraishi MA. An overview on plant extracts as environmental sustainable and green corrosion inhibitors for metals and alloys in aggressive corrosive media. *J Mol Liq.* 15 de septiembre de 2018;266:577-90.
- [8] Valdez-Salas B, Vazquez-Delgado R, Salvador-Carlos J, Beltran-Partida E, Salinas-Martinez R, Cheng N, et al. Azadirachta indica Leaf Extract as Green Corrosion Inhibitor for Reinforced Concrete Structures: Corrosion Effectiveness against Commercial Corrosion Inhibitors and Concrete Integrity. *Materials.* enero de 2021;14(12):3326.
- [9] Sun Y, Zhang Y, Xu C, Tan B, Li W, Zheng X, et al. Honeysuckle extract as an environment-friendly corrosion inhibitor for copper in sulfuric acid medium. *Ind Crops Prod.* 1 de julio de 2023;197:116551.
- [10] Malaret F, Yang XS. Exact calculation of corrosion rates by the weight-loss method. *Exp Results.* enero de 2022;3:e13.
- [11] Obot IB, Obi-Egbedi NO, Umoren SA, Ebenso EE. Synergistic and Antagonistic Effects of Anions and *Ipomoea invulcrata* as Green Corrosion Inhibitor for Aluminium Dissolution in Acidic Medium. *Int J Electrochem Sci.* 1 de julio de 2010;5(7):994-1007.
- [12] Brug GJ, van den Eeden ALG, Sluyters-Rehbach M, Sluyters JH. The analysis of electrode impedances complicated by the presence of a constant phase element. *J Electroanal Chem Interfacial Electrochem.* 25 de septiembre de 1984;176(1):275-95.
- [13] Zheludkevich ML, Yasakau KA, Poznyak SK, Ferreira MGS. Triazole and thiazole derivatives as corrosion inhibitors for AA2024 aluminium alloy. *Corros Sci.* 1 de diciembre de 2005;47(12):3368-83.
- [14] Zhao P, Liang Q, Li Y. Electrochemical, SEM/EDS and quantum chemical study of phthalocyanines as corrosion inhibitors for mild steel in 1 mol/l HCl. *Appl Surf Sci.* 15 de diciembre de 2005;252(5):1596-607.
- [15] Salleh SZ, Yusoff AH, Zakaria SK, Taib MAA, Abu Seman A, Masri MN, et al. Plant extracts as green corrosion inhibitor for ferrous metal alloys: A review. *J Clean Prod.* 1 de julio de 2021;304:127030.
- [16] Zarrok H, Zarrouk A, Hammouti B, Salghi R, Jama C, Bentiss F. Corrosion control of carbon steel in phosphoric acid by purpald – Weight loss, electrochemical and XPS studies. *Corros Sci.* noviembre de 2012;64:243-52.

- [17]Bastos AC, Ferreira MG, Simões AM. Corrosion inhibition by chromate and phosphate extracts for iron substrates studied by EIS and SVET. *Corros Sci.* 1 de junio de 2006;48(6):1500-12.
- [18]Singh A, Ansari KR, Chauhan DS, Quraishi MA, Lgaz H, Chung IM. Comprehensive investigation of steel corrosion inhibition at macro/micro level by ecofriendly green corrosion inhibitor in 15% HCl medium. *J Colloid Interface Sci.* 15 de febrero de 2020;560:225-36.
- [19]Bierwagen G, Tallman D, Li J, He L, Jeffcoate C. EIS studies of coated metals in accelerated exposure. *Prog Org Coat.* 1 de marzo de 2003;46(2):149-58.
- [20]Huang J, Li Z, Liaw BY, Zhang J. Graphical analysis of electrochemical impedance spectroscopy data in Bode and Nyquist representations. *J Power Sources.* 31 de marzo de 2016;309:82-98.
- [21]Tan YJ, Bailey S, Kinsella B. An investigation of the formation and destruction of corrosion inhibitor films using electrochemical impedance spectroscopy (EIS). *Corros Sci.* 1 de septiembre de 1996;38(9):1545-61.
- [22]Bommersbach P, Alemany-Dumont C, Millet JP, Normand B. Hydrodynamic effect on the behaviour of a corrosion inhibitor film: Characterization by electrochemical impedance spectroscopy. *Electrochimica Acta.* 20 de mayo de 2006;51(19):4011-8.
- [23]Forsal I, Lakhrissi ,L., Naji ,K., Abirou ,S., Touhami ,M. Ebn, Lakhrissi ,B., et al. The Efficiency of Corrosion Inhibitor as Given by Electrochemical Impedance Spectroscopy Tafel Polarization and Weight-Loss Measurements. *Spectrosc Lett.* 26 de febrero de 2010;43(2):136-43.
- [24]Iravani D, Farhadian A, Sharifi R, Berisha A, Rahimi A, Shaabani A, et al. Fabrication of novel Arabic gum-grafted-polyurethanes as eco-friendly corrosion inhibitors for carbon steel in sour environments: Surface analysis and inhibition mechanism. *Corros Sci.* 15 de abril de 2025;246:112712.
- [25]Kouhi M, Mohebbi A, Mirzaei M. Evaluation of the corrosion inhibition effect of micro/nanocapsulated polymeric coatings: a comparative study by use of EIS and Tafel experiments and the area under the Bode plot. *Res Chem Intermed.* 1 de mayo de 2013;39(5):2049-62.
- [26]Cao S, Liu D, Ding H, Wang J, Lu H, Gui J. Task-specific ionic liquids as corrosion inhibitors on carbon steel in 0.5 M HCl solution: An experimental and theoretical study. *Corros Sci.* 1 de junio de 2019;153:301-13.
- [27]Wan S, Wei H, Quan R, Luo Z, Wang H, Liao B, et al. Soybean extract firstly used

as a green corrosion inhibitor with high efficacy and yield for carbon steel in acidic medium. Ind Crops Prod. 1 de noviembre de 2022;187:115354.

[28]Du P, Xie Y, Qiang Y, Li X, Deng S. Tobacco stem extract/KI as a sustainable synergistic inhibitor for the corrosion of steel in H₂SO₄ media: Proposal and application of an advanced impedance parameter. Corros Sci. 1 de abril de 2025;245:112676.

[29]Garcia SJ, Markley TA, Mol JMC, Hughes AE. Unravelling the corrosion inhibition mechanisms of bi-functional inhibitors by EIS and SEM–EDS. Corros Sci. 1 de abril de 2013;69:346-58.

[30]Keleş H, Emir DM, Keleş M. A comparative study of the corrosion inhibition of low carbon steel in HCl solution by an imine compound and its cobalt complex. Corros Sci. 1 de diciembre de 2015;101:19-31.

Sistema electrónico para la aplicación de interferencias de corriente alterna en aceros empleados en tuberías de transporte de hidrocarburos bajo protección catódica.

Edwin Jesús Martínez Alavez^{a*}, Edgardo de Jesús Carrera Avendaño^b, Ricardo Galván

Martínez^a, Ricardo Orozco Cruz^a, Andrés Carmona Hernández^a.

^a Instituto de Ingeniería, Universidad Veracruzana, Boca del Río, Veracruz, México.

^b Centro Nacional de Investigación y Desarrollo Tecnológico, Cuernavaca, Morelos.

* Autor Correspondiente: jesusalavez@yahoo.com (Ing. Edwin Jesús Martínez Alavez).

RESUMEN

La corrosión inducida por interferencias de corriente alterna (CA) es un fenómeno de naturaleza electroquímica que ocurre como resultado del acoplamiento inductivo (Presencia de campo magnético) entre tuberías de transporte de hidrocarburos y líneas de transmisión de energía eléctrica. Generalmente la corrosión por CA no se considera un problema de magnitud considerable en tuberías protegidas catódicamente, sin embargo, existe un escaso número de estudios que analicen el efecto combinado de estas. Para abordar esta limitación, se construyó un dispositivo electrónico capaz de generar interferencias de CA, mientras proporciona protección catódica a una celda electroquímica, dando como resultado un dispositivo el cual mantiene el criterio de protección catódica en aceros de trabajo (-850 mV) y puede ser regulado para suministrar interferencias de CA variando la densidad de corriente entre 0 y 800 mA/cm².

Palabras Clave: corrosión; corriente alterna; interferencia eléctrica; acoplamiento inductivo; protección catódica.

1. Introducción

La corrosión inducida por interferencias de CA se origina debido a la cercanía de ductos de transporte de hidrocarburos (Generalmente construidas de acero al carbono, aleaciones de acero) y líneas eléctricas de alta tensión, en estas se genera un campo electromagnético, este acoplamiento puede generar el flujo de corriente alterna a través de un electrolito como el agua o el suelo, permitiendo que dicha corriente entre en contacto con una estructura metálica. Lo cual provoca una diferencia de potencial entre el metal y el electrolito, lo que induce la disolución del metal y la formación de productos de corrosión [1].

Algunos factores que tienen una fuerte influencia en la corrosión inducida por CA son: la intensidad de la corriente, la frecuencia de la corriente, la resistividad del electrolito, el tipo de metal y el estado de la superficie del metal. Este tipo de corrosión puede generar daños significativos en tuberías enterradas para el transporte de hidrocarburos, a pesar de los estudios que se han realizado en la última década con respecto a este tipo de corrosión el mecanismo sigue siendo contradictorio [2], así mismo existe un número limitado de estudios sobre el efecto de las interferencias de CA en ductos protegidos catódicamente.

Generalmente, la corrosión por CA no se considera un problema significativo en tuberías que cuentan con protección catódica y que están polarizadas a potenciales iguales o inferiores a -850 mV vs CSE [3]. Aunque la corrosión inducida por CA no suele considerarse un problema significativo en tuberías protegidas catódicamente, estudios recientes han demostrado que la presencia de interferencia por CA puede comprometer la eficacia de la protección catódica.

Debido a que el mecanismo de corrosión inducido por interferencias de CA sigue siendo contradictorio [4], se diseñó y se construyó un dispositivo electrónico el cual es capaz de aplicar simultáneamente protección catódica e interferencias de CA sobre un acero de trabajo, con el propósito de evaluar en condiciones de laboratorio, el efecto combinado de ambas señales y el comportamiento electroquímico del metal, lo cual puede permitir analizar el mecanismo de corrosión por CA.

1. Materiales y metodología experimental

1.1. Materiales

- Amplificador operacional LM675.
- Resistencias de potencia 5W (10 k Ω , 100 Ω , 10 Ω , 1 Ω).
- Fuente de voltaje simétrica.
- Fuente de voltaje corriente directa.
- Fuente de voltaje corriente alterna.
- Placa PCB.
- Protoboart.
- Tarjeta de adquisición de datos ni 6000.

1.2. Metodología

1.2.1 Propuesta del circuito eléctrico

Se propuso el uso de dos fuentes tipo Howland mejoradas como se observa en la Figural.

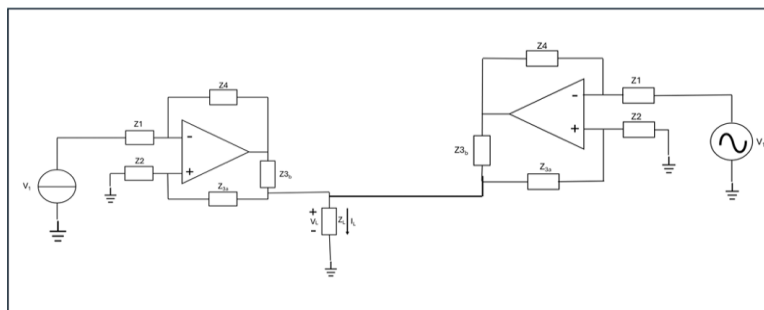


Fig. 1. Fuente de corriente Howland mejorada para sistema de protección catódica e interferencias de CA.

La fuente de corriente Howland mejorada está diseñada para ofrecer mejor estabilidad y rechazo de ruido, esto lo logra mediante la inclusión de una etapa adicional en la configuración del circuito, esta fuente incorpora un amplificador operacional además de incorporar una impedancia en la realimentación no inversora, lo que permite que la fuente suministre solo fracción de la tensión en la carga, reduciendo con eso la tensión en modo común, la corriente de salida de la fuente Howland mejorada se mantiene independiente de la impedancia de carga, lo cual es fundamental para aplicaciones donde se requiere una corriente constante [5].

1.2.2 Diseño del prototipo

Una vez formulada la propuesta, se procedió al diseño del prototipo la cual está basado en dos fuentes de corriente fuente Howland. Debido a que la fuente Howland es un convertidor de voltaje a corriente, existe una relación del voltaje de entrada respecto a la corriente producida, dada por la ecuación:

$$I_{out} = \frac{V_{in}}{Z_1} * \frac{Z_3}{Z_2 + Z_4} \quad (1)$$

Donde:

V_{in} = Tensión de entrada.

Z_1, Z_2, Z_3, Z_4 = Resistencias que configuran el circuito.

El diseño contempla una salida de corriente entre 0- 1 A, para la fuente Howland alimentada por CD, para lo cual el Amplificador Operacional (OPAM) debe de alimentarse a $\pm 10V$.

Para la fuente Howland de CA se espera una salida de 0-800mA, para lo cual el OPAM debe alimentarse a $\pm 7V$.

Se seleccionaron resistencias de potencia de 5 W con los siguientes valores: 10 k Ω , 100 Ω , 10 Ω y 1 Ω .

Se llevó a cabo la selección del amplificador operacional considerando su impacto directo en el desempeño de la fuente de corriente tipo Howland. Para garantizar la operación entre los rangos de protección catódica e interferencias de CA, se definieron los siguientes requerimientos técnicos:

Se eligió el OPAMP LM675 debido a las siguientes características:

- Corriente de hasta 3 A.
- Voltaje de entrada de 0-20 V.
- Temperaturas de operación entre 0 °C Y 60 °C.

1.2.3 Simulación del sistema propuesto

Después de seleccionar los elementos eléctricos que conforma el sistema electrónico, se procedió a simularlo en la plataforma Multisim, el cual es un simulador que pertenece a la compañía National Instruments, el cual tiene amplia aplicación industrial y de carácter ingenieril.

Una vez comprobado el correcto funcionamiento individual de ambas fuentes de corriente (Figura 2), se procedió al montaje en una placa de pruebas.

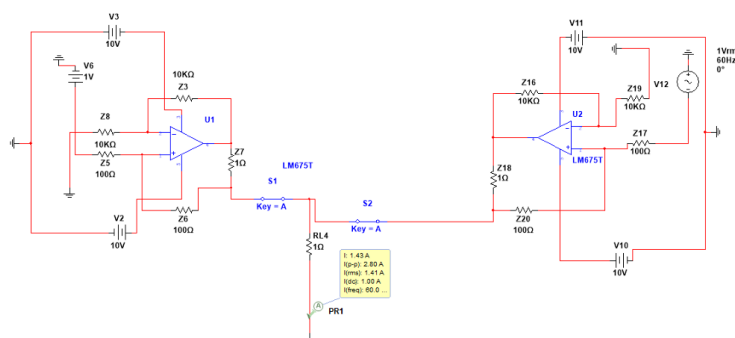


Fig. 2. Integración de fuentes Howland mejorada tanto CD Y CA.

1.2.4 Implementación en placa de pruebas.

Tras obtener resultados favorables en la simulación, se procedió al montaje del circuito en una placa de pruebas (protoboard), comenzando con la versión alimentada por corriente directa (CD) y posteriormente con la versión alimentada por corriente alterna (CA) Figura 3.

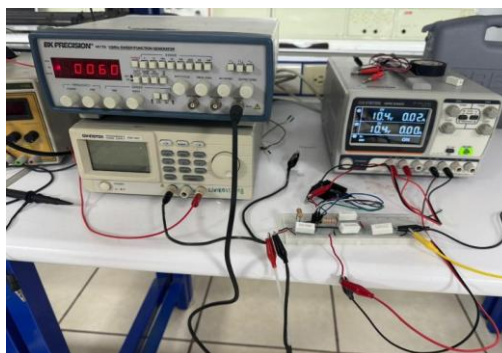


Fig. 3. Montaje del circuito en placa de pruebas.

1.2.5 Montaje final

Una vez concluidas las pruebas en la placa protoboard, se procedió al montaje de los circuitos en placas de circuito impreso (PCB), se ubicó cada componente y se soldó

cada componente en su correspondiente pista, según el diseño (Figura 4).



Fig. 4. Montaje del circuito en placa de circuito impreso

Por último, se le integro una tarjeta de adquisición de datos NI 6000 y se programó la interfaz en LabVIEW para posteriormente iniciar pruebas.



Fig. 5. Adquisición de datos

2. Resultados y discusión

El circuito electrónico de la fuente Howland mejorada alimentada por corriente directa (CD) ensamblado demostró un funcionamiento estable y sin inconvenientes operativos ni problemas de sobrecalentamiento, garantizando así una operación continua y confiable durante períodos prolongados.

El circuito electrónico de la fuente Howland mejorada alimentada por CA, ensamblado en la placa, mostró un desempeño correcto; sin embargo, se detectaron

problemas de sobrecalentamiento, los cuales serán mitigados mediante la integración de un sistema de enfriamiento por ventilación.

El sistema integrado, compuesto por la fuente Howland mejorada alimentada por CD y la fuente Howland alimentada por CA, operó correctamente una vez interconectadas ambas fuentes, confirmando la compatibilidad y sinergia entre los circuitos.

La adquisición de datos mediante la tarjeta NI 6000 y su visualización en la interfaz LabVIEW evidenció que las dos corrientes se superponen adecuadamente, lo que indica un acoplamiento efectivo y una correcta sincronización entre las fuentes.

En conjunto, los resultados obtenidos corroboran que el dispositivo desarrollado cumple con los parámetros de corriente establecidos, asegurando un funcionamiento preciso y eficiente conforme a los objetivos planteados.

Conclusiones

El dispositivo presentó un desempeño conforme a los parámetros de diseño, garantizando una generación de corriente continua estable y controlada. Su capacidad de regulación permite ajustar con precisión la densidad de corriente en un rango de 0 a 800 mA/cm², cumpliendo con los requisitos funcionales para aplicaciones de protección catódica e inducción de corriente alterna.

Agradecimientos

Expreso mi más sincero agradecimiento al Dr. Edgardo de Jesús Carrera Avendaño por su invaluable apoyo y orientación durante el desarrollo de este proyecto. Asimismo, agradezco al Dr. Andrés Carmona Hernández por su constante respaldo académico, cuya guía fue fundamental para la realización de este trabajo.

Referencias

- [1] Farahani, E. M., Su, Y., Chen, X., Wang, H., Laughorn, T. R., Onesto, F., Zhou, Q., & Huang, Q. (2023). AC corrosion of steel pipeline under cathodic protection: A state-of-the-art review. *Materials And Corrosion*, Vol. 75, pp. 290-314. <https://doi.org/10.1002/maco.202313955>
- [2] Thakur, A. K., Arya, A. K., & Sharma, P. (2020). The science of alternating current-

induced corrosion: a review of literature on pipeline corrosion induced due to high-voltage alternating current transmission pipelines. Corrosion Reviews, Vol. 38, pp.463-472. <https://doi.org/10.1515/correv 2020-0044>

[3] Yunovich, M., & Thompson, N. (2004). AC corrosion: mechanism and proposed model, Vol. 23, pp. 320-342. <https://doi.org/10.1115/IPC2004-0574>

[4] Thakur, A. K., Arya, A. K., & Sharma, P. (2020). The science of alternating current-induced corrosion: a review of literature on pipeline corrosion induced due to high-voltage alternating current transmission pipelines. Corrosion Reviews, Vol. 38, pp.463-472. <https://doi.org/10.1515/correv 2020-0044>

[5] Ortiz, O. A. A., Vergara, O. J. B., & Mercado, D. A. M. (2007). Criterios de diseño de la fuente de corriente howland. DOAJ, Vol. 2, pp.320-324. <https://doaj.org/article/f0883cd5cd8a4df6869ed83e5318f1ac>

“Síntesis y evaluación del efecto anticorrosivo de recubrimientos epóxicos con nanopartículas de MXene en acero 304”

M. Paola Morales de la Cruz^a, Christian I. Enríquez Flores^b, Moisés Moheno Barrueta^a, Lizeth Rojas Blanco^a

^a Universidad Juárez Autónoma de Tabasco, Carretera Cunduacán-Jalpa de Méndez Kilómetro 1, La Esmeralda, 86690 Cunduacán, Tab. México.

^b Cinvestav Unidad Querétaro Libramiento, Norponiente No. 2000. Fracc. Real de Juriquilla. CP 76230. Santiago de Querétaro, Qro. México.

* Autor Correspondiente: mpaolamoralesc@gmail.com (Martha Paola Morales de la Cruz).

RESUMEN

Este estudio evalúa el efecto de la incorporación de nanopartículas de MXene en recubrimientos epoxi aplicados sobre acero inoxidable 304, con el objetivo de mejorar su desempeño anticorrosivo. Se prepararon formulaciones con distintas concentraciones de MXene (0.25%, 0.5%, 1.5% y 2%) y se caracterizaron mediante perfilometría, microscopía óptica y análisis metalográfico.

Los resultados de perfilometría indicaron espesores promedio constantes (~67 μm) y una mejora en la uniformidad superficial conforme aumentó el contenido de MXene, observándose una reducción en defectos como protuberancias. La microscopía óptica permitió analizar la morfología superficial de las películas, mientras que el análisis metalográfico evidenció una estructura austenítica homogénea en el sustrato, con grano fino y bien definido, en concordancia con la norma ASTM E112.

Los datos obtenidos sugieren que el MXene actúa como refuerzo efectivo, contribuyendo a una mayor homogeneidad del recubrimiento, lo cual puede mejorar su comportamiento barrera frente a agentes corrosivos. Se prevé complementar esta investigación mediante técnicas avanzadas de caracterización estructural y electroquímica, como DRX, SEM, AFM, espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) y ensayos de niebla salina, para evaluar de forma integral el desempeño de los recubrimientos en ambientes agresivos.

Palabras Clave: MXene; recubrimientos epoxi; acero inoxidable 304; protección contra la corrosión; perfilometría; metalografía.

1. Introducción

La corrosión de los metales representa un fenómeno electroquímico de deterioro que impacta negativamente la vida útil y el desempeño de componentes metálicos empleados en sectores estratégicos como el naval, petrolero, químico, entre otros. Este proceso no solo compromete la integridad estructural de los materiales, sino que también ocasiona pérdidas económicas significativas, genera interrupciones operativas, plantea riesgos ambientales y pone en peligro la seguridad del personal, pudiendo incluso derivar en accidentes de gran magnitud [1]

Entre las estrategias más eficaces para mitigar la corrosión se encuentran los recubrimientos protectores, los cuales actúan como barreras físicas entre el sustrato metálico y el medio ambiente agresivo. Dentro de estos, los recubrimientos poliméricos, en particular aquellos basados en resinas epoxi, destacan por su excelente adherencia, resistencia química y propiedades mecánicas. No obstante, estas matrices poliméricas presentan limitaciones inherentes, como la presencia de microfisuras, porosidades y baja resistencia a la permeación de agentes corrosivos, lo que puede comprometer su eficacia a largo plazo [2]

Ante este desafío, la incorporación de nanomateriales bidimensionales en matrices poliméricas se ha consolidado como una estrategia prometedora para potenciar sus propiedades barrera. Entre dichos nanomateriales, los MXenes —una familia de carburos y nitruros de metales de transición— han ganado creciente atención desde su descubrimiento en 2011 por el grupo de Yury Gogotsi. Estos materiales se obtienen mediante el grabado selectivo de capas A de fases MAX, conformadas por metales de transición (M), elementos del grupo IIIA o IVA (A) y carbono o nitrógeno (X). La estructura resultante exhibe una alta relación superficie-volumen, elevada conductividad eléctrica, marcada hidrofiliidad y abundantes grupos funcionales superficiales (T_x : $-OH$, $-O$, $-F$), los cuales pueden interactuar favorablemente con la matriz epoxi y mejorar la dispersión del nanomaterial. Estas propiedades hacen del MXene un excelente candidato para mejorar la eficacia de los recubrimientos anticorrosivos, al incrementar la tortuosidad de las rutas de difusión de agentes corrosivos, reducir la permeabilidad al oxígeno y al agua, y reforzar la integridad estructural del recubrimiento. En consecuencia, su incorporación en matrices epoxi no solo prolonga la vida útil del recubrimiento, sino que también amplía su aplicabilidad en ambientes altamente agresivos [3]

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

Polvos de Ti_3AlC_2 , Fluoruro de amonio NH_4F , Tetrametil hidróxido de amonio (TMAOH), etanol absoluto C_2H_6O . Los experimentos se realizaron con agua desionizada. La resina epoxi (E51) y el agente de curado (Poliamina).

2.2. Metodología

2.2.1. Síntesis del MXene

El MXene es un nanomaterial bidimensional que se obtiene a partir del grabado selectivo de la fase MAX, la cual actúa como precursor estructural. Esta fase está compuesta por un metal de transición (M), un elemento del grupo A (generalmente del grupo IIIA o IVA), y carbono y/o nitrógeno (X), y su estructura en capas facilita la posterior exfoliación para formar los MXenes. [4]

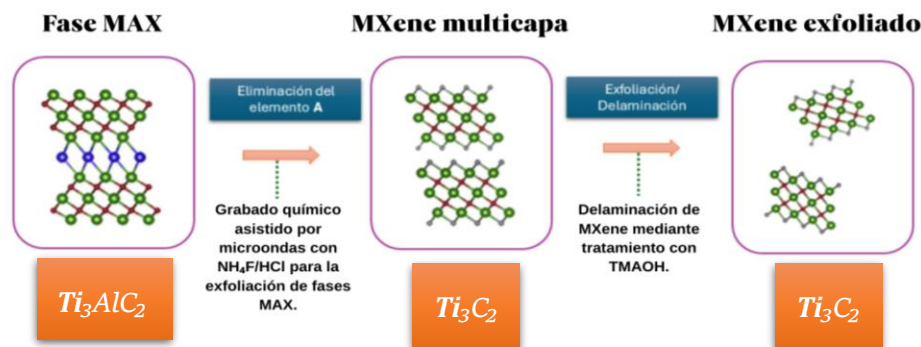


Fig 1: Esquema del grabado y delaminado del MXene.

La síntesis del MXene consiste en producir carburos, al retirar la capa de átomos de A de las fases MAX. Este proceso es fundamental para la creación de estos. El proceso de síntesis se divide en dos partes [5]:

1. Grabado químico.

- 1) Se preparo una solución de 40 ml de una mezcla de 5.9274 g de NH_4F (3.6 M) y HCl a una concentración de 3 M (10.158 ml de HCl + 29.841 ml de H_2O D.I.), para conseguir que los precursores se mezclaran adecuadamente
- 2) Posteriormente se mantuvo en agitación ultrasónica por 30 minutos.
- 3) para el grabado de las capas de Al, se agregó 0.584 g (0.075 M) de la fase MAX (Ti_3AlC_2) de forma lenta en un tiempo de 5 min
- 4) Después se mezcló el precursor con la solución de grabado, mientras se mantenía una agitación vigorosa a 700 rpm.
- 5) El calentamiento en el equipo de microondas se llevó a cabo de acuerdo con la tabla

Etapa	Temperatura	Potencia	Tiempo (min.)	Nivel de ventilación	de Agitador
Rampa de temperatura	140°C	-	15 min.	1	Bajo
Temperatura mantenida	140°C	-	10 min.	1	Bajo
Enfriamiento	55°C	-	-	3	Bajo

- 6) Se hicieron lavados con agua desionizada hasta que el pH inicial de 3 aumentó a uno de $A \geq 5$
- 7) Se realizaron 5 lavados a 2000 rpm por 10 min. Al no observarse un cambio en el pH se modificaron los ciclos a 2500 rpm por 5 min.
- 8) finalmente 3 lavados mas a 3000 rpm por 5 min, posterior a este último ciclo se observó un $\text{pH} \approx 5$.
- 9) El proceso de lavado terminó con 3 ciclos a 3000 rpm por 5 min, pero empleando etanol absoluto.
- 10) El material se secó a 100 °C por 12 horas.

La Figura 1 presenta una representación esquemática del proceso de grabado químico [5]



Fig. 2: Esquema representativo del procedimiento realizado para el grabado de la Fase MAX para obtener MXene multicapa.

1. Delaminado.

- 1) Se pesaron 100mg de Ti_3C_2
- 2) Se mezclaron en una solución 10 ml. de H_2O D.I y 0.0984 de TMAOH.
- 3) Esta mezcla se mantuvo bajo agitación a 250 rpm a temperatura ambiente por 12 horas.
- 4) Se separa el sobrenadante de los sedimentos
- 5) Se secaron en un horno a 110°C por 12 horas.
- 6) Finalmente se pulverizo el MXene en un mortero, se guardó y etiquetó.

El proceso de delaminado del MXene se describe de manera esquemática en la figura 2 [5]

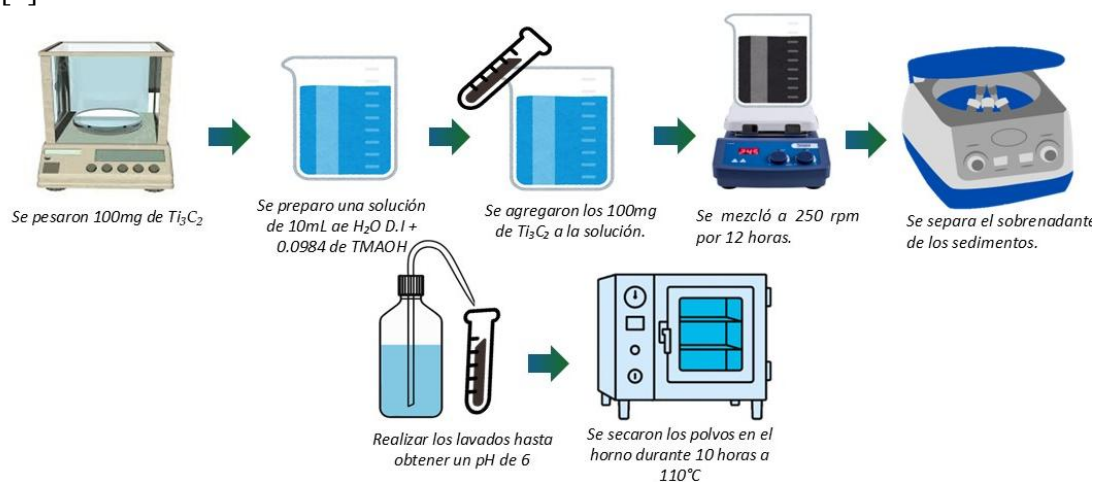


Fig. 2: Proceso para la obtención de las láminas de MXene.

2.2.2. Preparación del sustrato metálico

La preparación del sustrato de acero 304 se realizó mediante limpieza manual y mecánica conforme a la norma SSPC-SP 2. Este procedimiento consiste en la remoción de óxidos, cascarilla de laminación, pintura deteriorada y otros contaminantes sueltos utilizando herramientas manuales como cepillos de alambre, espátulas y lijas, este proceso se describe en la figura 3. El objetivo de esta etapa es lograr una superficie limpia y rugosa que favorezca la adhesión de recubrimientos o capas funcionales, a evolución de la superficie del sustrato durante la limpieza manual se muestra en las micrografías de la Figura 4.

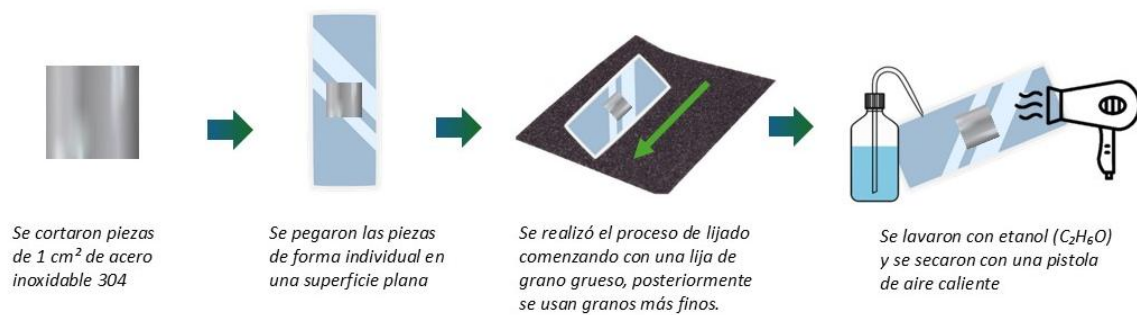


Fig. 4: Proceso de preparación del sustrato de acero.

2.2.3. Preparación del compuesto Epoxi/Ti₃C(MXene)

1. Se colocó en un vaso de precipitado 9mL de etanol absoluto
2. Se pesó el Ti₃C₂ según el porcentaje en peso deseado.
3. Se colocaron las nanoláminas en el etanol absoluto
3. Posteriormente se dispersaron de láminas de MXene mediante sonicación por 15 min.
4. Seguido a esto se agregaron 10g de resina epoxi a la solución.
5. Se mezcló y se continuó la sonicación durante 30 min.
6. Seguido a esto se incorporó la solución en un sistema de destilación a presiones reducidas (rotavapor).

7. Aunado a esto se incorporaron los 8g de agente de curado y se agitaron durante 5 minutos a 700rpm.
8. Se aplico el recubrimiento al sustrato y se realizo un curado en el horno a 120°C por 2 horas.

La metodología empleada para la elaboración del recubrimiento compuesto, el siguiente esquema representa el procedimiento realizado para la elaboración del recubrimiento, basada en la metodología descrita por Y. Zhang *et al.*, se ilustra en la Figura 5 [6].

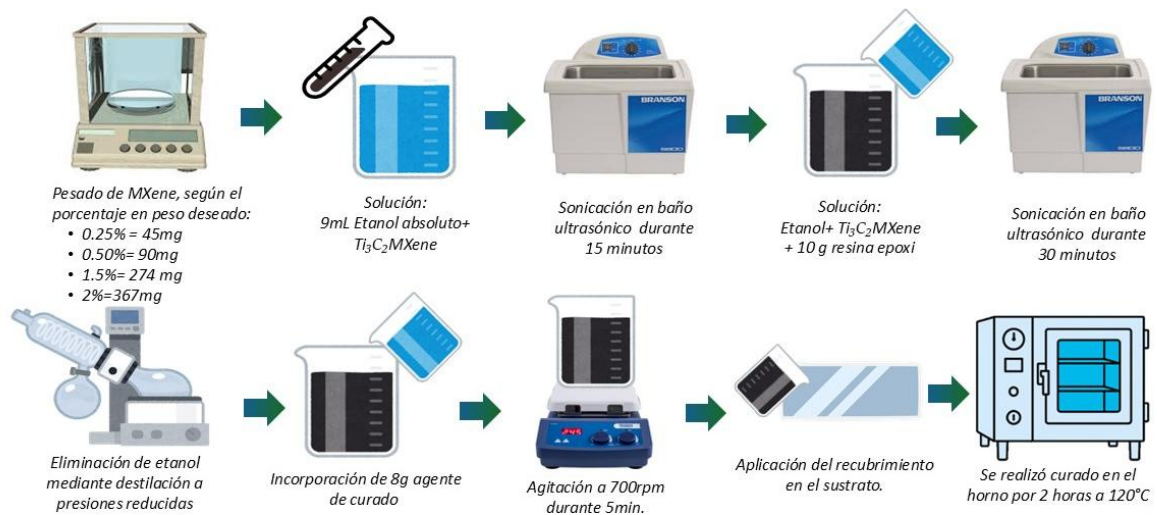


Fig. 5: Metodología del recubrimiento Epoxi/MXene

3. Resultados y discusión

3.1. Análisis metalográfico.

La micrografía óptica obtenida tras el proceso de preparación metalográfica y ataque químico revela una estructura austenítica característica del acero inoxidable 304. Se observa una distribución homogénea de granos de forma predominantemente equiaxial, lo cual es indicativo de una microestructura recrystalizada, típica de aceros austeníticos trabajados en frío y posteriormente recocidos.

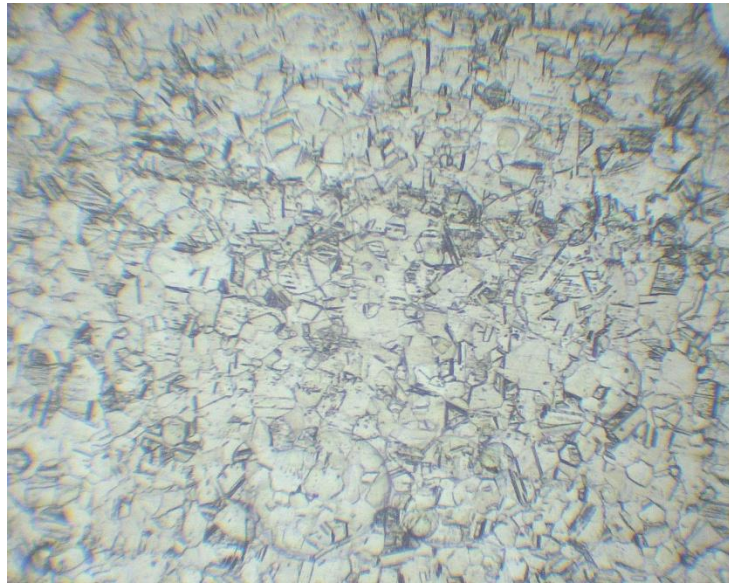


Fig. 6: Micrografía tras proceso de ataque químico en acero 304 de acuerdo con la ASTM E407

El ataque químico empleado, conforme a lo establecido en la norma ASTM E407, permitió resaltar los límites de grano de la fase austenítica sin evidencia de fases secundarias ni precipitados en los contornos, lo cual sugiere una buena estabilidad térmica del material y ausencia de sensibilización bajo las condiciones evaluadas.

El tamaño de grano aparente puede clasificarse visualmente en un rango ASTM de aproximadamente 6 a 8, de acuerdo con la norma ASTM E112, lo cual corresponde a un grano fino. Este tamaño de grano favorece la resistencia mecánica y la ductilidad del material, así como una mayor resistencia a la corrosión intergranular, factores cruciales en aplicaciones industriales expuestas a ambientes agresivos.

3.2. Perfilometría

El análisis de perfilometría revela que, si bien los espesores promedio de los recubrimientos epoxi/MXene se mantienen en un rango estrecho (66.86–67.88 μm), se observa una clara mejora en la uniformidad superficial a medida que aumenta la concentración de MXene. En particular, las muestras con 0.25% y 0.5% presentan irregularidades evidentes en el perfil (figuras a y b), tales como protuberancias localizadas, indicativas de una distribución no homogénea o la presencia de defectos superficiales como poros o aglomerados.

En contraste, los recubrimientos formulados con 1.5% y 2% de MXene (figuras c y d) exhiben un perfil mucho más estable y continuo, lo que sugiere una mayor homogeneidad en la deposición del recubrimiento. Esta mejora puede atribuirse a la

capacidad del MXene para reforzar la matriz epoxi, favoreciendo una mejor dispersión del material y reduciendo la formación de vacíos o discontinuidades.

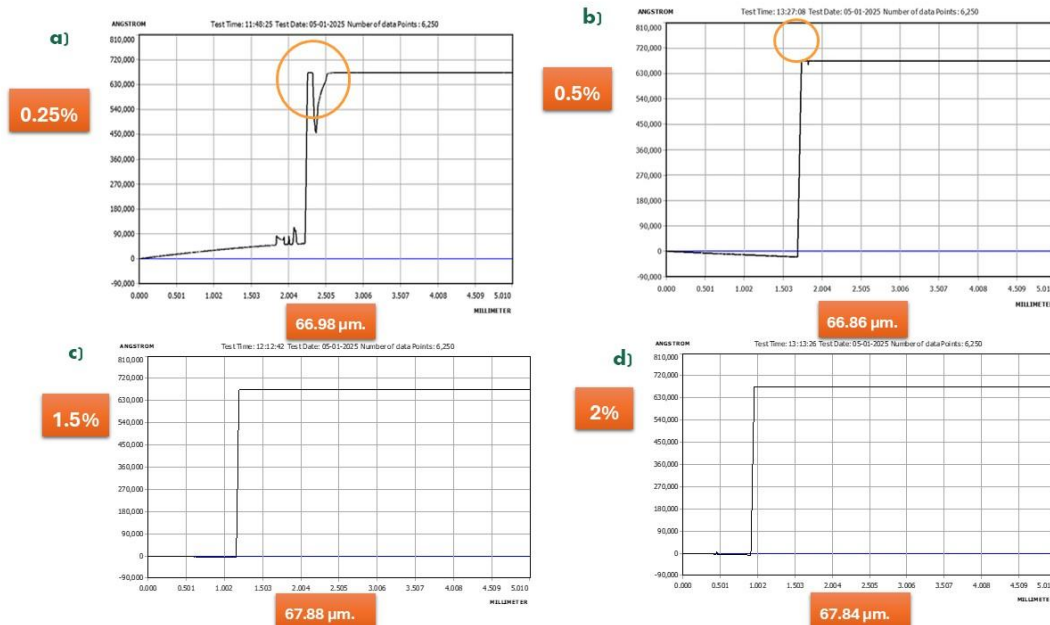


Fig. 7: Perfilometría de los recubrimientos epoxi/ MXene

Aunque estas técnicas ofrecen una caracterización inicial del sistema, se considera necesario complementar el análisis con métodos adicionales que permitan una comprensión más profunda de las propiedades estructurales, topográficas y electroquímicas de los recubrimientos. En este sentido, se tiene previsto llevar a cabo difracción de rayos X (DRX) para analizar la composición cristalina; microscopía electrónica de barrido (SEM) y microscopía de fuerza atómica (AFM) para evaluar la morfología y la topografía a nivel micro y nanométrico, así como ensayos acelerados en cámara de niebla salina y espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) para cuantificar el desempeño anticorrosivo de las formulaciones bajo condiciones controladas. Estos análisis complementarios permitirán establecer una correlación más robusta entre la estructura del recubrimiento, su morfología y su comportamiento frente a la corrosión, con el fin de optimizar su desempeño en ambientes agresivos.

4. Conclusiones

- La incorporación de MXene en la matriz epoxi favoreció una mayor homogeneidad en la superficie del recubrimiento, especialmente a concentraciones de 1.5% y 2%, lo cual sugiere un mejor comportamiento barrera frente a agentes corrosivos.

- Las técnicas de perfilometría demostró ser útiles para detectar defectos superficiales e identificar la influencia del contenido de MXene sobre la calidad del recubrimiento.
- La estructura metalográfica del sustrato de acero inoxidable 304 presentó una microestructura austenítica con grano fino y distribución uniforme, sin evidencias de sensibilización o defectos, lo cual lo hace adecuado para aplicaciones con requerimientos anticorrosivos.
- Los resultados preliminares indican que los MXenes son una alternativa prometedora como refuerzo funcional en recubrimientos epóxicos, debido a su capacidad para mejorar la integridad superficial del recubrimiento.
- Se requieren estudios complementarios mediante técnicas estructurales y electroquímicas para validar el efecto del MXene sobre la resistencia a la corrosión a nivel funcional y su aplicabilidad en ambientes agresivos.

Agradecimientos

Se agradece al Instituto Mexicano de Corrosión (IMCORRS) y a la Asociación para la Protección contra la Corrosión y Materiales (AMPP) por haber brindado la oportunidad de participar en la Expo Estudiantes del evento IMCORRS 2025, espacio clave para la presentación y discusión de los resultados obtenidos.

Asimismo, se reconoce el apoyo financiero de la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI), cuyo respaldo fue fundamental para la ejecución del presente proyecto.

Se extiende también un agradecimiento a la Universidad Juárez Autónoma de Tabasco (UJAT) por las facilidades otorgadas para el uso de laboratorios, infraestructura y recursos técnicos.

Finalmente, se valora la colaboración del personal técnico y académico involucrado en las actividades experimentales y de caracterización, así como la orientación de la Dra. Lizeth Rojas Blanco, cuya guía resultó esencial en el desarrollo de esta investigación.

Referencias

- [1] M. Yazdi, F. Khan, R. Abbassi, N. Quddus, and H. Castaneda-Lopez, “A review of risk-based decision-making models for microbiologically influenced corrosion (MIC) in offshore pipelines,” *Reliab Eng Syst Saf*, vol. 223, p. 108474, Jul. 2022, doi: 10.1016/J.RESS.2022.108474.

- [2] G. Lazorenko, A. Kasprzhitskii, and T. Nazdracheva, “Anti-corrosion coatings for protection of steel railway structures exposed to atmospheric environments: A review,” *Constr Build Mater*, vol. 288, p. 123115, Jun. 2021, doi: 10.1016/J.CONBUILDMAT.2021.123115.
- [3] Z. Zhou *et al.*, “Mxene structure: A key parameter in corrosion barrier performance of organic coatings,” *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*, vol. 116, pp. 310–320, Dec. 2022, doi: 10.1016/J.JIEC.2022.09.021.
- [4] R. M. Ronchi, J. T. Arantes, and S. F. Santos, “Synthesis, structure, properties and applications of MXenes: Current status and perspectives,” *Ceram Int*, vol. 45, no. 15, pp. 18167–18188, Oct. 2019, doi: 10.1016/J.CERAMINT.2019.06.114.
- [5] E. M. López-Alejandro *et al.*, “Effect of etching time on the synthesis of MXene Ti₃C₂ via a short microwave-assisted radiation route,” *Ceram Int*, vol. 51, no. 14, pp. 18485–18491, Jun. 2025, doi: 10.1016/J.CERAMINT.2025.02.028.
- [6] Y. Zhang *et al.*, “Tribological and Thermo-Mechanical Properties of TiO₂ Nanodot-Decorated Ti₃C₂/Epoxy Nanocomposites,” *Materials 2021, Vol. 14, Page 2509*, vol. 14, no. 10, p. 2509, May 2021, doi: 10.3390/MA14102509.



TRABAJOS ESTUDIANTES (DOCTORADO)

Estudio a partir de Ruido Electroquímico de un recubrimiento epóxico adicionado con nanopartículas de SiO_2 y $\alpha\text{-Fe}_3\text{O}_4$ aplicado sobre acero A36.

José Arturo Ramírez Fernández^a, Ricardo Orozco Cruz^b, Araceli Espinoza Vázquez^b,
Andrés Carmona-Hernández^b, Ricardo Galván Martínez^{b*}

^a Centro de Investigación en Micro y Nanotecnología, Universidad Veracruzana, Veracruz, MX. ^b Instituto de Ingeniería, Universidad Veracruzana, Veracruz, MX.

a.ramfer05@gmail.com.

RESUMEN

En este trabajo, se evaluaron recubrimientos epóxicos adicionados con nanopartículas (NPs) de SiO_2 y $\alpha\text{-Fe}_3\text{O}_4$ aplicados sobre acero ASTM A36 inmerso en un medio salino a partir de la técnica de Ruido Electroquímico (RE). Se estudiaron sistemas con recubrimiento epóxico comercial (dos capas) y sistemas adicionados con 1 % y 2 % p/p de NPs. La técnica de RE se aplicó utilizando un arreglo de tres electrodos (dos de acero como electrodos de trabajo y Ag/AgCl como referencia) y NaCl al 3.5 % como electrolito. Se determinó el proceso de corrosión que predomina en los sistemas, aplicando un análisis en tiempo y frecuencia. Los resultados mostraron un comportamiento mixto-localizado, con transientes de alta amplitud y baja frecuencia, confirmado por el índice de localización. El sistema con 1 % de NPs presentó la mayor resistencia (5×10^8 Ohm), mientras que el análisis de impedancia y la transformada wavelet demostraron que los recubrimientos con NPs redujeron la frecuencia de los procesos localizados, retardando el deterioro comparado con el sistema sin la presencia de la adición de los nano compuestos.

Palabras Clave: recubrimientos epóxicos, nanopartículas, ruido electroquímico, corrosión.

1. Introducción

La corrosión es un fenómeno que influye en diversos sectores de la industria al afectar a los metales, incluyendo a los usados para la construcción de estructuras, las cuales, en ocasiones, se encuentran inmersas en medios en donde el proceso puede verse acelerado, como en el caso de los aceros utilizados en un medio marino, en

donde la presencia del ion cloruro es un factor importante. Debido a lo anterior, se deben utilizar métodos de protección contra la corrosión, como ~~lo es~~ la aplicación de recubrimientos [1-4].

Los recubrimientos que se utilizan con mayor frecuencia son los alquidáticos, poliuretanos, vinílicos y epóxicos. Dependiendo de la aplicación y medio en el que serán utilizados los metales, se puede preferir un tipo de resina sobre la otra, aunque los epóxicos suelen utilizarse debido a sus características aislantes al medio, buena resistencia mecánica y versatilidad, ya que se pueden aplicar diferentes espesores de acuerdo con lo que marque el fabricante y la norma de referencia [5].

Por otro lado, existen trabajos e investigaciones que adicionan los recubrimientos con diferentes compuestos, de modo que se benefician características que pueden alargar la vida útil del sustrato metálico, ya que se retrasa el proceso de corrosión. Las adiciones pueden ayudar a formar interfases entre el metal y el medio, una vez que el recubrimiento falla o presenta permeabilidad, como el caso de las adiciones inhibitoras, funcionar como protección catódica en el caso que se adicione material de sacrificio, o actuar como un nano relleno, cuando se añaden nano compuestos a las matrices epóxicas, con el objetivo de densificar la película, disminuir porosidades y dificultar el paso de la especie agresiva, al igual que el electrolito [6-9].

Uno de los métodos para evaluar los recubrimientos aplicados sobre metales, es utilizar técnicas electroquímicas, en donde el uso de la técnica de Ruido Electroquímico (RE) resulta particularmente útil en estos sistemas, ya que da información del tipo de proceso que se lleva a cabo, además de que dependiendo del método que se utilice para analizar los resultados, se pueden obtener parámetros cinéticos del sistema, por lo que el objetivo de este trabajo es el de estudiar un recubrimiento reforzado con nanopartículas, a partir de ruido electroquímico, para determinar si existe una influencia de estos compuestos en la durabilidad de la película.

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

Se utilizaron placas de acero ASTM A36 con dimensiones de 7.5×7.5 cm para el análisis electroquímico. Como recubrimiento base se empleó una resina epóxica líquida de altos sólidos, de acuerdo con la norma NRF-026-PEMEX-2001. Para la adición al recubrimiento se sintetizaron nanopartículas (NP) de SiO_2 y $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ utilizando los siguientes reactivos: tetraetil ortosilicato (TEOS, 98%), metanol

(99.8%), hidróxido de amonio (28% NH_3), cloruro férrico hexahidratado ($\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, $\geq 99\%$) y agua destilada.

2.2. Metodología

2.2.1. Síntesis de nanopartículas

- **Nanopartículas de SiO_2 (Método Stöber):**

1. Se mezclaron 10 mL de metanol, 3 mL de agua destilada y 1 mL de TEOS bajo agitación constante durante 30 minutos.
2. Se añadió 1 mL de NH_4OH gota a gota.
3. La solución se mantuvo en agitación durante 2 horas y posteriormente se secó a 90°C durante 3 horas.

- **Nanopartículas de $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$:**

1. Se disolvieron 10 g de $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ en 150 mL de agua destilada bajo agitación durante 10 minutos.
2. Se agregó 1 mL de NH_4OH gota a gota.
3. La mezcla se agitó 1 hora a temperatura ambiente, luego se calentó a 100°C por 2 horas.
4. El producto obtenido se secó a 200°C (4 horas) y se calcinó a 450°C (4 horas).

Para determinar el tamaño y forma de las nanopartículas, se utilizó un Microscopio Electrónico de Barrido.

2.2.2. Preparación y aplicación del recubrimiento

La superficie del acero se preparó mediante desbaste mecánico con disco de grano 60, obteniendo un perfil de anclaje de 2.5 mils (verificado con cintas Testex), de acuerdo con la norma NRF-026-PEMEX-2001. Se aplicaron dos capas del recubrimiento epóxico, adicionado con las NPs en los siguientes sistemas:

- **Desnudo:** Recubrimiento sin NPs
- **Blanco:** Recubrimiento sin NPs
- **1%:** 1% p/p de SiO_2 + 1% p/p de $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ en cada capa.
- **2%:** 2% p/p de SiO_2 + 2% p/p de $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ en cada capa.

2.2.3 Evaluación por ruido electroquímico

Los experimentos de ruido electroquímico (RE) se realizaron utilizando el siguiente arreglo, de acuerdo con la norma ASTM G-199, mostrado en la figura 1:

- **Configuración de electrodos:**
 - Dos Electrodos de trabajo (ET1 y ET2): acero con y sin recubrimiento con un área de exposición de 23.75 cm²
 - Electrodo de referencia (ER): Ag/AgCl
- **Parámetros de medición:**
 - Tiempo de adquisición: 1200 segundos
 - Frecuencia de muestreo: 1 Hz (1 dato por segundo)
 - Intervalos de evaluación: día 1 y cada 7 días hasta el día 84.

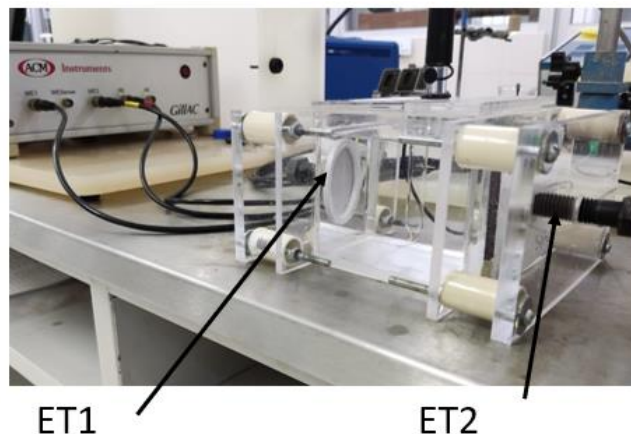


Figura 1. Celda electroquímica para Ruido Electroquímico (RE).

3. Resultados y discusión

A partir de la aplicación de la metodología descrita, se obtuvieron los resultados que se muestran a continuación.

En la figura 2 se muestran las imágenes de MEB obtenidas de las NPs de SiO₂ y α -Fe₂O₃, en donde se observa, en los dos casos, compuestos de tamaño nanométrico, para a) se tiene un tamaño de partícula homogéneo, con una morfología esférica. En el caso de b), se presenta una distribución dispersa de los tamaños, además de aglomeraciones, lo cual provoca un cambio en la morfología identificada (esférica).

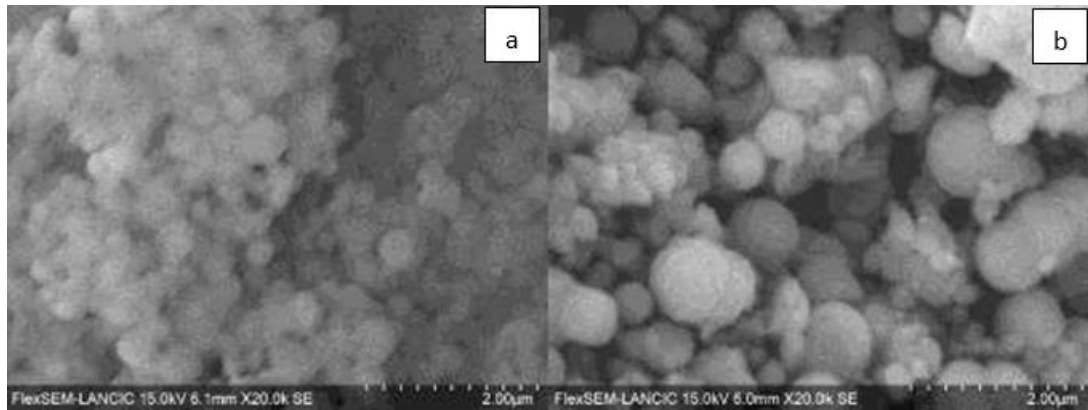


Figura 2. Imágenes de microscopio electrónico de barrido (MEB) de a) SiO_2 y b) $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$.

En la figura 3 se presentan el análisis de transientes de E y I con respecto al tiempo de inmersión del acero A36 con y sin recubrimiento en el electrolito. Las mediciones de Ruido Electroquímico para el acero desnudo se muestran en la figura 3a, en donde se observan ausencia de transientes en potencial y corriente al inicio de la experimentación, destacando la disminución del potencial debido al proceso de estabilización, comportamiento que cambia con respecto al tiempo. La amplitud de los transientes incrementa en potencial (E), pasando por un periodo de mayor estabilidad para el día 84 en la figura 3b en donde se ha formado una mayor cantidad de productos de corrosión, los cuales al precipitar se registra un incremento en las transientes.

En la figura 3c se muestra la medición de RE del acero recubierto, en donde se destaca la presencia de transientes desde el inicio de la experimentación tanto para I, como para E. En el caso de la figura 3d, a los 84 días es posible observar que los transientes de potencial aumentan en amplitud, formando el típico transiente de un proceso localizado.

Para el sistema 1% en la figura 3e y f, se tiene un proceso similar al del sistema anterior, destacando la aparición de transientes para el segundo 1000, mientras que, para el día 84, se observa un aumento en la frecuencia de las transientes, lo cual se atribuye al deterioro de la película.

Finalmente, para sistema con la combinación de NPs al 2 %, se mantiene una lectura de transientes que corresponde a un proceso localizado en la figura 3g, con una disminución en la frecuencia para el día 84 en la figura 3h.

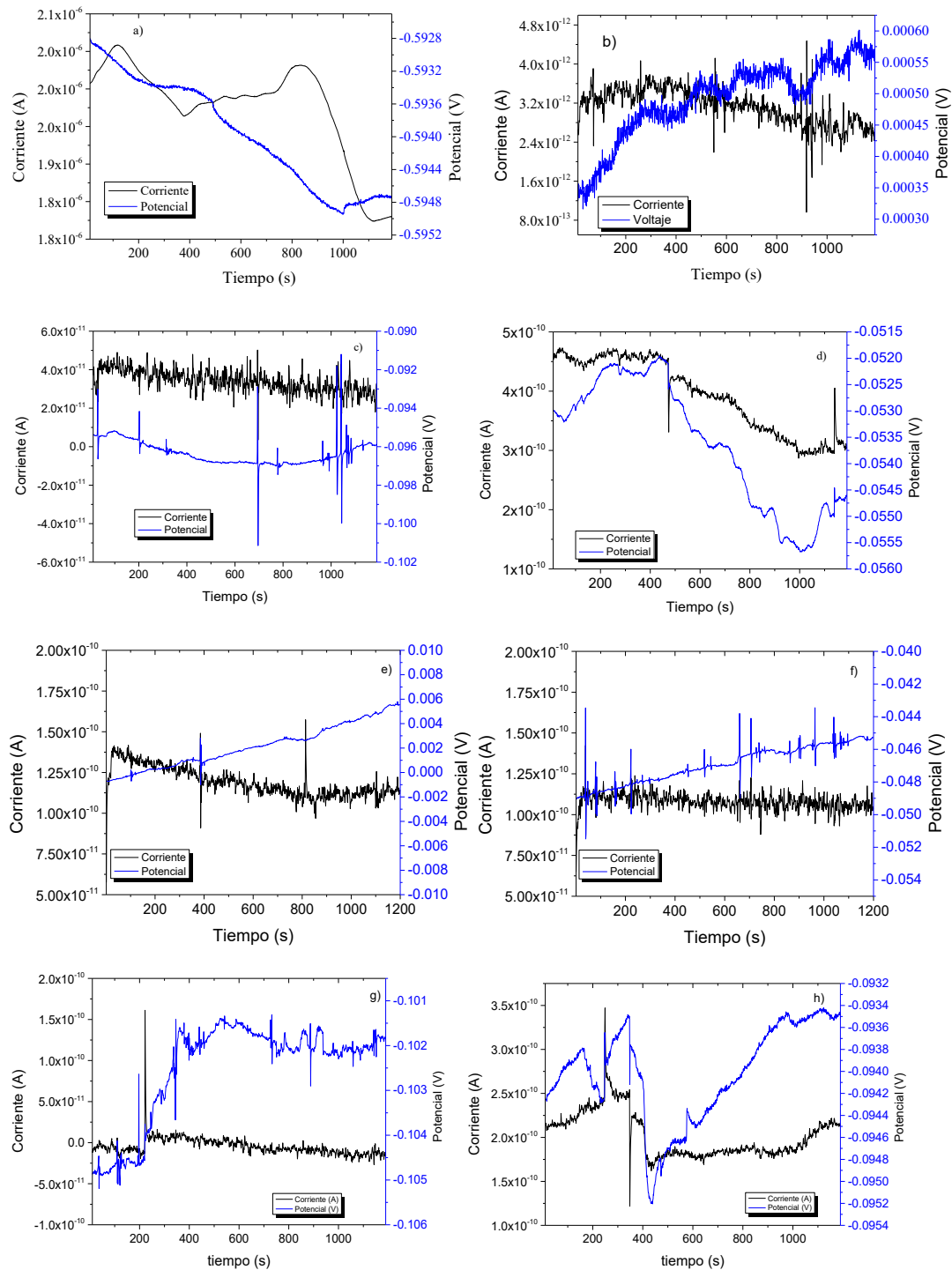


Figura 3. Transientes de potencial y corriente para los sistemas sin combinación de NPs, siendo a) y b) los días 1 y 84 del acero desnudo, c) y d) del acero recubierto e) y f) del sistema con 1% de combinación y g) y h) con 2% de combinación.

La figura 4a muestra el índice de localización calculado a partir de las señales de ruido medidas. Se observa que todos los sistemas se mantienen en la zona de proceso mixto y localizado, destacando que los intervalos de tiempo que se ubican en la zona

mixta tienen una tendencia a la zona localizada, lo cual se espera para sistemas recubiertos. Por otro lado, se debe tomar en cuenta que las señales de ruido medidas son de una amplitud relativamente baja, al compararlo con un sistema desnudo, por lo que, al realizar el cálculo del índice de localización, el cual involucra la desviación estándar del potencial y corriente, se podría tener una tendencia a ubicarse en el proceso mixto, debido a la baja frecuencia de aparición de eventos de corrosión.

Para la figura 4b, se presenta la Resistencia de ruido (R_n), calculada con los resultados de la medición de RE. En la gráfica se muestra como varia la resistencia del recubrimiento con el tiempo de inmersión. Se destaca que, en casi todos los instantes de medición, los sistemas con el refuerzo se mantienen en valores superiores al Blanco, con excepción de intervalos puntuales combinación al 2 %. Además, esta combinación fue la que menor valor de resistencia presentó de todos los sistemas que tienen el nano refuerzo, posiblemente debido a una aglomeración de nanopartículas que permiten que la película sea más permeable que el resto de los sistemas.

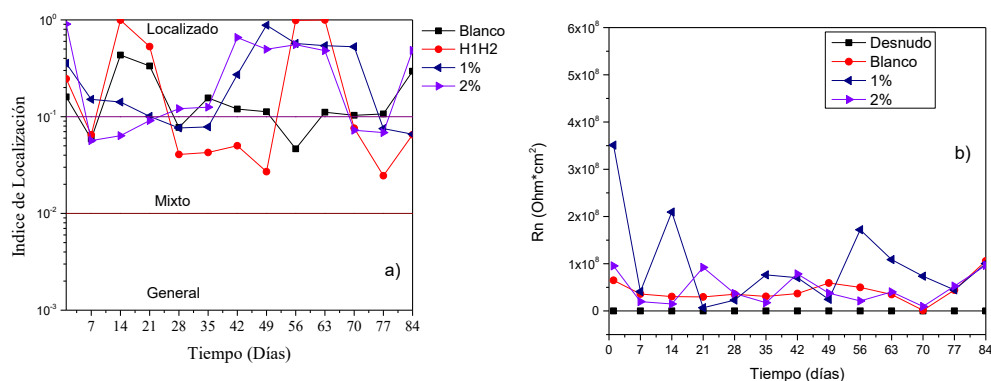


Figura 4. a) Índice de localización y b) resistencia de ruido.

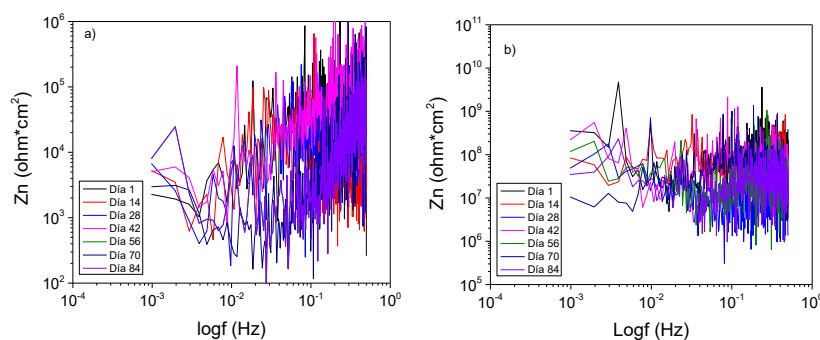
En la figura 5 se muestran las gráficas de impedancia de ruido (Z_n) para los sistemas desnudos, recubierto y con adición de NPs, obtenidas a partir del análisis en el dominio de la frecuencia de las señales de ruido electroquímico. En el diagrama, en la parte de bajas frecuencias, se puede observar la impedancia total del sistema, la cual es comparable con lo que se obtiene a partir de la técnica de Espectroscopia de Impedancia Electroquímica Al igual que R_n , los valores que se obtienen, en este caso, de impedancia, pueden ser relacionados con la cinética del proceso [10].

Para el acero desnudo en la figura 5a, se tiene un proceso en el cual se desarrollan productos de corrosión lo cual influye en la impedancia de ruido, disminuyendo en su

magnitud cuando estos productos precipitan al fondo de la celda, desprendiéndose de la superficie del metal, por lo que, para el día 1 en donde no se tienen la presencia de estos productos, el proceso se lleva a cabo en toda la superficie del sustrato, mientras que, para días posteriores en donde se reduce el área expuesta, se tiene un aumento en la impedancia, por lo que, para el día 84 de exposición, se tiene el mayor valor de este parámetro, en donde la velocidad de corrosión sería menor.

En la figura 5b, se tiene al acero con el recubrimiento aplicado sin la adición de nanopartículas, en donde el día 1 es el de mayor impedancia ya que el recubrimiento se encuentra intacto, disminuyendo para el día 14 y manteniendo el mismo proceso que se discutió anteriormente, en donde varía la impedancia dependiendo si el recubrimiento se encuentra en un proceso de absorción de fluido, y aumentando si las porosidades se saturan, mientras continua el proceso de deterioro de la película llegando a un punto mínimo de impedancia para el día 70.

Por otro lado, para los dos sistemas que tuvieron la combinación de NPs en ambas capas en las figuras 5c y d, se presentaron valores inferiores al sistema sin adición, por lo que es posible que la combinación de los nanocompuestos provoque una aglomeración en la matriz epóxica, lo cual provoca valores menores de impedancia de ruido, siendo mejores los sistemas en combinación cuando se añaden NPs diferentes en cada capa.



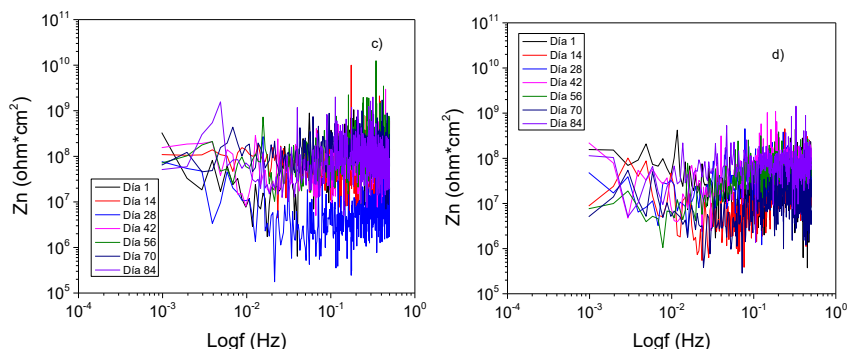


Figura 5. Impedancia de Ruido para los sistemas, siendo a) el acero desnudo, b) el acero recubierto, c) del sistema con 1% de combinación y g) d) con 2% de combinación.

En las figuras 6 se muestran los diagramas de distribución de energías (EDP), los cuales se obtienen al aplicar la transformada de wavelet a los datos obtenidos con RE. En estos diagramas, la señal de ruido es descompuesta en conjuntos denominados “cristales de wavelet” (j), y representa la energía relativa que contribuye cada cristal. Para el análisis de procesos de corrosión, las señales de ruido se descomponen en 8 coeficientes de detalle “D” en donde se ha determinado que, los cristales 1, 2 y 3 corresponden a procesos de picadura o localizados, 4, 5, 6 a procesos de corrosión localizada y mixta y los cristales 7 y 8 se atribuyen a procesos difusionales y corrosión general [11].

En la figura 6 se presentan los diagramas de distribución de energía para los cuatro sistemas, en donde de acuerdo con lo reportado, para la figura 6a se tendría un proceso general para el acero desnudo, ya que la mayor contribución de energía se tiene en los cristales de wavelet D7 y D8, correspondientes a señales de alta frecuencia y baja amplitud. Por otro lado, en la figura 6b, se tiene al sistema con recubrimiento, en donde se observa que la mayor contribución de energía para los primeros días de inmersión, se encuentra en los cristales D1 Y D2, lo que corresponde a un proceso localizado, por lo que, para los días posteriores, se presenta una transición a los cristales D4, D5 y D6, lo cual se atribuye a procesos mixtos, y finalmente, para los últimos días de exposición, se tiene la mayor contribución de energía en los cristales D7 y D8, ya que el proceso, relativo a los anteriores, tiene una mayor frecuencia de aparición de procesos de corrosión, ya que se tiene un deterioro de la película y un aumento de la permeabilidad del medio.

Además, para la combinación de nanopartículas en las figuras 6c y d, se tienen más variaciones de la contribución de energía para el fenómeno, por lo que se tienen

eventos de corrosión que cambian en cuanto a su frecuencia de aparición, aunque se mantienen en valores que muestran una mayor resistencia al pasar de un tipo de proceso al otro, a diferencia del sistema sin la adición en donde se muestra una mayor tendencia a pasar a una contribución de energía que se atribuye a un mayor deterioro de la película.

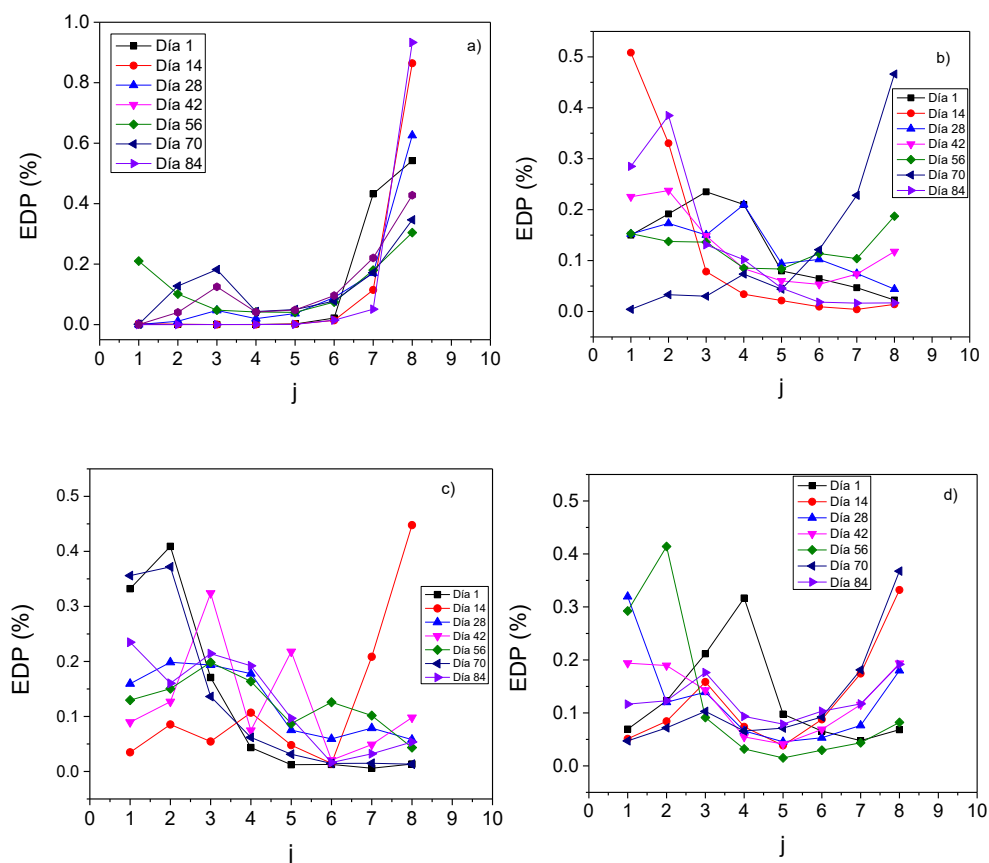


Figura 6. Diagramas de distribución de energía a) el acero desnudo, b) el acero recubierto, c) del sistema con 1% de combinación y g) d) con 2% de combinación.

4. Conclusiones

En este trabajo se presentaron los resultados obtenidos a través de la técnica de Ruido Electroquímico a los sistemas de recubrimiento propuestos, además de la caracterización de las nanopartículas sintetizadas para el refuerzo de las películas aplicadas.

Con la técnica de RE, en el dominio del tiempo, se observó un aumento en la frecuencia de las transientes con el tiempo de exposición, mientras que, a partir del

índice de localización y resistencia de ruido se observó que los sistemas se mantuvieron en la zona de proceso localizado a mixto, siendo el sistema con NPs al 1% el que presentó la menor resistencia. Por otro lado, en el dominio de la frecuencia, se determinó que el sistema con mayor impedancia de ruido es el blanco, aunque este presenta la mayor variación de resistencia, lo cual indica un mayor deterioro. Además, con el análisis de la transformada de wavelet, se observó el cambio en la contribución de energía de los sistemas, siendo el recubrimiento sin adición el que tuvo el cambio más amplio.

Agradecimientos

Los autores externan su gratitud al CONAHCYT por el apoyo económico otorgado al alumno José Arturo Ramírez Fernández, al igual que al Instituto de Ingeniería y al Centro de Investigación en Micro y Nanotecnología (MICRONA) por el apoyo técnico.

Referencias

- [1] Montemor, M. F. (2014). Functional and smart coatings for corrosion protection: A review of recent advances. *Surface and Coatings Technology*, 258, 17-37.
- [2] Sørensen, P. A., Kiil, S., Dam-Johansen, K., & Weinell, C. E. (2009). Anticorrosive coatings: a review. *Journal of coatings technology and research*, 6, 135-176.
- [3] Verma, C., Olasunkanmi, L. O., Akpan, E. D., Quraishi, M. A., Dagdag, O., El Gouri, M., ... & Ebenso, E. E. (2020). Epoxy resins as anticorrosive polymeric materials: A review. *Reactive and Functional Polymers*, 156, 104741.
- [4] Zheng, S., & Li, J. (2010). Inorganic–organic sol gel hybrid coatings for corrosion protection of metals. *Journal of Sol-Gel Science and Technology*, 54, 174-187.
- [5] Hsissou, R. (2021). Review on epoxy polymers and its composites as a potential anticorrosive coatings for carbon steel in 3.5% NaCl solution: Computational approaches. *Journal of Molecular Liquids*, 336, 116307.
- [6] Deya, C., Romagnoli, R., & Del Amo, B. (2007). A new pigment for smart anticorrosive coatings. *Journal of Coatings Technology and Research*, 4(2), 167-175.

- [7] Faccini, M., Bautista, L., Soldi, L., Escobar, A. M., Altavilla, M., Calvet, M., ... & Domínguez, E. (2021). Environmentally friendly anticorrosive polymeric coatings. *Applied Sciences*, 11(8), 3446.
- [8] Fix, D., Andreeva, D. V., Lvov, Y. M., Shchukin, D. G., & Möhwald, H. (2009). Application of inhibitor-loaded halloysite nanotubes in active anti-corrosive coatings. *Advanced Functional Materials*, 19(11), 1720-1727.
- [9] Vakili, H., Ramezanzadeh, B., & Amini, R. (2015). The corrosion performance and adhesion properties of the epoxy coating applied on the steel substrates treated by cerium-based conversion coatings. *Corrosion science*, 94, 466-475.
- [10] Obot, I. B., Onyeachu, I. B., Zeino, A., & Umoren, S. A. (2019). Electrochemical noise (EN) technique: review of recent practical applications to corrosion electrochemistry research. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 33(13), 1453-1496
- [11] Sanchez-Amaya, J. M., Osuna, R. M., Bethencourt, M., & Botana, F. J. (2007). Monitoring the degradation of a high solids epoxy coating by means of EIS and EN. *Progress in Organic Coatings*, 60(3),

Efecto de Cr y Mo en la Termodinámica y Cinética de la Corrosión de Aceros Ferríticos en Sales de Nitratos

R. Felix-Contreras^{a*}, J. Porcayo-Calderon^a

^a Departamento de Ingeniería Química y Metalurgia, Universidad de Sonora

* e-mail: a223230118@unison.mx (R. Felix-Contreras).

RESUMEN

Las plantas solares de concentración (CSP) aprovechan la energía solar para generar electricidad de forma eficiente y sostenible. Un reto crucial en estas plantas es el almacenamiento de energía térmica mediante fluidos como la mezcla eutéctica de NaNO_3 y KNO_3 , conocida como "Sal Solar". Este medio permite operar sin radiación solar directa, pero implica un riesgo importante: la corrosión de los materiales metálicos a altas temperaturas. Este estudio analiza los aspectos cinéticos y termodinámicos del inicio del proceso de corrosión en aceros expuestos a Sal Solar a 400, 500 y 600 °C. Se utilizaron la ecuación de Arrhenius y la Teoría del Estado de Transición para evaluar el efecto de la relación Cr/Mo. Se observó que un mayor contenido relativo de cromo reduce la energía de activación, la entalpía y la entropía estándar de formación. Aunque esto podría indicar una mayor tendencia a la degradación, la velocidad de corrosión disminuye. Este comportamiento se atribuye a un efecto sinérgico: la formación de óxidos de hierro insolubles favorece el desarrollo de una capa protectora de óxido de cromo en la interfase metal-óxido, lo que limita la oxidación del hierro. Los resultados aportan información clave sobre la corrosión en condiciones operativas de sistemas CSP.

Palabras Clave: corrosión; sales de nitratos; sal solar; óxido de cromo

1. Introducción

Una de las propuestas más recientes en la generación de energía eléctrica es a partir de la energía solar utilizando nuevas tecnologías nombradas plantas de concentración de energía solar. Para incrementar la flexibilidad y maximizar su eficacia, las plantas de concentración de energía solar se requiere almacenar la energía térmica colectada durante el día para poder ser aprovechada durante la noche. Para llevar a cabo esto, se emplean fluidos almacenadores de energía, como lo son algunas mezclas eutécticas de sales de nitratos, cloruros, fluoruros o sulfatos metálicos por dar un ejemplo. Sin embargo, la corrosión de los metales estructurales en contacto con estas sales es un desafío constante y las temperaturas de operación del proceso se limita a aquellas donde

las sales en estado fundido muestran una baja corrosividad [1].

En general, la corrosión afecta el desempeño térmico del sistema debido a que los productos de corrosión disueltos cambian las propiedades termodinámicas del fluido de almacenamiento de energía, afectando sus capacidades de transferencia de calor. Por ello, la selección de la sal y su compatibilidad con los materiales es clave para estos sistemas. Para lograr esto, es fundamental comprender los mecanismos de corrosión de las sales fundidas para un buen diseño y desempeño a largo plazo de los materiales que están en contacto con este tipo de fluidos para que puedan operar a las temperaturas más altas [2].

Con base a lo anterior, en este estudio se determina el efecto de la concentración del Cr y Mo sobre los parámetros termodinámicos y cinéticos de la corrosión de aceros (ASTM SA210 A1, ASTM SA213 T2, T9, T11, T12, T22 y T91) inmersos en la mezcla de eutéctica $\text{NaNO}_3\text{-KNO}_3$, (60% en peso de NaNO_3) conocida como Sal Solar.

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

Las muestras de cada material evaluado en este trabajo se obtuvieron a partir de tubería de acero sin costura, tal como están especificados en las normas ASTM A213/A213M (T2, T9, T11, T12, T22 y T91) y ASTM A210/A210M (A1). Donde los primeros tienen un contenido variado de Cr y Mo, y el último carece de estos elementos.

2.2. Medio Corrosivo

Se empleó una mezcla eutéctica compuesta por 60 % en peso de NaNO_3 y 40 % de KNO_3 , comúnmente denominada Sal Solar, como medio corrosivo en las pruebas. Esta mezcla binaria comparte un anión común, y su composición molar equivalente es aproximadamente 64 % NaNO_3 y 36 % KNO_3 , con un punto de fusión de 238 °C. Las evaluaciones se realizaron a 400, 500 y 600 °C, lo que abarca tanto las temperaturas típicas de operación de las plantas solares de concentración (~400 °C), como el límite térmico de estabilidad de la mezcla (~600 °C). Por ello, este estudio permite analizar cómo influye el incremento de temperatura en la degradación de los aceros evaluados.

2.3. Curvas de Polarización Potenciodinámica

Las curvas de polarización potenciodinámica se obtuvieron mediante una celda electroquímica de tres electrodos. Las muestras metálicas (3 × 5 × 10 mm) se pulieron con lijas de grano 120 a 600 y se limpiaron con agua destilada y acetona. Se les soldó un alambre conductor de Ni20Cr para formar el electrodo de trabajo. El contraelectrodo

fue de platino y se usó un pseudoelectrodo de referencia también de platino. Los conductores se aislaron con tubos de mullita y se fijaron con cemento cerámico. Las pruebas se realizaron en aire estático dentro de un horno eléctrico vertical.

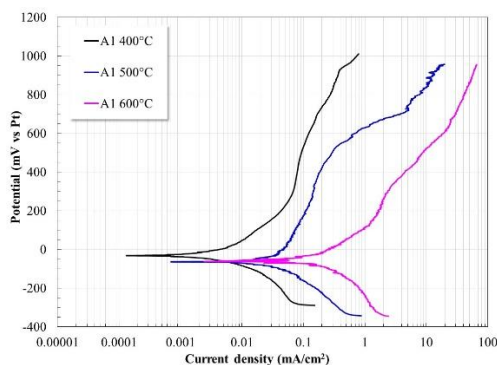
Previo a la polarización, los electrodos se sumergieron en sal fundida dentro de un crisol de alúmina durante 15 minutos para estabilizar el potencial. Posteriormente, el electrodo de trabajo fue polarizado desde -300 mV hasta +1000 mV respecto a su potencial de corrosión, con una velocidad de barrido de 1 mV/s.

Las mediciones se realizaron con un potenciostato-galvanostato Gamry Interface 1010, controlado mediante el software Gamry Instrument Framework. Los parámetros electroquímicos se determinaron por extrapolación de Tafel. La dependencia de I_{corr} con la temperatura se ajustó a la ecuación de Arrhenius y a la Teoría del Estado de Transición, obteniéndose así E_a , ΔH° y ΔS° , y relacionándolos con la composición química de los aceros (contenido de Cr y Mo).

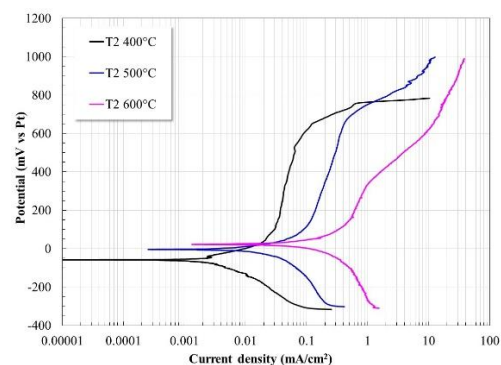
3. Resultados y discusión

3.1. Polarización Potenciodinámica

En la figura 1 se muestran las curvas de polarización potenciodinámica de los distintos aceros evaluados en Sal Solar a 400, 500 y 600 °C. En general se observa que todas muestran comportamientos muy similares tanto en sus ramas anódicas como catódicas. En todos los casos al incrementar la temperatura, las curvas de polarización se desplazaron a densidades de corriente mayores, sugiriendo con ello, un incremento en la velocidad de corrosión de los aceros. De igual forma, se observa que arriba del potencial de corrosión, los aceros mostraron un comportamiento activo y a potenciales mayores la rama anódica tiende a cambia de pendiente. Esto sugiere que al incrementar la polarización, los materiales forman capas protectoras más estables las cuales modifican la respuesta corriente-potencial.



(a)



(b)

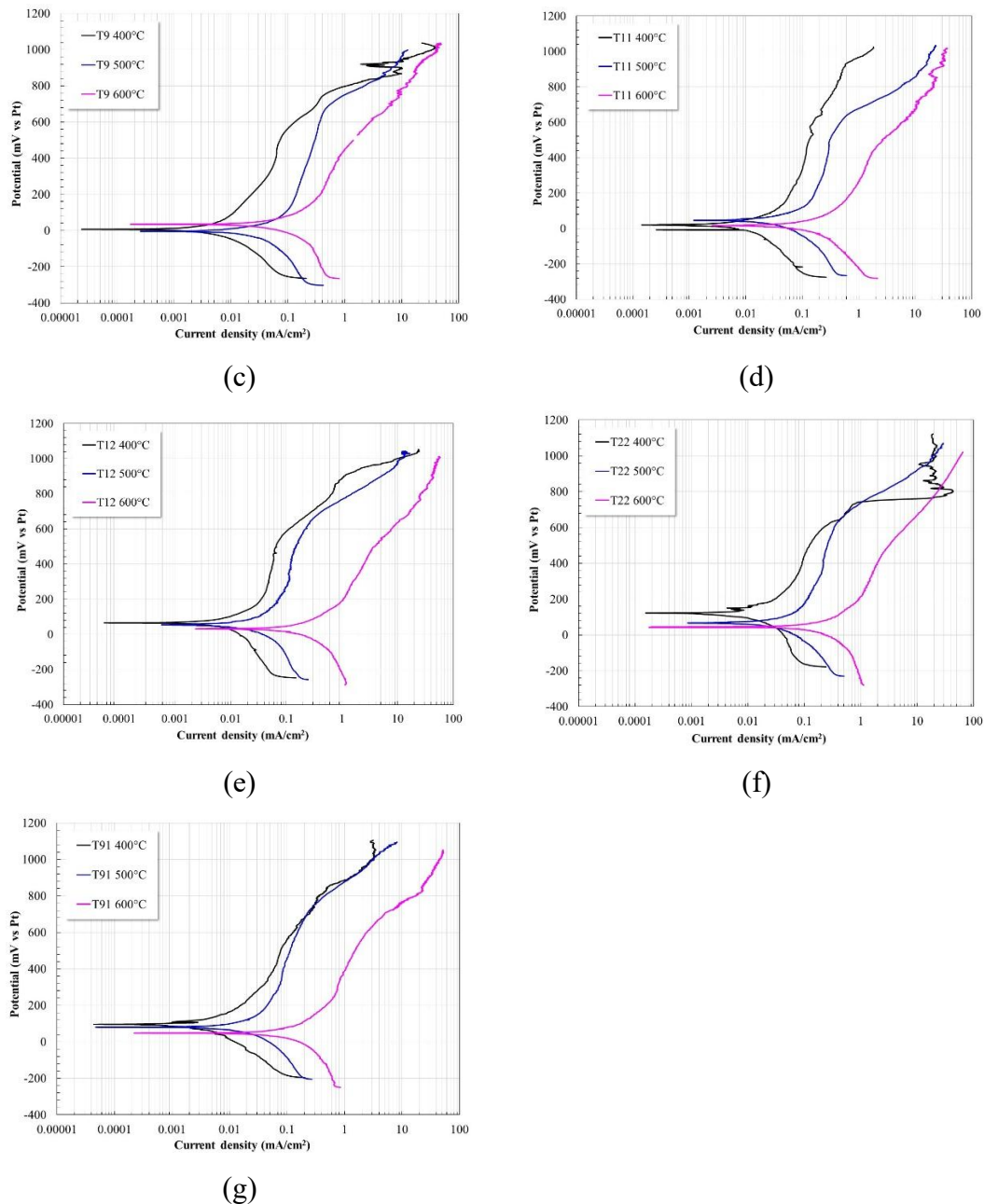


Fig. 1. Curvas de polarización potenciodinámica de los aceros evaluados: a) A1 (contenido de Cr y Molibdeno), b) T2, c) T9, d) T11, e) T12, f) T22 y g) T91, inmersos en Sal Solar en tres diferentes temperaturas 400, 500 y 600 °C.

La diferenciación entre los diferentes comportamientos de los aceros reside principalmente en la velocidad de los diferentes procesos que ocurren sobre la superficie de cada uno de ellos [3]. Donde la rapidez de las reacciones anódicas y catódicas se ve reflejada en los valores de densidad de corriente obtenidas (Figura 2). Las tendencias observadas muestran que abajo de 600 °C los valores de I_{corr} son bajos ($< 0.5 \text{ mA/cm}^2$) y no es posible definir con claridad el efecto de la composición de la aleación. Sin embargo, a 600 °C los valores de I_{corr} incrementan significativamente y

es posible definir tres tendencias que son función de la composición de la aleación. A saber, el acero sin contenido de Cr y Mo (A1), mostró la mayor velocidad de corrosión, y aquellos con mayor contenido de Cr ($\approx 9\%$) la menor velocidad de corrosión. En una region intermedia se ubican aquellos aceros con un contenido de Cr menor al 2.25%. Dado que el contenido de Mo en todos los aceros aleados oscilaba entre 0.5-1.0% no es posible definir un efecto significativo. La tendencia de los valores de I_{corr} es acorde con lo indicado de una baja corrosividad de la sal de nitratos a temperaturas hasta los 500 °C, y confirma que a partir de los 540 °C la agresividad del fundido se ve favorecida por la participación del ión nitrito debido a un desplazamiento del equilibrio nitrato-nitrito que incrementa la basicidad del fundido [3-5].

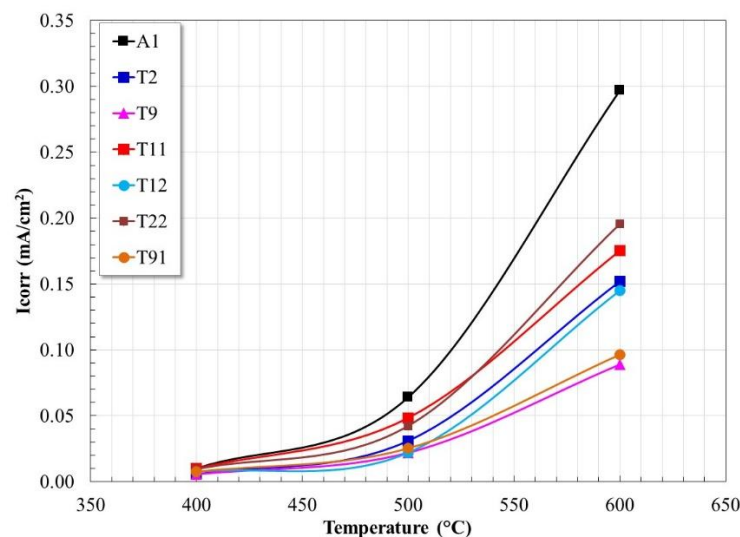


Fig. 2. Efecto de la temperatura sobre la densidad de corriente de corrosión de los aceros evaluados en Sal Solar a 400, 500 y 600 °C.

3.2. Termodinámica del Proceso de Corrosión

Debido a que la temperatura influye en la cinética de los procesos electroquímicos, así como en los equilibrios de las reacciones que se llevan a cabo durante el proceso de degradación, es importante el cálculo de los parámetros termodinámicos que los afectan. El empleo de la ecuación de Arrhenius y la teoría del estado de transición permite determinar la energía de activación (E_a), la entalpía estándar de transición (ΔH°) y la entropía estándar de transición (ΔS°) [6, 7]. La energía de activación, E_a , puede ser determinada a partir de la ecuación de Arrhenius [7, 8]:

$$I_{corr} = A \exp(-E_a/RT) \quad (1)$$

Donde: E_a = energía de activación del proceso de corrosión, (J/mol), R = constante universal de los gases, 8.31446 J/mol-K, A = factor de frecuencia, I_{corr} = densidad de

corriente de corrosión, (A/cm^2), T = temperatura, K

La forma alternativa de la ecuación de Arrhenius basada en la teoría del estado de transición es [8-10]:

$$I_{corr} = (RT/Nh) \exp(\Delta S^\circ/R) \exp(-\Delta H^\circ/RT) \quad (2)$$

Donde: h = constante de Planck (6.626176×10^{-34} J s), N = número de Avogadro (6.023×10^{23} mol $^{-1}$)

Para una mejor comprensión e interpretación de la influencia del contenido de Cr y Mo sobre los parámetros de activación, éstos fueron graficados respecto a la relación Cr/Mo de la aleación (figura 3).

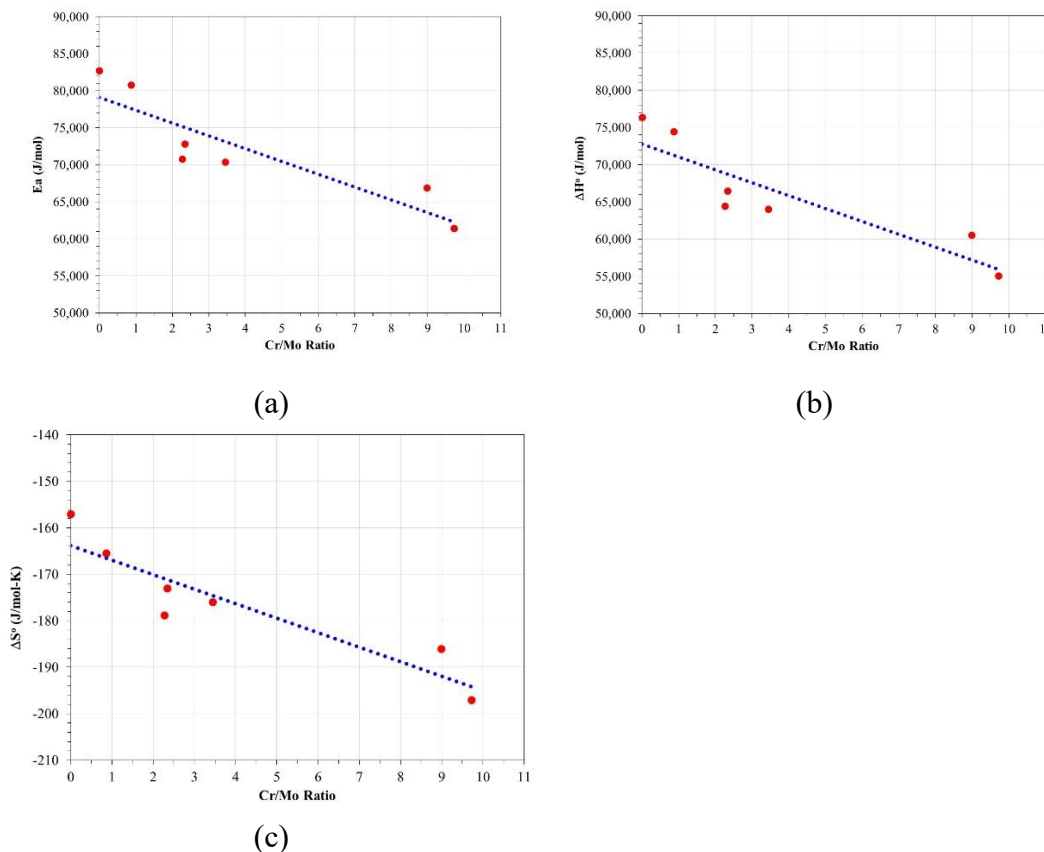


Fig. 3. Comparación de la variación en: a) E_a , b) ΔH° y c) ΔS° , en función de la relación Cr/Mo de los aceros evaluados.

La energía de activación (E_a) es la cantidad mínima de energía necesaria para que el proceso de disolución metálica se lleve a cabo [10, 11]. Este parámetro es crucial para comprender los mecanismos de corrosión, ya que un aumento en E_a indica una barrera energética más elevada, lo que implica un mayor requerimiento energético para el inicio del proceso de corrosión [12, 13]. Los datos presentados en la figura 3a muestran que un aumento en la relación Cr/Mo se correlaciona con un decremento en

los valores de E_a . Este comportamiento sugiere que la incorporación de Cr y Mo reduce la barrera energética, facilitando el inicio del proceso de disolución metálica. Este efecto podría atribuirse a la capacidad de estos elementos para modificar la composición y estructura de la capa pasiva formada sobre la superficie de la aleación, promoviendo un entorno más favorable para la disolución metálica.

Estos hallazgos también son consistentes con estudios previos que indican que el Cr es soluble en sales oxianiónicas presentes en estos sistemas corrosivos, mientras que los óxidos de hierro son insolubles [4, 5, 14]. La rápida disolución del Cr desde la superficie de la aleación conduce a un agotamiento local de este elemento, lo que favorece la formación de capas estables de óxido de hierro. A su vez, debido a la baja presión parcial de oxígeno desarrollada en la interfaz aleación-capa protectora, es posible la formación de una capa de óxido de cromo (Cr_2O_3) en la interfaz. Este óxido actúa como una barrera protectora que limita la oxidación posterior del hierro (Fe) y estabiliza la superficie de la aleación frente al avance del proceso corrosivo. Comportamientos similares se han observado en sistemas de corrosión por sales fundidas en otras aleaciones, donde la formación de capas de óxido mixto, compuestas predominantemente por Cr_2O_3 y óxidos insolubles de hierro, desempeña un papel clave en la resistencia a la corrosión [15-19]. En este contexto, el decremento en la velocidad de corrosión de los aceros puede atribuirse directamente a la formación de esta capa dual: una capa interna protectora de óxido de cromo en la interfaz aleación-capa externa insoluble basada en óxidos de hierro.

Dado que la concentración del Mo no varía significativamente, es posible inferir un efecto y comportamiento similar al observado con el Cr. Existen varios estudios que demuestran la alta reactividad del Mo en sales fundidas de nitratos [20-23]. En cuanto a los valores de entropía estándar de transición ($\Delta S^\ddagger$), en todos los casos se observa una magnitud negativa, lo que sugiere un incremento en el orden del complejo activado (figura 3c) [12, 13, 24]. El incremento en el orden del sistema se correlaciona directamente con el aumento en la relación Cr/Mo, lo que indica que el cromo (Cr) juega un papel predominante en la asociación y en el aumento del orden del complejo activado. Esto sugiere que el Cr favorece la formación de una capa estable y ordenada sobre la superficie del acero, la cual actúa como una barrera que limita el acceso directo del medio corrosivo a la superficie metálica [25, 26].

No obstante que la incorporación de Cr y Mo reducen el nivel energético requerido para que el proceso de corrosión se lleve a cabo, los resultados indican una reducción en la velocidad de corrosión. Esto puede ser debido a que al inicio del proceso de corrosión ocurre la rápida disolución del Cr y Mo provocando con ello que las capas superficiales del acero queden libres de estos elementos y sea la reacción de disolución

del Fe la principal reacción de oxidación que ocurre. Posteriormente los cationes Fe precipitan como óxidos insolubles formado con ello una capa protectora sobre la superficie [27]. Estos resultados destacan la importancia del contenido de Cr y Mo en la optimización de las propiedades protectoras de los aceros en ambientes exigentes, donde la formación de capas estables y ordenadas juega un papel clave en la mitigación de los efectos corrosivos.

4. Conclusiones

Mediante el uso de curvas de polarización potenciodinámica, la ley de Arrhenius y la teoría del estado de transición, se caracterizaron los parámetros cinéticos y termodinámicos de la corrosión de aceros ferríticos en Sal Solar a 400, 500 y 600 °C. Los principales hallazgos fueron:

El aumento de temperatura intensifica la corrosión, evidenciado por mayores densidades de corriente en las curvas de polarización. A potenciales anódicos elevados, se observa la formación de capas protectoras que alteran la pendiente de la rama anódica, indicando la transición hacia una disolución pasivada. A temperaturas inferiores a 600 °C, las velocidades de corrosión se mantienen bajas ($<0.5 \text{ mA/cm}^2$) y el efecto de la composición del acero no es claramente diferenciable. Sin embargo, a 600 °C se distingue un comportamiento dependiente del contenido de cromo: mayores contenidos de Cr (~9 %) reducen la corrosión, mientras que su ausencia o bajos niveles la incrementan. La mayor agresividad del medio a 600 °C se atribuye a la conversión parcial de nitrato a nitrito, que aumenta la basicidad del fundido.

La disminución de la energía de activación (E_a) y de la entalpía estándar de transición (ΔH°) con el aumento de Cr y Mo sugiere que estos elementos favorecen la formación de óxidos, facilitando la reacción de corrosión. La entropía de activación negativa (ΔS°) indica mayor orden en el complejo de transición, lo cual se acentúa con la proporción Cr/Mo, favoreciendo la formación de capas protectoras estables. Aunque Cr y Mo reducen la energía necesaria para iniciar la corrosión, el cromo disminuye la velocidad de corrosión neta debido a la formación de una barrera pasiva de Cr_2O_3 en la interfaz metal-sal. Finalmente, la formación de óxidos insolubles de hierro actúa como barrera de difusión, promoviendo la estabilización de una capa protectora rica en cromo que inhibe la oxidación progresiva del sustrato.

Agradecimientos

Se agradece el apoyo a la Universidad de Sonora y a CONAHCYT por otorgar los medios para generar esta investigación. Se agradece al Dr. Porcayo-Calderon por su enorme contribución en esta investigación.

Referencias

- [1] K. Vignarooban, X. Xu, A. Arvay, K. Hsu y A. M. Kannan, Heat transfer fluids for concentrating solar power systems, ELSEVIER, 2015.
- [2] V. M. B. Nunes, C. S. Queirós, M. J. V. Lourenco, F. J. V. Santos y C. A. N. d. Castro, «Molten salt as engineering fluid's part 1. Molten alkali nitrates, ELSEVIER, vol. 183, pp. 603-611, 2016.
- [3] Sustersic, M.G.; Triaca, W.E.; Arvia, A.J. Potentiodynamic behaviour of graphite and platinum electrodes in sodium nitrite-potassium nitrite melts. *Electrochim. Acta* 1974, 19, 19–25. [https://doi.org/10.1016/0013-4686\(74\)80002-2](https://doi.org/10.1016/0013-4686(74)80002-2).
- [4] Slusser, J.W.; Titcomb, J.B.; Heffelfinger, M.T.; Dunbobbin, B.R. Corrosion in molten nitrate-nitrite salts. *JOM* 1985, 37, 24–27. <https://doi.org/10.1007/BF03259692>.
- [5] Bell, S.; Steinberg, T.; Will, G. Corrosion mechanisms in molten salt thermal energy storage for concentrating solar power. *Renew. Sustain. Energy Rev.* 2019, 114, 109328. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2019.109328>.
- [6] Zarrok, H.; Al-Deyab, S.S.; Zarrouk, A.; Salghi, R.; Hammouti, B.; Oudda, H.; Bouachrine, M.; Bentiss, F. Thermodynamic Characterisation and Density Functional Theory Investigation of 1, 1, 5, 5-Tetramethyl-1H, 1' H-3, 3' -Bipyrazole as Corrosion Inhibitor of C38 Steel Corrosion in HCl. *Int. J. Electrochem. Sci.* 2012, 7, 4047–4063. [https://doi.org/10.1016/S1452-3981\(23\)19519-8](https://doi.org/10.1016/S1452-3981(23)19519-8).
- [7] Porcayo-Calderon, J.; de la Escalera, L.M.M.; Canto, J.; Casales-Diaz, M.; Salinas-Bravo, V.M. Effect of the Temperature on the CO₂-Corrosion of Ni₃Al. *Int. J. Electrochem. Sci.* 2015, 10, 3136–3151. [https://doi.org/10.1016/S1452-3981\(23\)06526-4](https://doi.org/10.1016/S1452-3981(23)06526-4).
- [8] El Rehim, S.S.A.; Hassan, H.H.; Amin, M.A. Corrosion inhibition of aluminym by 1,1 (laury amido) propyl ammonium chloride in HCl solution. *Mater. Chem. Phys.* 2001, 70, 64–72. [https://doi.org/10.1016/S0254-0584\(00\)00468-5](https://doi.org/10.1016/S0254-0584(00)00468-5).
- [9] Bouklah, M.; Hammouti, B.; Lagrene, M.; Bentiss, F. Thermodynamic properties of 2,5-bis(4-methoxyphenyl)-1,3,4-oxadiazole as a corrosion inhibitor for mild steel in normal sulfuric acid médium. *Corros. Sci.* 2006, 48, 2831–2842. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.08.019>.
- [10] Gholami, M.; Danaee, I.; Maddaht, M.H.; RashvandAvei, M. Corralated ab Initio and Electroanalytical Study on inhibition Behavior of 2-Mercaptobenzothiazole and Its Thiole-Thione Tautomerism Effect for the Corrosion of Steel (API 5L X52) in Sulphuric Acid Solution. *Ind. Eng. Chem. Res.* 2013, 52, 14875–14889.

<https://doi.org/10.1021/ie402108g>.

[11] Aslam, R.; Mobin, M.; Aslam, J.; Aslam, A.; Zehra, S.; Masroor, S. Application of surfactants as anticorrosive materials: A comprehensive review. *Adv. Colloid Interface Sci.* 2021, 295, 102481. <https://doi.org/10.1016/j.cis.2021.102481>.

[12] Moustafa, A.H.E.; Abdel-Rahman, H.H.; Barakat, A.; Mohamed, H.A.; El-Kholany, A.S. An Exploratory Experimental Analysis Backed by Quantum Mechanical Modeling, Spectroscopic, and Surface Study for C-Steel Surface in the Presence of Hydrazone-Based Schiff Bases to Fix Corrosion Defects in Acidic Media. *ACS Omega* 2024, 9, 16469–16485. <https://doi.org/10.1021/acsomega.4c00199>.

[13] Gomez-Guzman, N.B.; Canto, J.; Martinez-de-la-Escalera, L.M.; Neri, A.; Porcayo-Calderon, J. Inhibition of X52 Corrosion in CO₂-Saturated Brine by a Dialkyl-Diamide from Coffee Bagasse Oil. *Molecules* 2023, 28, 763. <https://doi.org/10.3390/molecules28020763>.

[14] Kettrakul, P.; Thamrongsin, S.; Piyorose, P. Corrosion behavior of stainless in molten salts used for concentrated solar power. *Suranaree J. Sci. Technol.* 2022, 29, 010107.

[15] Sotelo-Mazon, O.; Porcayo-Calderon, J.; Cuevas-Arteaga, C.; Salinas-Solano, G.; Ramos-Hernandez, J.J.; Vazquez-Velez, E.; Martinez-Gomez, L. Corrosion Performance of Ni-Based Alloys in Sodium Metavanadate. *Int. J. Electrochem. Sci.* 2016, 11, 1868–1882.

[16] Salinas-Solano, G.; Porcayo-Calderon, J.; Gonzalez-Rodriguez, J.G.; Salinas-Bravo, V.M.; Ascencio-Gutierrez, J.A.; Martinez-Gomez, L. High Temperature Corrosion of Inconel 600 in NaCl-KCl Molten Salts. *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2014, 2014, 696081. <https://doi.org/10.1155/2014/696081>.

[17] Porcayo-Calderon, J.; Sotelo-Mazon, O.; Casales-Diaz, M.; Ascencio-Gutierrez, J.A.; Salinas-Bravo, V.M.; Martinez-Gomez, L. Electrochemical Study of Ni20Cr Coatings Applied by HVOF Process in ZnCl₂-KCl at High Temperatures. *J. Anal. Methods Chem.* 2014, 2014, 503618. <https://doi.org/10.1155/2014/503618>.

[18] Silva-Leon, P.D.; Sotelo-Mazon, O.; Salinas-Solano, G.; Porcayo-Calderon, J.; Gonzalez-Rodriguez, J.G.; Valdez, S.; Martinez-Gomez, L. Hot corrosion behavior of Ni20Cr alloy in NaVO₃ molten salt. *J. Mater. Eng. Perform.* 2019, 28, 5047–5062. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-04235-4>.

[19] Gomez-Guzman, N.B.; Lopez-Dominguez, D.; Arrieta-Gonzalez, C.D.; Mayen, J.; Porcayo-Palafox, E.; Chacon-Nava, J.G.; Gonzalez-Rodriguez, J.G.; Porcayo-Calderon,

J.; Rodriguez-Diaz, R.A. Behavior of Ni20Cr Alloy in Molten Nitrate Salts. *Int. J. Mol. Sci.* 2022, 23, 7895. <https://doi.org/10.3390/ijms23147895>.

[20] Bradshaw, R.W.; Goods, S.H. Corrosion of Alloys and Metals by Molten Nitrates; SANDIA REPORT SAND2000-8727; Sandia National Laboratories: Albuquerque, NM, USA, 2001.

[21] Afanasiev, P.; Kerridge, D.H. Reactivity of V_2O_5 , MoO_3 and WO_3 in molten KNO_3 , studied by mass spectrometry. *J. Alloys Compd.* 2001, 322, 97–102. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(01\)00955-0](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(01)00955-0).

[22] Xie, W.; Ding, J.; Wei, X.; Wang, W.; Xia, G.; Xing, J. Corrosion Resistance of Stainless Steel and Pure Metal in Ternary Molten Nitrate for Thermal Energy Storage. *Energy Procedia* 2019, 158, 4897–4902. <https://doi.org/10.1016/j.egypro.2019.01.703>.

[23] Afanasiev, P.; Geantet, C.; Kerridge, D.H. Products of reactions of Mo and Zr compounds in molten nitrate. *J. Mater. Chem.* 1995, 5, 347–352. <https://doi.org/10.1039/JM9950500347>.

[24] Verma, C.; Singh, P.; Bahadur, I.; Ebenso, E.E.; Quraishi, M.A. Electrochemical, thermodynamic, surface and theoretical investigation of 2-aminobenzene-1,3-dicarbonitriles as green corrosion inhibitor for aluminum in 0.5 M NaOH. *J. Mol. Liq.* 2015, 209, 767–778. <https://doi.org/10.1016/j.molliq.2015.06.039>.

[25] Zhang, H.-H.; Pang, X.; Gao, K. Effect of surface roughness on the performance of thioureido imidazole inhibitor in CO_2 -saturated brine. *Corros. Sci.* 2019, 157, 189–204. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.05.023>.

[26] Ghasemi, O.; Danaee, I.; Rashed, G.R.; RashvandAvei, M.; Maddahy, M.H. Inhibition effect of a synthesized N, N' -bis(2-hydroxybenzaldehyde)-1, 3-propandiimine on corrosion of mild steel in HCl. *J. Cent. South Univ.* 2013, 20, 301 – 311. <https://doi.org/10.1007/s11771-013-1488-9>.

[27] Xue, X.J.; Dong, J.; Zhao, C.Y. Corrosion evaluation of austenitic stainless steels in Li_2CO_3 - K_2CO_3 eutectic salt for thermal energy storage. *J. Energy Storage* 2024, 99, 113312. <https://doi.org/10.1016/j.est.2024.113312>.

Estudio del comportamiento anticorrosivo de vidrio metálico Ni-Nb-Ti evaluado en fluido biológico simulado.

A.G. Soriano Carranza^a, A. Espinoza Vázquez^{b*}, I. A. Figueroa^a, F.J. Rodríguez

Gómez^c. G. A. Lara Rodríguez^a

^a Instituto de Investigaciones en Materiales, Universidad Nacional Autónoma de México, Circuito Exterior S/N, Cd. Universitaria, Coyoacán, Ciudad de México, 04510, México.

^b Unidad Anticorrosión, Instituto de Ingeniería, Universidad Veracruzana, Veracruz, México.

^c Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química, Universidad Nacional Autónoma de México, Ciudad de México, 04510, México.

* Autor Correspondiente: iafigueroa@unam.mx (I.A. Figueroa).

RESUMEN

En este estudio se evaluó el comportamiento anticorrosivo de vidrios metálicos basados en la aleación Ni-Nb-Ti, sintetizados mediante la técnica de *Melt Spinning*. La caracterización estructural mediante difracción de rayos X (DRX) confirmó la formación de una fase amorfa, mientras que la microscopía electrónica de barrido (MEB) reveló una superficie homogénea, lisa y libre de defectos. El análisis electroquímico en solución Hank (fluido biológico simulado) se realizó mediante espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS), obteniéndose valores de impedancia del orden de $10^7 \Omega \cdot \text{cm}^2$ y bajas capacitancias, características asociadas a materiales altamente resistentes a la corrosión. Asimismo, se observó la formación de una capa pasiva estable y protectora mediante curvas de polarización, lo que posiciona a estos vidrios metálicos como prometedores candidatos para aplicaciones biomédicas, especialmente como recubrimientos o materiales estructurales en ambientes fisiológicos.

Palabras Clave: Vidrios metálicos; espectroscopía de impedancia electroquímica; Solución Hank; Corrosión

1. Introducción

Los vidrios metálicos (MGs, por sus siglas en inglés) han surgido como materiales innovadores debido a sus propiedades excepcionales, entre las que destacan su alta resistencia mecánica y su notable resistencia frente a la corrosión [1-4]. Estas

características se derivan de su estructura vítrea, caracterizada por un ordenamiento atómico de corto alcance y la ausencia de defectos cristalinos como bordes de grano o dislocaciones, los cuales suelen actuar como sitios preferentes para la iniciación de procesos corrosivos en aleaciones convencionales [2-5]. Además, la homogeneidad microestructural de estos materiales, combinada con la presencia de elementos formadores de capas pasivas (como Ti, Nb o Zr), les confiere una elevada estabilidad electroquímica en medios agresivos, incluyendo entornos fisiológicos [3,6]. Estas ventajas posicionan a los MGs como candidatos prometedores para reemplazar aleaciones tradicionales en aplicaciones biomédicas, donde la resistencia a la corrosión y la biocompatibilidad son críticas [7,8].

En este contexto, el presente estudio evalúa la resistencia a la corrosión de un vidrio metálico basado en el sistema Ni-Nb-Ti en un fluido biológico simulado (solución Hank), empleando técnicas electroquímicas. Esta aleación vítrea se selecciona como una alternativa potencial para mitigar los problemas de degradación que afectan a implantes metálicos convencionales, como la corrosión por picadura inducida por iones cloruro o la liberación de iones citotóxicos [9,10]. Los resultados obtenidos podrían aportar información clave para el diseño de implantes con mayor durabilidad y seguridad en aplicaciones médicas.

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

Reactivos: NaCl, CaCl₂, KCl, Glucosa, NaHCO₃, MgCl₂*6 H₂O, Na₂HPO₄*2 H₂O, KH₂PO₄, MgSO₄*7H₂O.

Elementos: Ni, Ti y Nb, 99.9% pureza.

Gases: Argón y Helio, marca infra.

Electrodo de referencia: Ag/AgCl saturado, marca Cole-Parmer.

Contraelectrodo: barra de grafito.

Crisol de cuarzo.

Termómetro digital, marca General Tools and instruments.

Baño termostático, marca EcoShell

2.2. Equipos

- Horno de Arco Eléctrico, modelo MAM-1 marca Edmund Bühler.
- Melt Spinner, modelo MSP-10 marca Edmund Bühler.
- Potenciostato-Galvanostato, modelo Gill AC, marca ACM Instruments.
- Difractómetro de rayos X, Modelo D500, marca Siemens.
- Microscopio electrónico de barrido, modelo benchtop JCM-6000, marca JEOL.

2.3. Metodología

A continuación, se describe el desarrollo experimental desarrollado para la síntesis y evaluación electroquímica del vidrio metálico obtenido.

2.3.1. Síntesis de vidrios metálicos

Los vidrios metálicos se fundieron a través de la técnica del Melt Spinning [11]. Previamente se fundieron los elementos Ni, Nb y Ti en un horno de arco eléctrico (HAE) para obtener la aleación con la composición deseada. Posteriormente se sintetizaron los vidrios metálicos en el Melt Spinner con atmósfera inerte para evitar su oxidación, se utilizó un crisol de cuarzo y las variables de operación fueron las siguientes: 25 m/s de velocidad de giro de rueda de cobre, 0.7 mm de diámetro de boquilla del crisol de cuarzo y 0.30 Pa. de presión de inyección del metal fundido. Los vidrios metálicos se obtuvieron en forma de cintas, con 1 mm de ancho, y 24 μm de espesor.

2.3.2. Electrolito

Para la evaluación electroquímica, se utilizó la solución de Hank cuya composición se presenta en la tabla 1, con temperatura controlada con baño termostático de 37 ± 0.5 °C. y un pH controlado de 7.4 tomando como referencia la norma ISO 10993-15 [12].

Tabla 1. Composición química de la solución Hank

Compuesto	g/L
NaCl	8
CaCl ₂	0.14
KCl	0.4
Glucosa	1
NaHCO ₃	0.35

$\text{MgCl}_2 * 6 \text{H}_2\text{O}$	1
$\text{Na}_2\text{HPO}_4 * 2 \text{H}_2\text{O}$	0.06
KH_2PO_4	0.06
$\text{Mg}_2\text{SO}_4 * 7 \text{H}_2\text{O}$	0.06

1.3.3 Caracterización Microestructural

Para corroborar la vitrificación de la aleación Ni-Nb-Ti, se analizó con Difracción de rayos X y microscopía electrónica de barrido (ASTM E1523-13 y ASTM E1508-12(2017)) [13,14].

La difracción de rayos X se realizó en un difractómetro Siemens D-5000, con lámpara de cobre, y un tamaño de paso de 1.2, con un barrido de 30° a 80° en 2θ. La morfología se caracterizó en microscopio óptico de barrido marca JEOL, modelo benchtop JCM-6000 con detector para análisis de Espectroscopía de energía dispersiva (EDS, por sus siglas en inglés).

1.3.4 Evaluación electroquímica

La evaluación electroquímica se realizó de acuerdo con las normas ASTM G3-14 (2020) [15], y ASTM G106-89(2018) [16]; en un potenciostato-galvanostato con arreglo de 3 electrodos: el vidrio metálico como electrodo de trabajo, con preparación superficial de acuerdo a la norma ASTM E3-20 (2020) [17] con un área de exposición de 1 cm², una barra de grafito como contraelectrodo y un electrodo de referencia de Ag/AgCl saturado. La secuencia de pruebas fue: potencial vs tiempo durante 1800 segundos, seguido de la espectroscopía de impedancia electroquímica con ±10 mV de perturbación y un barrido de 10⁴ a 10⁻² Hz, con un total de 60 puntos. Tras una pausa de 5 minutos, se realizaron las curvas de polarización cíclica con una velocidad de barrido de 60 mV/min, aplicando un sobrepotencial (η) desde -500 mV hasta 1000 mV respecto al Ecorr, para luego invertir la dirección del barrido. Todas las pruebas electroquímicas se realizaron por triplicado.

3. Resultados y discusión

3.1. Caracterización microestructural.

El difractograma del vidrio metálico Ni-Nb-Ti se observa que tiene un pico ancho y difuso alrededor de 45° en la posición 2 θ (figura 1), lo cual es característico de los sólidos amorfos [18], corroborando así la vitrificación de la aleación.

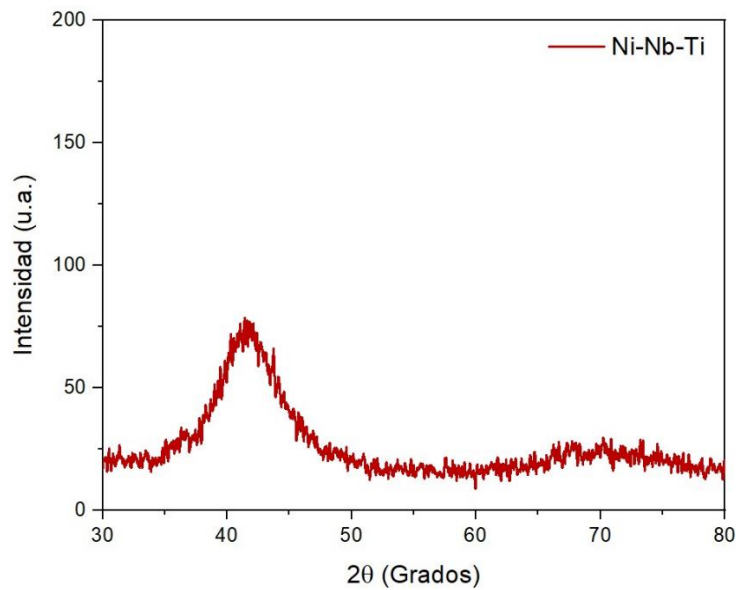


Fig. 1. Patrón de difracción para el vidrio metálico Ni-Nb-Ti.

Por otro lado, la microscopía electrónica de barrido revela una superficie lisa, sin defectos visibles como poros, rechupes o precipitados. Asimismo, el análisis químico mostró una distribución homogénea de los elementos Ni-Nb-Ti (Figura 2), sin evidencia de segregación.

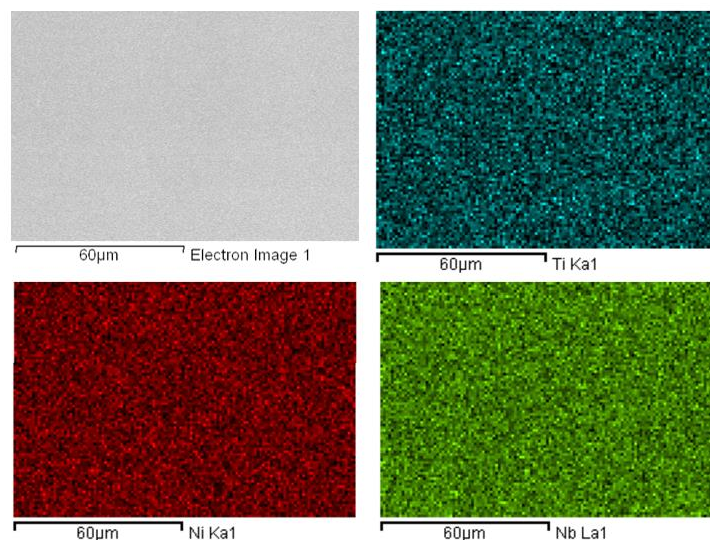


Fig. 2. Análisis MEB-EDS para el vidrio metálico Ni-Nb-Ti

2.2 Caracterización electroquímica

Para evaluar la resistencia a la corrosión en fluido biológico simulado, se utilizaron las siguientes técnicas electroquímicas: curvas de potencial vs tiempo y espectroscopía

de impedancia electroquímica.

2.2.1 Potencial a circuito abierto (OCP)

En la Figura 3 se muestra el comportamiento del potencial en función del tiempo; después de aproximadamente 1000 segundos, se alcanza un estado estacionario. No obstante, se observa también un desplazamiento del potencial hacia valores más positivos, lo cual se asocia con la formación de una capa pasiva [19], que podría estar compuesta por óxidos de titanio (TiO_2), óxidos de niobio (Nb_2O_5 o NbO_2) y siendo los menos protectores los óxidos de níquel (NiO o Ni(OH)_2).

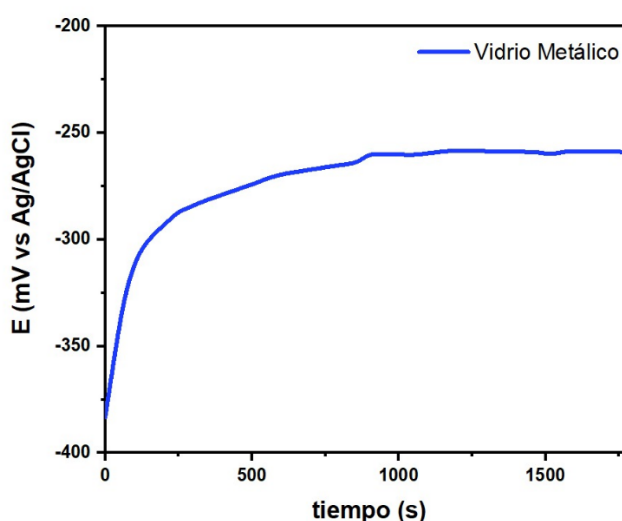


Fig. 3. Potencial a circuito abierto para el vidrio metálico Ni-Nb-Ti inmerso en una solución Hank.

2.2.2 Espectroscopía de Impedancia Electroquímica (EIS)

En la Figura 4 se presenta el diagrama de Nyquist, el cual muestra un semicírculo bien definido de comportamiento capacitivo, alcanzando valores del orden de $10^6 \Omega \cdot \text{cm}^2$. Este comportamiento puede asociarse a la ausencia de fases cristalinas y a la distribución uniforme de los elementos, lo que resulta en una superficie lisa y protegida. Estas condiciones favorecen la formación de una capa pasiva protectora y resistente, al no contar con sitios preferenciales donde inicie la corrosión. Como consecuencia, se obtiene una alta resistencia y la formación de una capa pasiva estable y protectora sobre la superficie del vidrio metálico Ni-Nb-Ti.

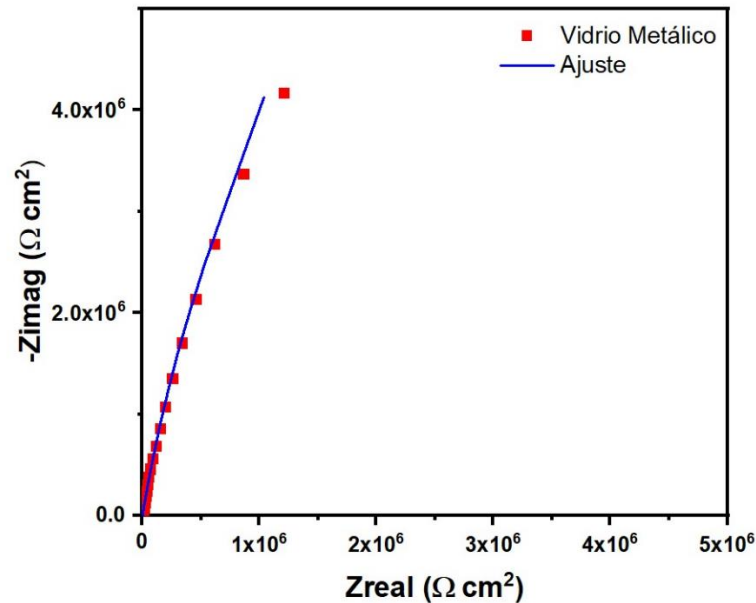


Fig 4. Diagrama Nyquist representativo de la respuesta para el vidrio metálico Ni-Nb-Ti inmerso en solución Hank

Adicionalmente, en la Figura 5a se presentan los diagramas de Bode, donde se observa una única pendiente cercana a -1 a lo largo de cinco décadas de frecuencia, lo cual es característico de materiales con alta resistencia a la corrosión [20]. Por otro lado, en la Figura 5b se muestra el diagrama de Bode-fase, en el que se registran valores de ángulo de fase cercanos a 90°, también indicativos de un comportamiento capacitivo ideal, típico de materiales altamente resistentes a la corrosión [21]. Finalmente, la forma de este diagrama indica la presencia de dos constantes de tiempo acopladas, lo cual sugiere que el sistema puede modelarse mediante un circuito equivalente con dos pares R-Q en paralelo. La primera constante de tiempo está asociada a la resistencia a la transferencia de carga (R_{tc}) en la interfaz metal/electrolito, mientras que la segunda se relaciona con la respuesta capacitiva de la película pasiva (R_{po} y C_F) formada sobre la superficie del material. Esta película, generada por la interacción con el medio corrosivo, actúa como una barrera física que reduce la velocidad de disolución del metal, reforzando así la alta resistencia a la corrosión observada.

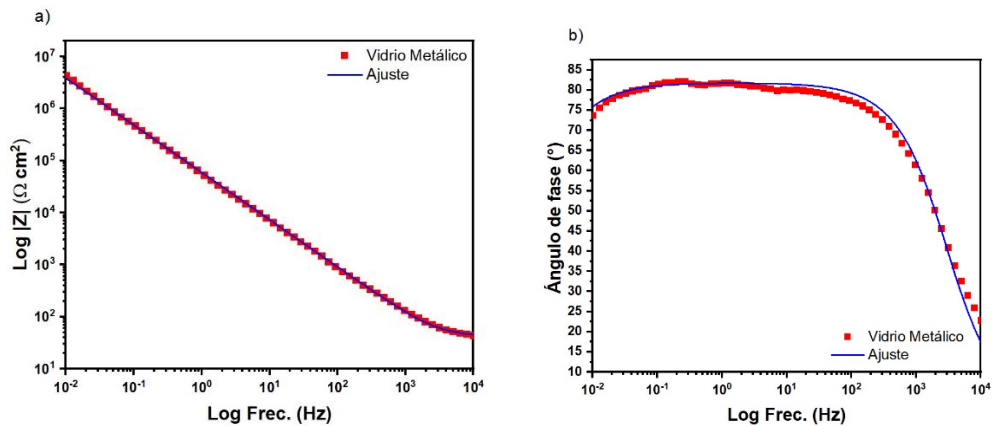


Fig 5. Diagrama Bode representativo a) $|Z|$ y b) ángulo, para el vidrio metálico Ni-Nb-Ti inmerso en solución Hank

Para obtener los parámetros electroquímicos de este sistema se propone el circuito eléctrico equivalente (Figura 6) que está conformado por tres resistencias: R_s , que representa la resistencia de la solución; R_{po} correspondiente a la resistencia de poros y R_{tc} es la resistencia a la transferencia de carga. Además, incluye dos elementos de fase constante (CPE por sus siglas en inglés), uno asociado a la capa pasiva (CPE_{po}) y otro a la doble capa electroquímica (CPE_{dl}).

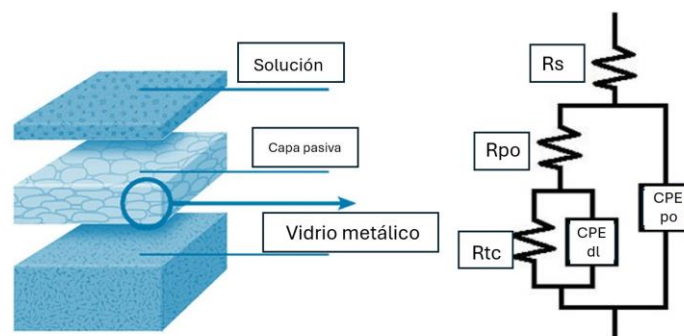


Fig. 6. Circuito Eléctrico Equivalente propuesto para la simulación del sistema

Para calcular los valores de las capacitancias tanto de poro como de la doble capa se utilizaron las ecuaciones de Brugg y Mansfield [22].

La capacitancia de la doble capa electroquímica (ecuación de Brugg) es calculada con la ecuación (1):

$$C_{dl} = Y_o^{1/n} [(1/R_s) + (1/R_{tc})]^{(n-1)/n} \quad (1)$$

Donde C_{dl} es la capacitancia de la doble capa, Y_o es el elemento de fase constante

(CPEdl), n es el indicador de rugosidad en la superficie, R_s la resistencia de la solución, y R_{tc} la resistencia a la transferencia de carga.

Para calcular la capacitancia de la película se utilizó la ecuación de Mansfield (2):

$$C_{po} = Y_o (\omega')^{n-1} \quad (2)$$

Donde C_{po} es la capacitancia de la película y ω' es la frecuencia angular a la que Z_{real} está en su máximo.

Los valores de la simulación con el circuito eléctrico equivalente se enlistan en la tabla 2, los cuales presentan valores altos de las resistencias y bajas capacitancias que son típicas en la presencia de barreras con características estables y resistentes a la corrosión.

Tabla 2: Parámetros electroquímicos obtenidos de la simulación por el programa Zsim

Elemento	Valor	Unidades
R_s	41.48	$\Omega \text{ cm}^2$
R_{po}	3.97×10^6	$\Omega \text{ cm}^2$
C_F	3.16×10^{-6}	F/cm ²
n_1	0.91	-
R_{tc}	3.66×10^7	$\Omega \text{ cm}^2$
C_{dl}	8.47×10^{-6}	F/cm ²
n_2	0.97	-
R_{p^*}	4.06×10^7	$\Omega \text{ cm}^2$

^a $R_p = R_s + R_{po} + R_{tc}$

2.2.3 Curvas de polarización cíclica

Para evaluar la susceptibilidad del vidrio metálico a la corrosión por picadura, se llevó a cabo la medición de polarización cíclica del material inmerso en solución de Hank a una temperatura de 37 ± 0.5 °C (Figura 8). La curva obtenida muestra una región activa en la que se realizó la extrapolación de Tafel, cuyos valores se presentan en la Tabla 3. En esta zona ocurre la disolución de los elementos metálicos (Ni, Ti, Nb), acompañada de la formación de sus respectivos óxidos. Estos óxidos, al depositarse sobre la superficie del material, actúan como barrera que limita el paso de corriente, generando un comportamiento asintótico en la curva o una pseudopasivación, observada en el orden de 10^{-3} mA/cm², donde la densidad de corriente se estabiliza pese al incremento del potencial. Este comportamiento coincide con los resultados obtenidos mediante EIS y OCP, los cuales sugieren la formación de una capa pasiva sobre el material. Los valores de i_{corr} obtenidos por extrapolación de Tafel indican una baja velocidad de corrosión del vidrio metálico en la solución de Hank.

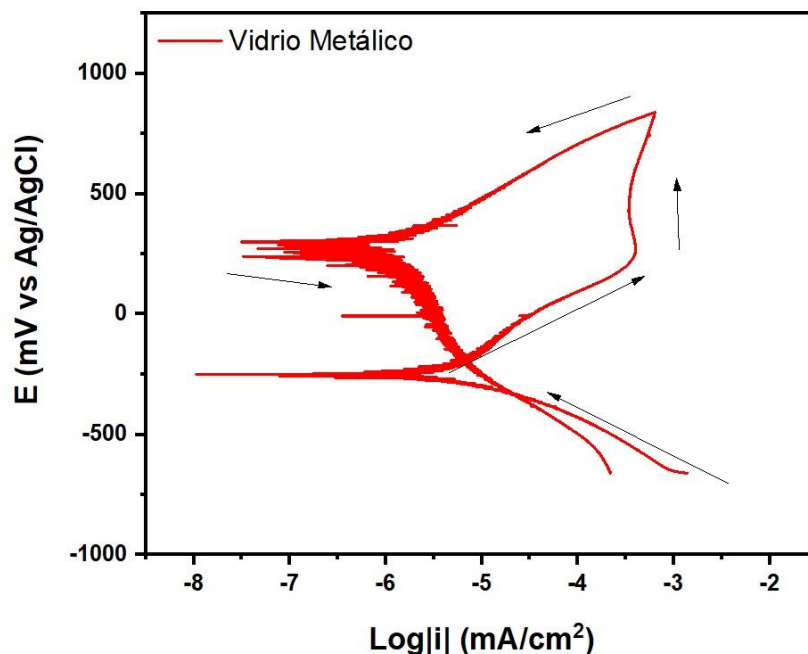


Fig 8. Curva de polarización cíclica para el vidrio metálico Ni-Nb-Ti en solución Hank a 37 °C

El potencial se invirtió hasta 1 V por encima del potencial de corrosión, lo que resultó

en una histéresis negativa, comúnmente asociada con la resistencia a la corrosión por picadura [23]. Este fenómeno ocurre porque las especies formadas durante la polarización anódica directa actúan como barrera, limitando el paso de corriente. Como consecuencia, durante la rama inversa, a un mismo valor de potencial, se registra una menor densidad de corriente. Este comportamiento es característico de los óxidos de titanio [23, 24], lo cual ha favorecido su uso en aplicaciones biomédicas como material para implantes.

Tabla 3. Valores obtenidos mediante extrapolación de Tafel

E_{corr} (mV vs Ag/AgCl)	i_{corr} μA/cm²	b_a mV/DEC	b_c mV/DEC
-240.2	0.003	195.2	-153.2

4. Conclusiones

Los vidrios metálicos Ni-Ti-Nb demostraron una resistencia sobresaliente a la corrosión en solución Hank. La vitrificación de la aleación, obtenida mediante la técnica de Melt Spinning, fue confirmada por difracción de rayos X (DRX), mientras que la microscopía electrónica de barrido (MEB) evidenció una microestructura homogénea, con una morfología superficial lisa y libre de defectos.

Los estudios electroquímicos por espectroscopía de impedancia electroquímica (EIS) revelaron altas resistencias de orden $10^7 \Omega \cdot \text{cm}^2$ y bajas capacitancias cercanas a 10^{-6} F/cm^2 . Además, los valores del factor de dispersión (n) próximos a 1 corroboran la homogeneidad superficial, indicando un comportamiento similar al de un capacitor ideal. La curva de polarización arrojó valores bajos de i_{corr} de $0.003 \mu\text{A/cm}^2$, presentó una pseudopasivación en 10^{-3} mA/cm^2 y la presencia de una histéresis negativa al invertir el potencial, fenómenos que denotan una alta resistencia a la corrosión tanto homogénea como localizada. Estos resultados posicionan a los vidrios metálicos Ni-Ti-Nb como excelentes candidatos para sustituir biomateriales convencionales, gracias a su estabilidad y resistencia frente a ambientes corrosivos.

Agradecimientos

Los autores agradecen al SNII (Sistema Nacional de Investigadoras e investigadores) por la distinción y el estipendio recibido. AGSC agradece a SECIHTI por la beca. IAFV agradece el apoyo financiero aportado por DGAPAPIIT UNAM “IN103225”. Por el apoyo en la parte técnica a: C. Flores, A. Tejeda y L. Bazan.

Referencias

- [1] Li, X., Li, Q., Zhang, C., Jiang, L., Zhang, G., & Chang, C. (2025). Development of Cr-based bulk metallic glass and amorphous alloy coatings via HVOF spraying with exceptional corrosion and wear resistance. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 504, 132036.
- [2] Yang, Y., Zhuang, C., Liu, X., Chen, L., Zhu, Y., Zhang, X., ... & Ma, M. (2025). Study on the corrosion properties of Ti41. 4Zr28. 52Cu6. 44Nb8. 0Be15. 64 metallic glass-based composites in binary acid-salt solutions. *Journal of Alloys and Compounds*, pp. 179133.
- [3] Jiang, L., Bao, M., Dong, Y., Yuan, Y., Zhou, X., & Meng, X. (2023). Processing, production and anticorrosion behavior of metallic glasses: A critical review. *Journal of Non-Crystalline Solids*, Vol. 612, pp. 122355.
- [4] Du, P., Li, B., Chen, J., Li, K., & Xie, G. (2023). Novel Ti-based bulk metallic glass free of toxic and noble elements for bio-implant applications. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 934, pp. 167996.
- [5] Zhang, W., & Inoue, A. (2002). Effects of Ti on the thermal stability and glass-forming ability of Ni-Nb glassy alloy. *Materials Transactions*, Vol. 43(9), pp. 2342-2345.
- [6] Li, Y., Wong, C., Xiong, J., Hodgson, P., & Wen, C. (2010). Cytotoxicity of titanium and titanium alloying elements. *Journal of dental research*, Vol. 89(5), pp. 493-497.
- [7] Shtefan, V., Navas, N. F., Kaban, I., Hantusch, M., & Gebert, A. (2025). Pitting corrosion mechanisms of Ti-Cu-(Pd-) based metallic glasses in simulated physiological solution. *Corrosion Science*, Vol. 251, pp. 112913.
- [8] Yüce, E., Spieckermann, F., Asci, A., Wurster, S., Ramasamy, P., Xi, L., ... & Eckert, J. (2023). Toxic element-free Ti-based metallic glass ribbons with precious metal additions. *Materials today advances*, Vol. 19, pp. 100392.

- [9] Biały, M., Hasiak, M., & Łaszcz, A. (2022). Review on biocompatibility and prospect biomedical applications of novel functional metallic glasses. *Journal of Functional Biomaterials*, Vol. 13(4), pp. 245.
- [10] Darabara, M., Bourithis, L., Zinelis, S., & Papadimitriou, G. D. (2004). Susceptibility to localized corrosion of stainless steel and NiTi endodontic instruments in irrigating solutions. *International endodontic journal*, Vol. 37(10), pp. 705-710.
- [11] Inoue, A. (2000). Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys. *Acta Materialia*, Vol. 48(1), pp. 279–306.
- [12] International Organization for Standardization. (2009). Biological evaluation of medical devices – part 15: Identification and quantification of degradation products from metals and alloys (ISO 10993-15: 2009).
- [13] ASTM International. (2013). *ASTM E1523-13: Standard Guide to Measurement of Thickness of Amorphous Thin Films Using X-Ray Reflectivity (XRR)*. West Conshohocken, PA: ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E1523-13>
- [14] ASTM International. (2017). *ASTM E1508-12(2017): Standard Guide for Quantitative Analysis by Scanning Electron Microscope/Energy-Dispersive X-Ray Spectrometry (SEM/EDS)*. West Conshohocken, PA: ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E1508-12R17>
- [15] ASTM International. (2020). *ASTM G3-14(2020): Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing*. West Conshohocken, PA: ASTM International. <https://doi.org/10.1520/G0003-14R20>.
- [16] ASTM International. (2018). *ASTM G106-89(2018): Standard Practice for Verification of Algorithm and Equipment for Electrochemical Impedance Measurements*. West Conshohocken, PA: ASTM International. <https://doi.org/10.1520/G0106-89R18>
- [17] ASTM International. (2020). *ASTM E3-20: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. West Conshohocken, PA: ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0003-20>
- [18] Daniel, A. A., Vasantha, V. S., & Eric, F. (2020). Evaluation of corrosion behavior of an amorphous Ni₆₀Nb₄₀–alloy with its crystalline form in stimulated PEMFC conditions. *Journal of Dispersion Science and Technology*, Vol. 41(7), pp. 1022-1029.
- [19] Carranza, A. S., Figueroa, I. A., Vázquez, A. E., Gómez, F. R., & Huerta, L. (2025). Corrosion Behavior of Ni-Nb Eutectic Glassy Composition in Aqueous Solutions of NaOH, HCl, and NaCl. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 34(4),

pp. 3453-3463.

[20] Orazem, M. E., & Tribollet, B. (2008). Electrochemical impedance spectroscopy. New Jersey, Vol.1(906), pp. 383-389.

[21] Zhang, C., Li, Q., Xie, L., Zhang, G., Mu, B., Chang, C., ... & Ma, X. (2023). Development of novel Fe-based bulk metallic glasses with excellent wear and corrosion resistance by adjusting the Cr and Mo contents. *Intermetallics*, Vol.153, pp. 107801.

[22] Espinoza-Vázquez, A., Rodríguez-Gómez, F. J., Negrón-Silva, G. E., González-Olvera, R., Ángeles-Beltrán, D., Palomar-Pardavé, M., ... & Castro, M. (2020). Fluconazole and fragments as corrosion inhibitors of API 5L X52 steel immersed in 1M HCl. *Corrosion Science*, Vol. 174, pp. 108853.

[23] Esmailzadeh, S., Aliofkhazraei, M., & Sarlak, H. (2018). Interpretation of cyclic potentiodynamic polarization test results for study of corrosion behavior of metals: a review. *Protection of metals and physical chemistry of surfaces*, Vol. 54(5), pp. 976-989.

[24] Huang, Y. Z., & Blackwood, D. J. (2005). Characterisation of titanium oxide film grown in 0.9% NaCl at different sweep rates. *Electrochimica Acta*, Vol. 51(6), pp. 1099-1107.

Electrochemical heavy metals recovery in the lagoon system of southern Tamaulipas from water lily (*Eichhornia crassipes*) as a possible phytoremediator treatment

Michelle Alejandra Luna Jiménez^a, Edgar Onofre Bustamante^{a*}, Ana Cecilia

Espíndola Flores^a

^aInstituto Politécnico Nacional, Centro de Investigación en Ciencia Aplicada y Tecnología

Avanzada, Unidad Altamira, grupo de investigación BioReCon+Sustentabilidad, Red de

Medio Ambiente. Carretera Tampico-Puerto Industrial Altamira Km 14.5, C. Manzano,

Industrial Altamira, 89600 Altamira, Tamps.

** eonofre@ipn.mx*

RESUMEN

El Sistema lagunar de la zona sur de Tamaulipas se encuentra altamente contaminado debido a la falta de precipitaciones, la proliferación de lirio acuático y lo más importante, debido a la descarga de aguas industriales. El lirio acuático (*Eichhornia crassipes*) puede actuar como un fitorremediador natural, lo que significa que puede ayudar con la remoción de contaminantes que son liberados al medio ambiente. Considerando que la zona sur de Tamaulipas es una zona agroindustrial y que está rodeada de diferentes cuerpos de agua. El desarrollo de metodologías nuevas que sean verdes y eficientes que permitan al medio ambiente mantenerse saludable se vuelve necesario. Dentro de los contaminantes que se liberan al medio ambiente los metales pesados destacan debido a los posibles efectos adversos que pueden tener en los seres humanos, animales y el medio ambiente en general. En el presente estudio se desarrolla una novedosa celda electroquímica (electrodo retráctil de grafito) para la recuperación de metales pesados para posteriormente implementarla en el sistema aplicando las técnicas de voltamperometría cíclica con una polarización de $\pm 3V$ iniciando en la parte

catódica y pulsos potencioestáticos de 200mV empezando en -3V con respecto al E_{corr} hasta llegar a 3V.

Palabras Clave: metales pesados, lirio acuático, electrodo retráctil, grafito.

1. Introducción

Dentro de las diversas problemáticas ambientales que existen en la región, existen dos que están estrechamente relacionadas y por lo tanto las consecuencias que tienen individualmente se suman, dichas problemáticas son: la poca presencia de plantas de tratamiento de aguas residuales, las pocas que hay son del sector privado y algunas de paraestatales, sin embargo, estas pocas plantas de tratamiento de aguas residuales no se dan abasto para tratar toda el agua que se contamina tanto en casa como en la industria, teniendo como consecuencia que un gran porcentaje del agua contaminada es descargada sin ningún tipo de tratamiento generando un impacto brutal en la población, la agricultura y los ecosistemas en general.

La segunda problemática y que se relaciona con el anterior, es la sobrepoblación de lirio acuático en el sistema lagunar de la zona sur de Tamaulipas, su crecimiento es acelerado, impide el paso de luz a los diferentes cuerpos de agua por lo que afecta flora y fauna dentro de estos cuerpos de agua, se acumula en grandes cantidades y se tiene que retirar por toneladas. Tomando en cuenta las problemáticas asociadas se propone el desarrollo del presente proyecto para aprovechar el efecto fitorremediador que el lirio puede proveer y recuperar metales pesados entre otros contaminantes.

2. Materiales y metodología experimental

2.1.1 Masa lignocelulósica

Se recolectaron muestras de lirio acuático (*Eichhornia crassipes*) se secaron en mufla a 60° C por 48 hr. Se seccionó la planta en raíces, tallo y hojas, para posteriormente ser trituradas en un molino mecánico hasta obtener un polvo fino.

2.1.2 Lodos lignocelulósicos NaCl

Se prepararon soluciones de 150 mL de agua desionizada con 1gr de NaCl diluido, en donde se incorporaron 7.5 gr de muestra de tallo, 15 gr de muestra de raíz y 15 gr de muestra de hojas respectivamente.

2.1.2 Lodos lignocelulósicos NaCl + HNO₃

Se prepararon soluciones de 150 mL de agua desionizada con 1gr de NaCl diluido, en donde se incorporaron 7.5 gr de muestra de tallo 15 gr de muestra de raíz y 15 gr de muestra de hojas respectivamente a las cuales se les añadieron 15 mL de HNO₃ a 0.1 M.

2.2 Metodología

2.2.1 Fluorescencia de Rayos X “XRF”

Se utilizó un analizador de rayos X MESA 50 (Horiba) equipado con un tubo de Rh/Pd. Las muestras se analizaron en bolsas de polietileno por 100 segundos a 50kV. La identificación de los elementos se realizó utilizando el software MESA-50.

2.2.2 Espectroscopía de infrarrojo por transformada de Fourier

Se utilizó un espectrofotómetro de Infrarrojo por Transformada de Fourier marca Perkin Elmer, modelo Spectrum One. El accesorio acoplado fue un Universal ATR sampling Accesory punta de diamante. Los espectros se obtendrán en un intervalo de 4000 a 450 cm⁻¹, con una resolución de 4cm⁻¹ y con un número de barrido igual a 15. Las muestras han sido preparadas en pastillas de KBr y el intervalo de análisis fueron seleccionados de acuerdo con los estándares establecidos en la norma ASTM E1252-98 (2021) [1].

2.2.3 Voltamperometría cíclica

Se midió el potencial a circuito abierto de las soluciones por 10 minutos, para posteriormente someterlas a 10 ciclos de óxido-reducción, aplicando un sobrepotencial de ± 3 Volts anódicos y catódicos, con una velocidad de barrido de 120 mV/s, en un potenciostato/galvanostato Biologic SP-150, comenzando con la aplicación de corriente catódica para favorecer la reacción de reducción, se emplearon láminas de grafito flexible como ánodo y cátodo. Los parámetros de análisis fueron seleccionados en base a las recomendaciones de la guía de voltamperometría cíclica (Noémie Elgrishi et al.) [2].

3. Resultados y discusión

3.1 Fluorescencia de Rayos X “XRF” – lirio acuático pretratamiento

El lirio acuático fue recolectado en instalaciones de la casa de la naturaleza el día 29 de octubre de 2024 (Maxilibramiento Tampico km 8.5, Chairel Tancol, 89687 Tampico, Tamps.) en donde colindan el río Tamesí y la laguna “La Vega Escondida”. Los elementos identificados en el espectro de XRF (figura 1) se muestran en la tabla 1 en donde se destaca en color rojo la muestra con mayor concentración de contaminantes.

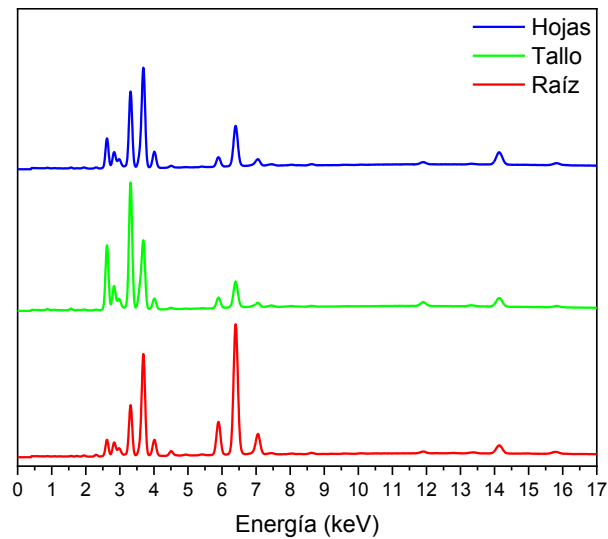


Figura 1. Espectros de XRF de muestras de raíz, tallo y hojas pertenecientes a lirio acuático (*eichhornia crassipes*)

Tabla 1. Elementos encontrados en el análisis de XRF de las muestras de raíz, tallo y hojas de lirio acuático.

Símbolo	Elemento	Energía (keV)	Muestra
As	Arsénico	1.28	Hojas Tallo Raíz
Cl	Cloro	2.6	Hojas Tallo Raíz
K	Potasio	3.3	Hojas Tallo Raíz
Ca	Calcio	3.69	Hojas Tallo Raíz
Si	Silicio	1.7	Hojas Tallo Raíz

Cr	Cromo	5.4	Hojas Tallo Raíz
Mn	Manganeso	5.9	Hojas Tallo Raíz
Fe	Hierro	6.41	Hojas Tallo Raíz
Ni	Níquel	7.4	Hojas Tallo Raíz
Br	Bromo	11.9	Hojas Tallo Raíz
Sr	Estroncio	14.13	Hojas Tallo Raíz
Zn	Zinc	8.6	Hojas Tallo Raíz
Zr	Circonio	15.8	Hojas Tallo Raíz
Y	Itrio	1.95	Hojas Tallo Raíz
V	Vanadio	4.95	Hojas Tallo Raíz

Con anterioridad se ha reportado que las raíces del lirio acuático retienen desde el doble hasta cinco veces más determinados contaminantes [3, 4], para los resultados obtenidos en XRF para los siguientes elementos resulta en concordancia: As (metaloide), Cr, Mn, Fe, Zn, Zr, Y y V.

Para el caso de Ni y Sr, se encontró una mayor concentración de estos elementos en las hojas de la planta, fenómeno asociado a los requerimientos nutrimentales que tienen las plantas, en donde nutrientes como Zn^{+2} son requeridos para el crecimiento de la planta, se ha descrito previamente que el lirio acuático tiene afinidad por el Sr, el Sr se adhiere a la pared celular del lirio acuático saturándolo y evitando la absorción y acumulación de otros nutrientes como el Ca y el Zn.

El Cl, K, Ca y el Si son elementos con mayor presencia en el tallo y hojas y su presencia en esta planta ha sido reportada con anterioridad. Aunque estos elementos se consideran no móviles dentro de la planta, su presencia en el tallo y hojas se debe a la transpiración, proceso mediante el cual el agua es llevada hacia esta parte de la planta y que resulta de gran importancia para la salud del lirio acuático y cada una de sus partes.

3.2 Espectroscopía de infrarrojo por transformada de Fourier – lirio acuático

Se analizaron muestras de diferentes partes de lirio acuático (raíz, tallo y hojas), en base a los estándares establecidos en la norma ASTM E168-16 (2023) [5], en donde se observan las diferentes bandas de absorción de los polisacáridos que componen la estructura de una planta.

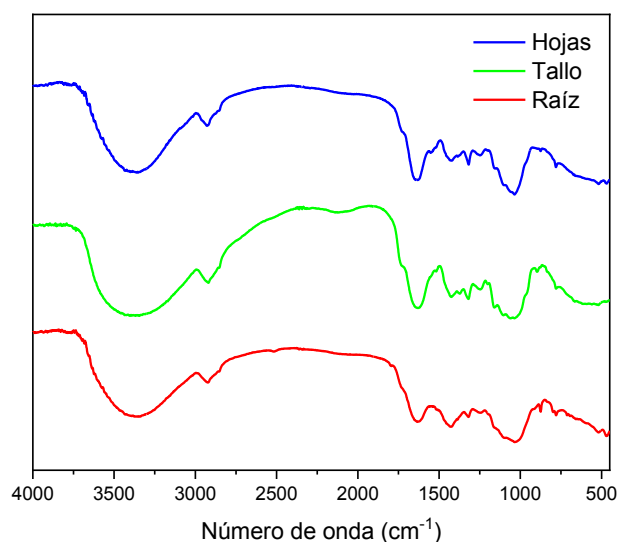


Figura 2. Espectros de infrarrojo de muestras de raíz, tallo y hojas pertenecientes a lirio acuático (*Eichhornia crassipes*)

Se compararon los espectros de IR de muestras de raíz, tallo y hojas de lirio acuático (figura 2). Durante el análisis de los resultados obtenidos no se observaron diferencias significativas en la composición química del lirio acuático, dentro de las

observaciones que se pueden realizar, se determina la presencia de celulosa, hemicelulosa y lignina [6].

Tabla 2: Bandas de absorción obtenidas durante el análisis de las diferentes muestras de raíz, tallo y hojas pertenecientes a lirio acuático.

Bandas de absorción (cm ⁻¹)	Grupo funcional	Muestra
3370	Vibración de estiramiento de grupos hidroxilo (OH) en celulosa, hemicelulosa y lignina	Raíz Tallo Hojas
2927	Vibración de estiramiento asimétrico C - H	Raíz Tallo Hojas
2850	Vibración de estiramiento simétrico CH ₂ + CH ₃	Raíz Tallo Hojas
1733	C = O grupos acetilo y carboxilo no conjugados Ácido glucurónico en hemicelulosa.	Raíz Tallo Hojas
1631	C = O	Raíz Tallo Hojas
1428	Tijereteo de CH ₂ en celulosa cristalina, lignina, hemicelulosa + lignina	Raíz Tallo Hojas
1247	Estiramiento C = O (en hemicelulosa)	Raíz Tallo Hojas
1159	Puente C – O - C del enlace glucosídico beta -(1-4)- en celulosa cristalina C - O de glucopiranosas	Tallo Hojas
1108	Éter dialquílico C – O - C	Raíz Tallo Hojas

1033	OH	Raíz Tallo Hojas
873	Estiramiento C – C	Raíz Tallo Hojas
777	O - H alomorfo de celulosa cristalina	Raíz Tallo Hojas

En la región de 3750 cm^{-1} a 3000 cm^{-1} se observa un ensanchamiento de la señal atribuido a vibración de estiramiento de O-H en la celulosa, hemicelulosa y lignina, sin embargo, una mayor intensidad puede apreciarse en la muestra de tallo de lirio acuático, lo que en principio indica un mayor cantidad de hemicelulosa en esta parte de la planta.

El carácter ácido de la hemicelulosa se destaca por la longitud de onda con mayor intensidad en donde aparece la señal (3370 cm^{-1}), lo que se confirma por la aparición de las señales en 2927 cm^{-1} , 2850 cm^{-1} y 1159 cm^{-1} .

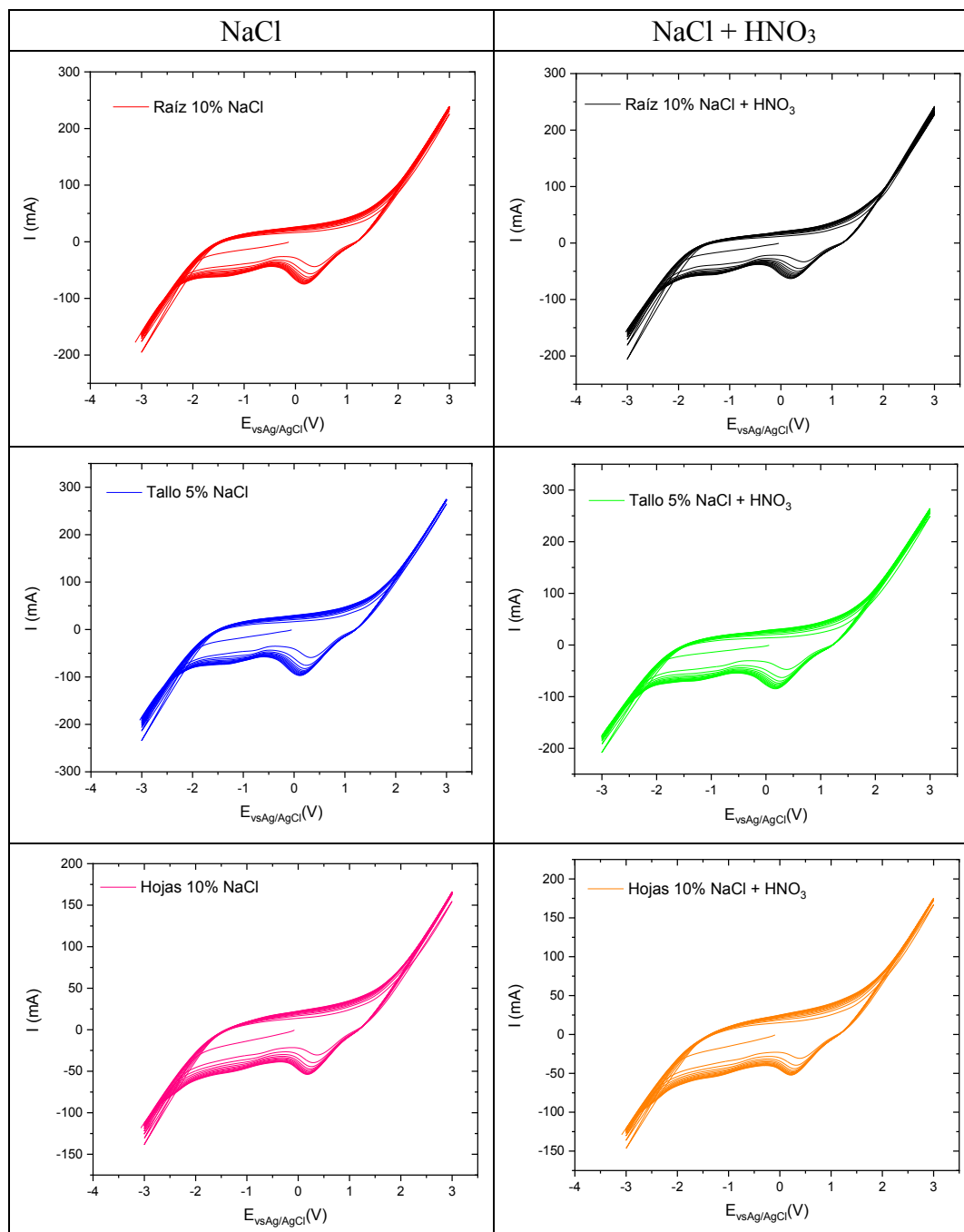
La región de 1200 cm^{-1} a 950 cm^{-1} se considera como la huella de la celulosa, se puede apreciar que las señales emitidas corresponden a un enlace beta glucosídico (1159 cm^{-1} , 1108 cm^{-1} , 1033 cm^{-1}), sin embargo, debe considerarse que las señales de celulosa y lignina suelen sobreponerse y se contempla una suma de sus contribuciones (holocelulosa = celulosa + hemicelulosa).

3.3 Voltamperometría Cíclica

En la tabla 3, se presentan los voltamogramas obtenidos de los lodos preparados con muestras de raíz, tallo y hojas en soluciones de NaCl y NaCl + HNO₃, en donde no se observan picos de oxidación debido a la naturaleza de los electrodos (grafito) empleados, que no permiten ceder electrones para la formación de especies oxidadas.

En la región catódica los voltamogramas muestran picos de reducción en el intervalo de -2.022 a -0.620V y de -0.620 a 0.088V, intervalos que contemplan la reducción de los metales hasta llevarlos a un estado elemental; los lodos cuentan con la presencia de hasta 15 elementos. Sin embargo, bajo estas condiciones no es posible discernir el pico de reducción de cada uno de ellos.

Tabla 3. Voltamogramas de muestras de raíz, tallo y hojas de lirio acuático en NaCl y NaCl + HNO₃.



La figura 3 presenta una comparación de los voltamogramas obtenidos de las diferentes soluciones que permiten obtener más información sobre el sistema que se estudia. Para el caso de la reducción de especies no es necesario implementar una solución de NaCl + HNO₃ debido a que disminuye la corriente límite.

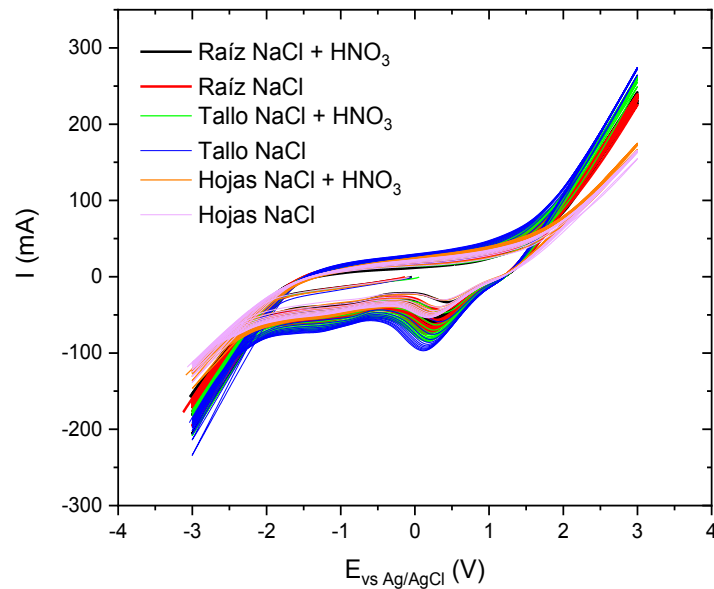


Figura 3. Comparación de los voltamogramas obtenidos.

Para el caso de las muestras de tallo, la corriente límite se incrementa, sin embargo, este fenómeno no se asocia a una mayor concentración de contaminantes de acuerdo con lo observado en XRF (sección 3.1), este fenómeno es asociado a la estructura que presenta el tallo al ser incorporado a la solución, la muestra presentaba una tendencia a estar compuesta de fibras más largas, lo que a su vez incrementó la viscosidad aparente de la solución y solo permitió incorporar 7.5g, (50% menos en comparación con las soluciones de hojas y raíces), la estructura del sistema vascular de las raíces presenta vasos xilemáticos reducidos que se unen a un único vaso metaxilemático, mientras que el tallo (rizoma y peciolo) existen diversos conjuntos de vasos xilemáticos [4], de diversos tamaños, por los cuales los nutrientes (o contaminantes) son transportados y los espacios con aire son más abundantes (donde se almacenan estos nutrientes y el O que se libera en la fotosíntesis), al presentar esta estructura se favoreció la liberación de iones a pesar del incremento aparente de viscosidad.

4. Conclusiones

Los resultados obtenidos en la técnica de XRF permitió establecer de manera preliminar los elementos: As, Si, Y, Cl, K, Ca, V, Cr, Mn, Fe, Ni, Zn, Br, Sr y Zr en las muestras de lirio acuático, lo que facilitó el planteamiento de los parámetros iniciales para la aplicación de las técnicas electroquímicas.

Mediante FTIR se identificó la estructura química de las diferentes partes del lirio

acuático, en donde no se observa diferencia, lo que establece que el análisis electroquímico puede realizarse sin distinción con respecto a las diferentes partes de la planta.

La estructura de las diferentes partes de la planta tiene influencia en la salida de corriente del sistema y para una correcta implementación de la metodología desarrollada se requiere su consideración para no incrementar el gasto de energía, asimismo, se requiere estudiar la viscosidad de las soluciones preparadas y conocer la cantidad de hemicelulosa, celulosa y lignina en cada parte de la planta para asociar un fenómeno específico de retención de los metales como método de confirmación de este mecanismo.

Agradecimientos

Agradecimientos al Centro de Investigación en Ciencia Aplicada y Tecnología Avanzada (CICATA) Unidad Altamira.

Al Instituto Politécnico Nacional (IPN).

A los proyectos SIP 20250589 y 20253511.

A la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI).

Referencias

- [1] ASTM E1252-98 (2021) Standard Practice for General Techniques for Obtaining Infrared Spectra for Qualitative Analysis
- [2] Elgrishi, N., Rountree, K. J., McCarthy, B. D., Rountree, E. S., Eisenhart, T. T., & Dempsey, J. L. (2017). A Practical Beginner's Guide to Cyclic Voltammetry. *Journal Of Chemical Education*, 95(2), 197-206. <https://doi.org/10.1021/acs.jchemed.7b00361>
- [3] Carrión, C., De León, C. P., Cram, S., Sommer, I., Hernández, M., & Vanegas, C. (2012). Aprovechamiento potencial del lirio acuático (*Eichhornia crassipes*) en Xochimilco para fitorremediación de metales. *Agrociencia*, 46(6), 609-620. <https://www.redalyc.org/pdf/302/30224486007.pdf>
- [4] Vesk, P. A., C. E. Nockolds, and W. G. Allaway. 1999. Metal localization in water hyacinth roots from an urban wetland. *Plant Cell Env.* 22: 149-158.
- [5] ASTM E168-16 (2023) Standard Practices for General Techniques of Infrared Quantitative Analysis
- [6] Tovar-Jiménez, X., Favela-Torres, E., Volke-Sepúlveda, T. L., Escalante-Espinosa, E., Díaz-Ramírez, I. J., Córdova-López, J. A., & Téllez-Jurado, A. (2019). Influence of

the geographical area and morphological part of the water hyacinth on its chemical composition. *Ingeniería Agrícola y Biosistemas (En Línea)/Ingeniería Agrícola y Biosistemas*, 11(1). <https://doi.org/10.5154/r.inagbi.2017.10.013>

[7] Mahmood, Q., Siddiqi, M. R., Islam, E. U., Azim, M. R., Zheng, P., & Hayat, Y. (2005). Anatomical studies on water hyacinth (*Eichhornia crassipes* (Mart.) Solms) under the influence of textile wastewater. *Journal Of Zhejiang University SCIENCE A*, 6B(10), 991-998. <https://doi.org/10.1631/jzus.2005.b0991>

Evaluación electroquímica del propargil- mercaptobenzimidazol como inhibidor de corrosión para el acero API 5L X70 inmerso en NaCl saturado con CO₂

A.C.Rodriguez Hernández^{a,b}, G.E.Negrón Silva^c, A. Sánchez Eleuterio^c, R. Orozco Cruz^b, A. Espinoza Vázquez^b

^a Centro de investigación en Micro y Nanotecnología (Microna), Universidad Veracruzana, Boca del Río, C.P. 94292, Veracruz, México.

^b Unidad anticorrosión, Instituto de Ingeniería, Universidad Veracruzana, C.P.94292, Boca del Río, Veracruz, México.

^c Departamento de Ciencias Básicas, Universidad Autónoma Metropolitana, C.P.02200, Azcapotzalco, Ciudad de México, México.

*Correspondencia: aurea98.cr@gmail.com (A.C.Rodriguez Hernández).

RESUMEN

En la industria petrolera, el acero X70 se ha utilizado ampliamente en ductos, siendo vulnerable a la corrosión interna, especialmente por dióxido de carbono (corrosión dulce) y sulfuros. Para mitigar estos daños, se emplean inhibidores de corrosión, sustancias que, en bajas concentraciones, reducen la velocidad del proceso corrosivo. No obstante, el uso prolongado de inhibidores tradicionales ha generado preocupaciones ambientales, lo que ha impulsado la búsqueda de alternativas más sostenibles y económicas. Según la norma NRF-005-PEMEX-2009, estos compuestos se utilizan en concentraciones entre 5 y 50 mg/L. En este contexto, los compuestos orgánicos con estructuras funcionales eficientes se consideran prometedores.

Con base en lo anterior, se sintetizó y propuso el mercaptobenzimidazol propargilado como nuevo inhibidor de corrosión, evaluado en condiciones estáticas sobre acero API 5L X70 inmerso en NaCl saturado con CO₂, considerando su posible aplicación en la industria petrolera. Para determinar su eficacia, se realizaron estudios electroquímicos que incluyeron mediciones de potencial de circuito abierto (OCP), espectroscopía de impedancia electroquímica (EIE) y curvas de polarización (CP) a 0 rpm. Estas pruebas permiten establecer el desempeño del compuesto como inhibidor y su mecanismo de acción sobre la superficie metálica en un entorno agresivo.

Palabras Clave: API 5L X70; espectroscopía de impedancia electroquímica (EIE); curvas de polarización (CP); cloruro de sodio (NaCl)

1. Introducción

1.1. El acero al carbono, como el API 5L X70, es ampliamente utilizado en sistemas de transporte de hidrocarburos debido a su resistencia mecánica y bajo costo. Sin embargo, su exposición a ambientes agresivos, especialmente aquellos enriquecidos con dióxido de carbono (CO_2), lo hace susceptible a fenómenos de corrosión interna. Este tipo de corrosión, conocida como “corrosión dulce”, ha sido ampliamente estudiada por su impacto en la integridad de los ductos y la seguridad operacional [1]. Para mitigarla, el uso de inhibidores de corrosión ha demostrado ser una técnica eficiente y flexible, capaz de adaptarse a diversas condiciones operativas [2].

Dentro de los inhibidores orgánicos, los compuestos heterocíclicos que contienen azufre y nitrógeno, como los derivados de benzimidazol, han mostrado una notable afinidad por las superficies metálicas, adsorbiéndose sobre ellas y formando una barrera protectora que reduce el ataque electroquímico [3]. La modificación estructural de estos compuestos puede mejorar su desempeño, promoviendo una adsorción más estable y una eficiencia superior. En este contexto, el diseño racional de nuevos inhibidores incorpora grupos funcionales como alquinos terminales ($-\text{C}\equiv\text{CH}$), que potencian la interacción con la superficie metálica [4]. Esto ha motivado la exploración del propargil-mercaptopbenzimidazol (figura 1) como candidato para inhibir la corrosión en ambientes ricos en CO_2 .

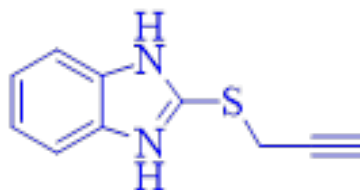


Fig. 1. Propargil-MBI

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

Tabla 1: Materiales, reactivos y equipos

Materiales	Reactivos	Equipos
Contraelectrodo de grafito	Inhibidor grado reactivo	Balanza analítica
Electrodo de referencia de Plata-Cloruro de plata (Ag/AgCl) saturado.	Cloruro de sodio	Potenciostato-Galvanostato Biologic SP-50e
Moldes de PVC	Acetona	Medidor de pH Apera pH60
Cable de cobre	Alcohol	
Pinzas para cable	Agua destilada	
Pinzas para soporte universal	Resina epóxica	
Vasos de precipitado 100 ml		
Soporte universal		
Acero API 5L X70		
Bureta		
Matraz aforado de 250 ml		
Matraz aforado de 1 litro		

2.2. Metodología

2.2.1. Preparación del inhibidor

Se utilizó una concentración del inhibidor de estudio a 0.01M. Una vez obtenida la solución madre se realizaron disoluciones para obtener concentraciones de 5, 10, 20, 50 y 100 ppm del inhibidor de corrosión inmerso en cloruro de sodio saturado con CO₂.

2.2.2. Preparación de la superficie metálica

El material utilizado en la fabricación de las probetas fue acero al carbono API 5L X70.

Para el caso de las probetas encapsuladas el área expuesta fue de 0.78 cm^2 . La superficie fue pulida antes de cada serie de pruebas electroquímicas, con papel lija de grados 80, 120, 220, 320, 400 y 600, cumpliendo con la norma ASTM G1-03, 2017 [5].

2.2.3. Evaluación electroquímica

Las mediciones se realizaron con un Potenciostato-Galvanostato Biologic SP-50e y un arreglo experimental típico de tres electrodos. El electrodo de trabajo (ET), que consistió en muestras del acero API 5L X70, el electrodo de referencia (ER) se usó un electrodo saturado de Ag/AgCl y como electrodo auxiliar (EA) una barra de grafito.

2.2.4. Mediciones electroquímicas

Las técnicas electroquímicas de corrosión utilizadas en las mediciones fueron: a) Potencial a circuito abierto (OCP), mismas que fueron realizadas durante un tiempo de 30 minutos. b) Espectroscopia de impedancia electroquímica (EIE) donde se utilizó un rango de frecuencia de 10,000-0.01 Hz y tomando 10 puntos/década. Finalmente, para polarización potenciodinámica (CP) se aplicó un sobrepotencial de -300 mV a 300 mV con respecto al potencial de corrosión, con una velocidad de barrido de 1 mV/s.

Las condiciones de medición se establecieron con base en los lineamientos propuestos por las normas ASTM G5-14, G59-97(2014) y G106-89(2015) [6–8].

3. Resultados y discusión

3.1. Efecto de la concentración

En la Figura 2 se presentan los espectros de impedancia en forma de diagramas de Nyquist, los cuales exhiben un semicírculo capacitivo deprimido tanto para las soluciones con inhibidor como sin él. Esta característica sugiere la presencia de dos constantes de tiempo capacitivas superpuestas, resultado de procesos rápidos y simultáneos en las interfaces metal-solución e inhibidor-solución [9]. La depresión del semicírculo es típica en electrodos sólidos y se asocia con la dispersión de frecuencia causada por la rugosidad superficial y otras irregularidades [10]. Por otro lado, al incorporar diferentes concentraciones de Propargil-MBI, no se observan alteraciones significativas en la forma del semicírculo, lo que indica que el mecanismo de corrosión permanece constante. Sin embargo, se evidencia una inhibición efectiva al incrementarse el diámetro del lazo capacitivo con mayores concentraciones del inhibidor, lo que sugiere una mayor cobertura superficial por la película adsorbida. En conjunto, estos resultados confirman que el compuesto orgánico actúa como barrera

protectora frente a la corrosión tipo dulce en el acero al carbono, lo que se sustenta con los parámetros mostrados en la tabla 2.

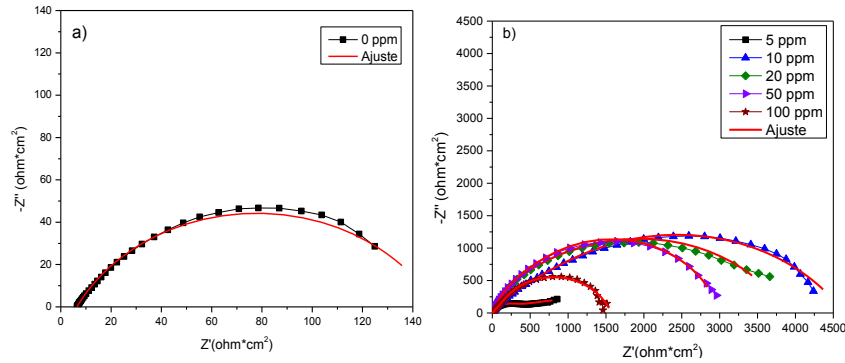


Fig. 2. Diagramas de Nyquist para el sistema API 5L X70/ NaCl sat. con CO₂ en blanco (a) y a diferentes valores de concentración del inhibidor Propargil-MBI (b).

Basado en las gráficas de impedancia se propuso dos circuitos eléctricos equivalentes para el ajuste de los datos obtenidos (figura 3).

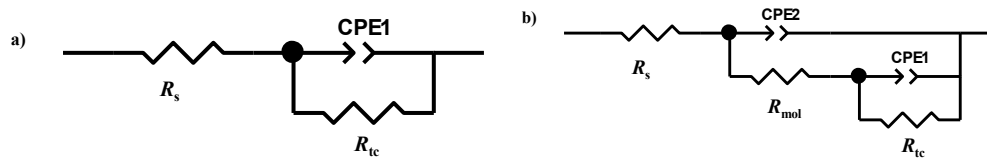


Fig. 3. Circuitos eléctricos equivalentes para el sistema en blanco (a) y con presencia del inhibidor (b).

En el circuito equivalente, la resistencia del electrolito es R_s , está en serie con los elementos de fase y resistencias, correspondientes al recubrimiento orgánico en contacto con la solución, R_{mol} , que está en paralelo con CPE como elemento de fase, R_{tc} representa la transferencia de carga de la interfase metal/inhibidor y R_{mol} la resistencia de las moléculas orgánicas.

Los valores de la capacitancia de la doble capa electroquímica (C_{dl}) se obtuvieron mediante la ecuación 1:

$$C_{dl} = Y_0^{1/n} [(1/R_s) + (1/R_{tc})]^{(n-1)/n} \quad (1)$$

La eficiencia de inhibición (EI) del sistema que surge de restar las resistencias de transferencias de carga del blanco y del inhibidor entre el blanco multiplicado por 100 como se muestra en la siguiente ecuación 2:

$$EI (\%) = \left(\frac{\frac{1}{R_{tc_{blanco}}} - \frac{1}{R_{tc_{inh}}}}{\frac{1}{R_{tc_{blanco}}}} \right) \times 100 \quad (2)$$

La tabla 2 muestra los parámetros electroquímicos del inhibidor en condiciones estáticas para el medio mencionado anteriormente. Los datos indican que el aumento de la resistencia a la transferencia de carga (R_{tc}) en la concentración desde 5 ppm se asocia con una disminución de la capacitancia de doble capa electroquímica (C_{dl}). Esta disminución de los valores de C_{dl} es provocada por la adsorción del inhibidor indicando que el área de la superficie expuesta al medio corrosivo disminuye [11]. La mejor eficiencia de inhibición se obtuvo a 10 ppm alcanzando un valor de 96.1%.

Tabla 2: Parámetros electroquímicos del inhibidor en el acero API 5L X70 inmerso en NaCl sat.

C (ppm)	R_s (Ωcm^2)	n	R_{tc} (Ωcm^2)	R_{mol} (Ωcm^2)	R_{total} (Ωcm^2)	C_{dl} ($\mu\text{F}/\text{cm}^2$)	%E	$\pm SD$
0	3.4	0.8	143	---	143	471.5	---	---
5	9.1	0.9	1688	187.3	1875.3	31	91.5	13.1
10	7.9	0.7	3701	934.9	4635.9	59.9	96.1	0.4
20	9.3	0.8	2468	1410	3878	44	94.2	0.9
50	9.4	1	2087	902.3	2989.3	97.6	93.1	1
100	9.9	0.9	1156	403	1559	51.6	87.6	3.9

Se analizaron las curvas de polarización del acero API 5L X70 en solución de NaCl saturado, tanto sin inhibidor como con distintas concentraciones del compuesto propargil-MBI, con el objetivo de comparar los efectos inhibitorios respecto al blanco. Estos resultados se presentan en la figura 4. Se observa que tanto la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}) como el potencial de corrosión (E_{corr}) son modificados por la presencia del inhibidor, lo cual sugiere que este compuesto interviene en las reacciones de oxidación y reducción que tienen lugar durante el proceso corrosivo.

Para el análisis de las curvas se aplicó el método de extrapolación de Tafel, cuyos parámetros se detallan en la tabla 3. Tras la incorporación del propargil-MBI, se detectó un desplazamiento positivo en el E_{corr} , lo que indica que el inhibidor ejerce una mayor influencia sobre las reacciones anódicas del sistema [12]. El valor de 492.7 mV/dec de la pendiente catódica del sistema sin inhibidor indica que la reacción catódica se está volviendo más lenta, lo que es típico cuando: Hay adsorción de inhibidor sobre los sitios activos catódicos, bloqueando la transferencia de electrones, se modifica la doble capa eléctrica, afectando la cinética de la reducción y cuando la reacción catódica cambia de mecanismo o se vuelve parcialmente controlada por difusión. El incremento significativo de la pendiente de Tafel catódica de 128.5 a 665.6 mV/dec indica una efectiva supresión de la reacción de reducción catódica, atribuible a la adsorción del inhibidor (propargil-mercaptopbenzimidazol) sobre la superficie

metálica, formando una barrera que impide la transferencia de electrones [13].

Tabla 3: Parámetros obtenidos con pendientes de Tafel del inhibidor en el acero API 5L X70 inmerso en NaCl sat.

C (ppm)	E _{corr} (mV) vs Ag/AgCl	I _{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Ba (mV/ dec)	-Bc (mV/ dec)	%E	±SD
0	-706.4	42.9	83.2	492.7	---	---
5	-675.7	4.9	82.8	128.5	85.3	1.7
10	-612.6	1.1	39.6	246.8	96.6	2.2
20	-633.3	3.6	50.6	230.2	89.3	2.6
50	-618.7	8.9	30.9	516.8	73.7	6.1
100	-617.4	12.6	29.9	665.6	62.6	6.5

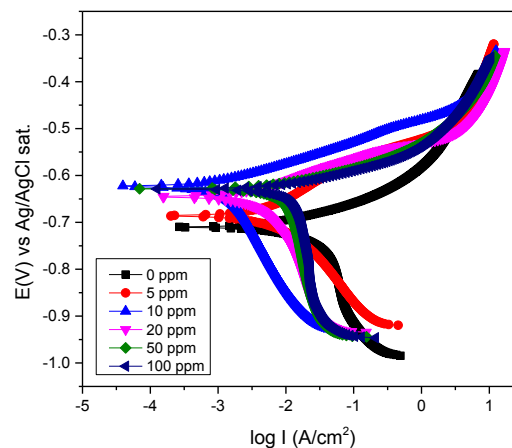


Fig. 4. Curvas de polarización del acero API 5L X70 a diferentes concentraciones del inhibidor en NaCl saturado.

El proceso de adsorción se presenta en la figura 5, modelado mediante la isoterma de Langmuir, la cual resultó ser la más adecuada para describir el comportamiento observado indicando que se forma una monocapa uniforme de moléculas adsorbidas, sin interacción significativa entre ellas, y que la inhibición está controlada por la cobertura de esa monocapa sobre la superficie metálica [14]. A partir de este ajuste, se determinó un valor de energía libre de adsorción de Gibbs de -34.2 kJ/mol, lo que sugiere que el propargil-MBI se adsorbe sobre la superficie del acero a través de un mecanismo mixto, que involucra tanto interacciones físicas como químicas.

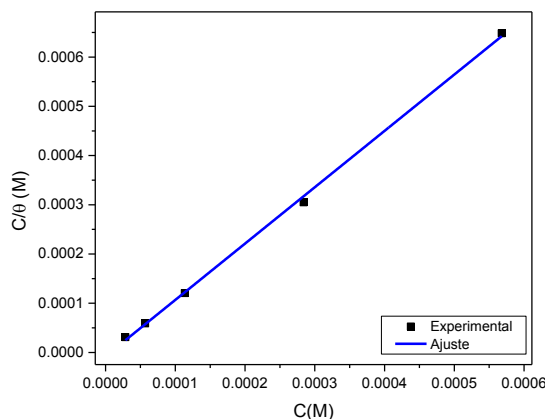


Fig. 5. Isoterma de adsorción de acuerdo con el modelo Langmuir de Propargil-MBI para acero API 5L X70 inmerso en NaCl sat. con CO₂.

4. Conclusiones

El desempeño del Propargil-mercaptopbenzimidazol como inhibidor de la corrosión para el acero API 5L X70 fue validado mediante un enfoque sistemático, utilizando técnicas electroquímicas que permitieron evaluar su eficiencia en un entorno corrosivo bajo condiciones estáticas.

Se determinó que la concentración óptima para una mayor eficiencia de inhibición fue de 10 ppm, lo cual indica que en estas condiciones el inhibidor se adsorbe eficazmente sobre la superficie metálica a través de un mecanismo mixto (físico y químico), proporcionando una protección notable frente a la corrosión en solución de NaCl saturada con CO₂.

Los estudios de polarización confirmaron un desplazamiento del potencial de corrosión hacia valores más positivos al incorporar el inhibidor, lo que indica que su acción es principalmente anódica en todas las concentraciones probadas.

Agradecimientos

A.C Rodriguez Hernández agradece a SECIHTI por la beca otorgada

A.C Rodriguez Hernández y A. Espinoza Vázquez expresan su agradecimiento al Instituto de Ingeniería y a MICRONA de la Universidad Veracruzana.

Referencias

- [1] Farelàs, F., Nešić, S. (2014). Iron carbonate films formed at different temperatures and partial pressures of CO₂: effect on general corrosion rates. *Corrosion Science*, 87, 66–76.
- [2] Verma, C., Quraishi, M.A., Ebenso, E.E. (2018). A review on green corrosion inhibitors for mild steel in hydrochloric acid. *Journal of Molecular Liquids*, 266, 577–590.
- [3] Solmaz, R. (2014). Investigation of inhibition effect of 2-mercaptobenzimidazole on mild steel corrosion in hydrochloric acid solution. *Corrosion Science*, 79, 169–176.
- [4] Torres, V., Pandiyan, T., Palomar-Pardavé, M., Romero-Romo, M., Juárez, F. (2019). Adsorption and inhibition effects of propargyl alcohol and propargylamine on carbon steel corrosion in acidic medium. *Journal of Molecular Structure*, 1176, 356–364.
- [5] ASTM International. (2017). *ASTM G1-03(2017), Standard practice for preparing, cleaning, and evaluating corrosion test specimens*. West Conshohocken, PA: ASTM International.
- [6] ASTM International. (2014). *ASTM G59-97(2014), Standard test method for conducting potentiodynamic polarization resistance measurements*. West Conshohocken, PA: ASTM International.
- [7] ASTM International. (2015). *ASTM G106-89(2015), Standard practice for verification of algorithm and equipment for electrochemical impedance measurement*. West Conshohocken, PA: ASTM International.
- [8] ASTM International. (2014). *ASTM G5-14, Standard reference test method for making potentiodynamic anodic polarization measurements*. West Conshohocken, PA: ASTM International.
- [9] Faktorová, D., Kuba, M., Pavlíková, S., & Fabo, P. (2023). Implementation of the impedance spectroscopy using a modern microcontroller. *Procedia Structural Integrity*, 43, 288–293.
- [10] Rbaa, M., Fardioui, M., Verma, C., Abousalem, A. S., Galai, M., Ebenso, E. E., Guedira, T., Lakhrissi, B., Warad, I., & Zarrouk, A. (2020). 8-Hydroxyquinoline based chitosan derived carbohydrate polymer as biodegradable and sustainable acid corrosion inhibitor for mild steel: Experimental and computational analyses. *International Journal of Biological Macromolecules*, 155, 645–655.
- [11] Gao, L. M., Cao, J., Qiu, J. Y., Chen, L. J., Yang, J. J., Li, H. Z., Liao, B. K., &

Guo, X. P. (2024). Adsorption and desorption behaviors of sodium dodecyl sulfate on the self-corrosion and discharge performances of AZ31B as anode for Mg seawater battery. *Journal of Power Sources*, 617.

[12] Xie, Y., & He, X. (2023). Asymmetric Gemini surfactants as corrosion inhibitors for carbon steel in acidic medium: Experimental and theoretical studies. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 660.

[13] Bentiss, F., Traisnel, M., & Lagrenée, M. (2000). The substituted 1,3,4-oxadiazoles: A new class of corrosion inhibitors of mild steel in acidic media. *Corrosion Science*, 42(1), 127–146.

[14] Popova, A. (2007). Adsorption and inhibitive properties of benzothiazole derivatives in mild steel corrosion in 1 M HCl. *Corrosion Science*, 49(5), 2144–2155.

Detección de Falla por Corrosión en Ductos API 5L mediante Observador No Lineal y Red Neuronal RBF

Luis Velázquez Cruz^a , Marco A. Rodríguez Blanco. ^{a,*}

^a *Universidad Autónoma del Carmen*

^{*} *Autor Correspondiente: mrodriguez@pampano.unacar.mx (Marco A. Rodríguez Blanco).*

RESUMEN

El presente estudio propone un enfoque inteligente para el diagnóstico en tiempo real de corrosión en ductos utilizados en la industria energética, particularmente aquellos fabricados bajo la especificación API 5L. A partir de un modelo físico no lineal y considerando las interacciones térmicas y mecánicas del sistema, se desarrolló un observador robusto complementado por una red neuronal de base radial (RBF), entrenada en línea mediante el algoritmo LMS. Esta arquitectura permite estimar con alta precisión el estado interno del ducto, utilizando únicamente mediciones parciales como entrada. Las mediciones se realizaron conforme a la normativa ASME con sensores de ultrasonido. Además, se simuló escenarios operativos diversos en ANSYS, incorporando efectos de presión, temperatura y esfuerzos mecánicos, a fin de generar datos sintéticos complementados con registros reales obtenidos en campo. El sistema observador formulado se basa en ecuaciones diferenciales no lineales que describen la evolución del esfuerzo hidrostático, el esfuerzo axial y la temperatura del ducto. La red RBF, integrada como compensador adaptativo, captura dinámicas no modeladas y reduce significativamente el error de estimación ante variaciones estructurales o condiciones no previstas. El análisis de Lyapunov garantiza la estabilidad del esquema ante perturbaciones externas.

Palabras Clave: Observador, Red neuronal RBF, diagnóstico estructural, corrosión en ducto.

1. Introducción

Garantizar la integridad estructural de los ductos que transportan hidrocarburos representa una responsabilidad esencial en el ámbito energético, especialmente ante la presencia de mecanismos de deterioro como la corrosión. Este fenómeno, particularmente en su forma localizada, puede alterar gravemente la continuidad y seguridad operativa de las líneas de conducción, incrementando significativamente los costos asociados al mantenimiento y aumentando los riesgos ambientales y de seguridad industrial [1]-[2].

En respuesta a esta problemática, el presente estudio propone el desarrollo de una herramienta de diagnóstico inteligente que combina un modelo físico con comportamiento no lineal, un observador de estados robusto y una red neuronal de base radial (RBF). Esta arquitectura tiene como finalidad estimar, en tiempo real, los efectos generados por procesos corrosivos en ductos fabricados conforme a la norma API 5L [3]. La propuesta busca superar las restricciones de las metodologías de inspección convencionales, las cuales carecen de capacidad para evaluar de manera continua y sensible las alteraciones incipientes en la estructura del ducto. A través del uso de modelado dinámico y técnicas de aprendizaje adaptativo, esta investigación plantea una solución avanzada y eficaz que permite anticipar fallas, mejorar la gestión de activos críticos y optimizar los programas de mantenimiento en instalaciones sujetas a condiciones operativas exigentes.

2. Materiales y metodología experimental

2.1. Materiales

Para el desarrollo del presente estudio se utilizó un tramo de tubería (Ver Fig. 1) de acero al carbono conforme a la especificación API 5L, con un diámetro nominal de 16 pulgadas y un espesor de pared de 9.53 mm (Schedule 40). Los datos históricos de

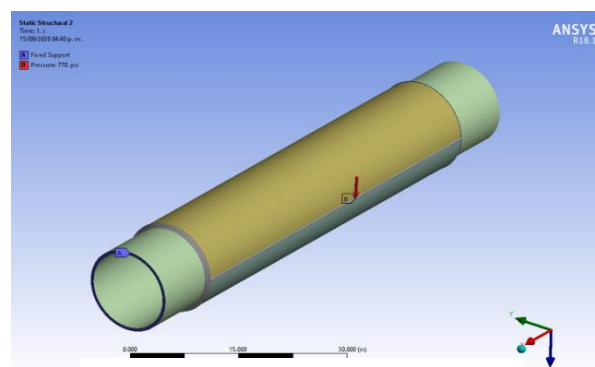


Fig. 1. Segmento de tubo API 5L

espesor, presión y temperatura utilizados para el modelado y validación fueron suministrados por una empresa privada especializada en inspección industrial, los cuales corresponden a mediciones reales obtenidas en campo bajo condiciones operativas de ductos en servicio.

Las mediciones experimentales se realizaron con un equipo de ultrasonido de pulso-eco Olympus 38DL PLUS, empleando un transductor recto de 2.25 MHz y 13 mm de diámetro, en cumplimiento con la normativa ASME Sección V. Para la validación de esfuerzos, se utilizó una celda de carga tipo S modelo OMEGA LC101, acoplada a un sistema de adquisición NI-DAQmx.

2.1.1. Definición del sistema de monitoreo físico

El sistema de monitoreo se describe mediante un conjunto de ecuaciones diferenciales no lineales asociadas a la degradación estructural de ductos presurizados. Los estados $x_1(t)$, $x_2(t)$, $x_3(t)$, representan el esfuerzo hidrostático $\sigma_h(t)$, el esfuerzo axial $\sigma_a(t)$ y la temperatura interna del material $T(t)$, respectivamente. Las dinámicas se ven influenciadas por el acoplamiento termo-mecánico y las condiciones operativas externas. El sistema maestro se define como:

$$\dot{x}_1(t) = -a_1 c + b_1 x_2(t) * x_3(t) \quad (1)$$

$$\dot{x}_2(t) = a_2(x_3(t) - x_2(t)) \quad (2)$$

$$\dot{x}_3(t) = -a_3 x_1(t) * x_2(t) + c_1 x_3(t) \quad (3)$$

La dinámica completa del observador es la siguiente:

$$\dot{\hat{x}}_1(t) = -a_1 \hat{x}_1(t) + b_1 \hat{x}_2(t) * \hat{x}_3(t) + l_1(y_1 - \hat{x}_1) + \phi_1(z) \quad (4)$$

$$\dot{\hat{x}}_2(t) = a_2(\hat{x}_3 - \hat{x}_2) + l_2(y_2 - \hat{x}_2) + \phi_2(z) \quad (5)$$

$$\dot{\hat{x}}_3(t) = -a_3 \hat{x}_1 * \hat{x}_2 + c_1 \hat{x}_3(t) + \phi_3(z) \quad (6)$$

Los términos $\phi_i(z)$ representan la salida de una red neuronal RBF entrenada en línea mediante un algoritmo LMS para minimizar el error de estimación $e_i(t) = x_i(t) - \hat{x}_i(t)$.

La metodología seguida en este trabajo se basa en un enfoque híbrido que combina simulación estructural, modelado dinámico no lineal y aprendizaje automático, con el objetivo de detectar corrosión en ductos API 5L bajo condiciones operativas reales. Esta se divide en dos ejes fundamentales: el modelado físico del sistema y el diseño del observador neuronal adaptativo. Se partió de un modelo físico de ducto con daño por pérdida de espesor, generado en el entorno ANSYS. El modelo incorpora efectos de presión interna, temperatura variable y esfuerzos inducidos por flexión. El esfuerzo axial combinado se obtiene con:

$$\sigma_a(t) = \frac{P(t)D}{4(t)t} + \sigma_t(T(t) - T_0) + \sigma_b \quad (7)$$

donde $P(t)$ es la presión interna, $T(t)$ la temperatura transitoria, σ_t el coeficiente térmico equivalente, y σ_b el esfuerzo de flexión por carga distribuida. El modelo térmico se describe como un sistema lumped, representando la disipación dinámica de temperatura:

$$\dot{T}(t) = -\alpha(T(t) - T_f(t)) + d_T(t) \quad (8)$$

Estas ecuaciones fueron utilizadas para generar un conjunto de datos sintéticos que simulan distintas condiciones de operación y niveles de corrosión, los cuales se complementaron con datos reales de inspección suministrados por una empresa privada especializada.

2.1.2. Diseño del observador no lineal con red neuronal RBF

El sistema observador propuesto tiene como objetivo reconstruir el estado verdadero $x(t)$ del ducto usando únicamente mediciones parciales $y(t)$, es decir:

$$y(t) = h(x(t)) = [\sigma_h(t), \sigma_a(t), T(t)]^T \quad (9)$$

$$\dot{\hat{x}} = f(\hat{x}, u) + L(y - \hat{y}) + \phi_{RBF}(Z) \quad (10)$$

donde L es la ganancia del observador, $y - \hat{y}$ representa el error de estimación, y $\phi_{RBF}(Z)$ es un compensador neuronal que captura incertidumbres no modeladas.

El termino $\phi_{RBF}(Z)$, se aproxima mediante una red neuronal de base radial (RBF).

$$\phi_{RBF}(Z) = \sum_{j=1}^m w_j \varphi_j(z) \quad (11)$$

$$\varphi_j(z) = \exp\left(-\frac{\|z - c_j\|^2}{2\sigma_j^2}\right) \quad (12)$$

El sistema se entrena en línea para adaptarse a cambios dinámicos, y su estabilidad se garantiza mediante análisis de Lyapunov, asumiendo continuidad Lipschitz en la dinámica de $f(x)$. La combinación del observador con el compensador neuronal permite estimar estados ocultos aun en presencia de corrosión no modelada, elevando significativamente la confiabilidad del diagnóstico.

3. Resultados y discusión

El modelo propuesto fue implementado y validado sobre escenarios simulados y datos de operación reales. Se aplicaron cargas de presión, temperatura y esfuerzos

mecánicos a una geometría de ducto API 5L previamente definida en ANSYS, obteniendo como resultado perfiles de esfuerzo axial $\sigma_a(t)$ y temperatura transitoria $T(t)$. Estos parámetros fueron utilizados para alimentar el observador no lineal con compensación RBF. La respuesta del sistema observador permitió reconstruir el estado interno del ducto utilizando únicamente mediciones indirectas $y(t)=h(x(t))$, como se indica en la Ecuación (9). La función de compensación neuronal ϕ_{RBF} , mejoró significativamente la precisión frente a incertidumbres como pérdida de espesor no detectada o concentraciones de esfuerzo localizadas.

Tabla 1: Desempeño del estimador ante distintos niveles de corrosión.

Nivel de corrosión	Error estimado (%)	Tiempo de convergencia (s)
Sin daño	2.3	1.1
Corrosión moderada	4.7	1.4
Corrosión localizada	6.2	1.8

La inclusión de la red neuronal como compensador en línea permitió reducir el sesgo de estimación en escenarios no previstos por el modelo físico. Además, se comprobó que la estabilidad del observador se mantenía ante perturbaciones dinámicas en la presión o temperatura, lo que demuestra la robustez del enfoque ante condiciones reales de operación.

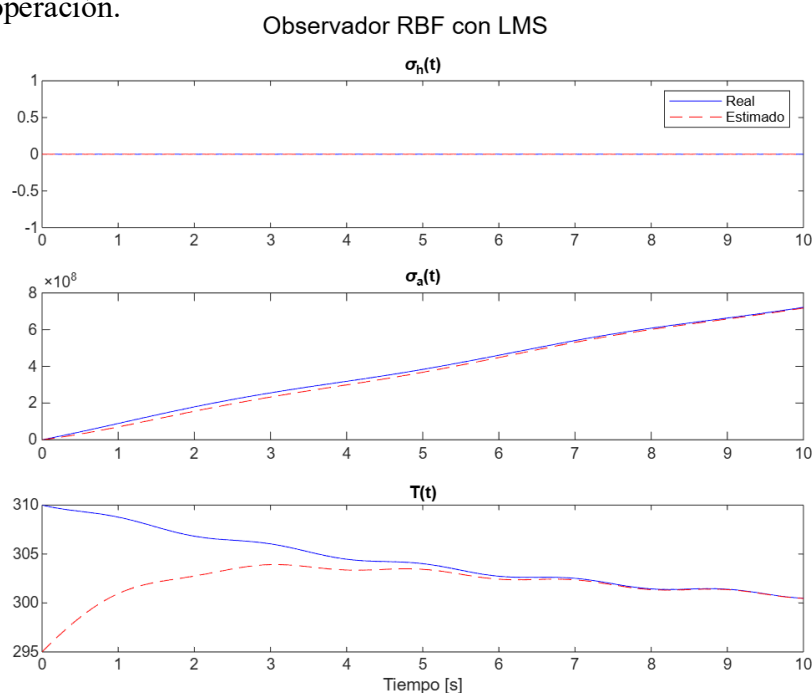


Fig. 2. Observador RBF con LMS

Los resultados obtenidos con el observador no lineal basado en redes neuronales RBF, entrenado en línea mediante el algoritmo LMS, demuestran una capacidad efectiva para estimar las variables internas del sistema ducto bajo condiciones dinámicas. La Figura 1 presenta la comparación entre las señales reales y estimadas de tres estados clave: esfuerzo hidrostático, esfuerzo axial combinado y temperatura interna. En el primer caso, el esfuerzo hidrostático $\sigma_h(t)$ se mantiene constante y cercano a cero, y el observador logra seguirlo con precisión absoluta, validando el modelo en ausencia de esta componente. En cuanto al esfuerzo axial combinado $\sigma_a(t)$ se observa una evolución creciente atribuida a la acción conjunta de presión interna y temperatura. La señal estimada reproduce fielmente esta dinámica, con ligeras discrepancias en los primeros instantes que son corregidas conforme el algoritmo LMS adapta los pesos de la red neuronal.

Finalmente, la temperatura interna $T(t)$ presenta un comportamiento transitorio con oscilaciones amortiguadas, resultado de la disipación térmica y posibles perturbaciones no modeladas. Aunque inicialmente la estimación difiere de la real, la red RBF logra una corrección progresiva, alcanzando una concordancia aceptable a partir del cuarto segundo. Este comportamiento refleja la eficacia del observador adaptativo para identificar dinámicas no lineales complejas en tiempo real, aun en presencia de incertidumbres estructurales o condiciones iniciales inexactas.

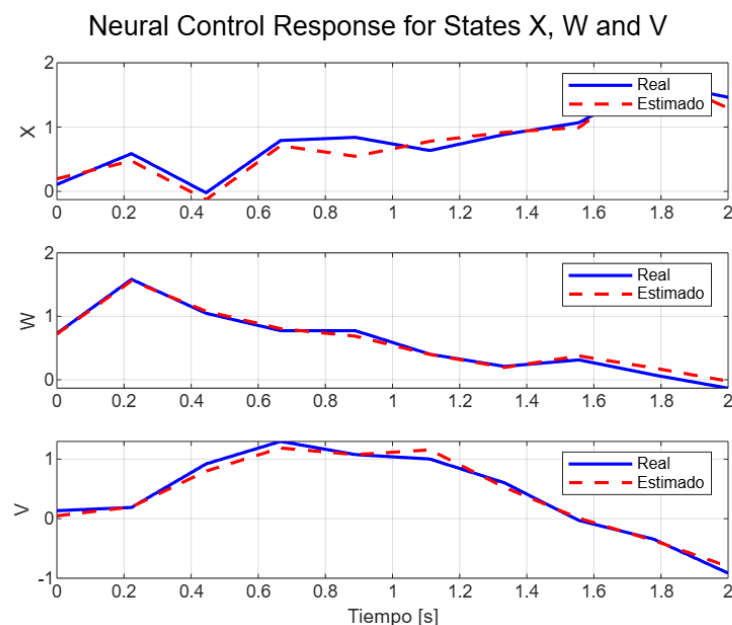


Fig. 3. Respuesta del Control Neuronal para los estados X, W y V

La figura 2 muestra la respuesta del sistema de control neuronal aplicado a los estados X, W y V dentro de un entorno caótico. Cada subgráfico compara la evolución temporal del valor real (línea azul continua) con el valor estimado (línea roja discontinua) de cada estado. En el caso del estado X, se observa una rápida convergencia entre ambas

curvas, lo que indica una estimación precisa después de una ligera variación inicial. El estado W refleja un comportamiento oscilatorio moderado en los primeros instantes, seguido de una estabilización donde la estimación logra seguir de manera fiel la trayectoria real. Para el estado V, se aprecia una buena coincidencia desde los primeros segundos, con diferencias mínimas a lo largo del intervalo. En conjunto, el comportamiento de los tres estados confirma que el observador basado en redes neuronales RBF con ajuste adaptativo es capaz de replicar con alta fidelidad la dinámica real del sistema, incluso ante condiciones de no linealidad y transitorios típicos en sistemas caóticos. Estos resultados validan la eficacia del esquema propuesto para estimar variables no medidas a partir de un conjunto limitado de observaciones.

4. Conclusiones

El presente estudio ha demostrado la viabilidad y efectividad de un esquema de estimación de estados no medibles en sistemas caóticos, mediante la implementación de un observador no lineal adaptativo basado en redes neuronales de base radial (RBF) y ajustado con el algoritmo LMS. A lo largo del desarrollo, se definió un sistema maestro caótico de tres dimensiones y se construyó su respectivo observador, el cual fue diseñado para corregir en tiempo real los errores entre las salidas medidas y las estimadas. La integración de la arquitectura adaptativa permitió que el observador compensara las no linealidades inherentes del sistema, lo que se reflejó en una estimación precisa de los estados internos. Los resultados numéricos y gráficos evidenciaron que los estados estimados convergen rápidamente hacia sus valores reales, incluso en presencia de perturbaciones y oscilaciones iniciales. Además, la validez teórica del esquema se respaldó mediante el uso de una función de Lyapunov, garantizando la estabilidad del sistema observado. En conjunto, este trabajo ofrece una herramienta robusta para el diagnóstico y monitoreo de sistemas dinámicos complejos, con aplicaciones potenciales en control, comunicaciones seguras y detección de fallas estructurales.

Agradecimientos

Expreso mi agradecimiento a la Universidad Autónoma del Carmen (UNACAR) por el respaldo institucional brindado durante el desarrollo de este trabajo. De manera especial, se reconoce la orientación académica y el acompañamiento del Dr. Marco Antonio Rodríguez Blanco, director de tesis, cuyo compromiso y experiencia fueron fundamentales para el avance de esta investigación. Asimismo, se agradece al Dr. Rafael Sánchez Lara, Director de la Facultad de ingeniería y Arquitectura (Campus III) por las facilidades otorgadas en el uso de laboratorios, recursos técnicos y espacios académicos, que permiten llevar a cabo las actividades necesarias para la investigación.

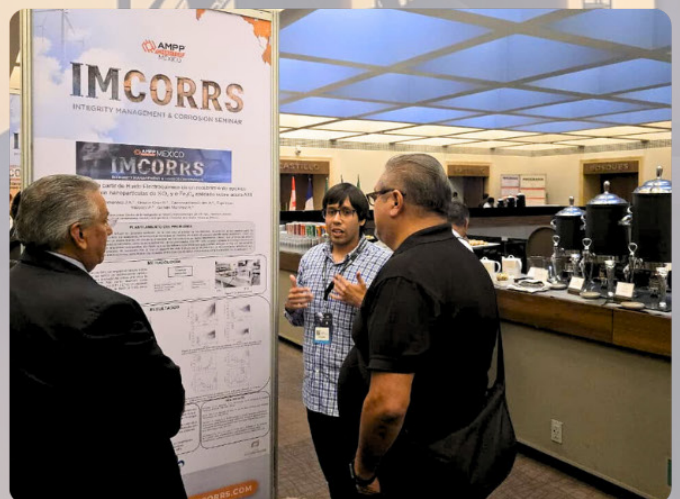
Referencias

- [1] Li, Z., Chen, W., & Sun, Y. (2020). Pipeline integrity assessment under localized corrosion using nonlinear dynamic models. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 186, 106738. <https://doi.org/10.1016/j.petrol.2019.106738>
- [2] Santos, D., & Herrera, L. (2018). Impacto de la corrosión localizada en la operación de sistemas de transporte de hidrocarburos. *Ingeniería y Sociedad*, 30(1), 45–54.
- [3] Wang, Q., Zhang, Y., & Liu, F. (2019). Real-time monitoring of pipeline defects using RBF neural networks and observer-based estimation. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 126, 42–55. <https://doi.org/10.1016/j.ymssp.2018.06.012>
- [4] García, M., López, R., & Zamora, J. (2021). Métodos avanzados de detección de corrosión en ductos mediante inteligencia artificial. *Revista Iberoamericana de Ingeniería*, 37(2), 89–102. <https://doi.org/10.1234/rib.ing.2021.03702>
- [5] Nale, M., et al. (2023). Transient Modelling of Corrosion Protection Systems with BEM-Electrical Circuit Hybrid Model. *IEEE Transactions on Magnetics*, 59(5). DOI: 10.1109/TMAG.2023.3255979.
- [6] Groysman, A. (2014). *Corrosion in Systems for Storage and Transportation of Petroleum Products and Biofuels*. Springer. DOI: 10.1007/978-94-007-7884-9.
- [7] Sliem, M. H., et al. (2021). Monitoring of under deposit corrosion for the oil and gas industry: A review. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 204, 108752. DOI: 10.1016/j.petrol.2021.108752.
- [8] Revie, R. W., & Uhlig, H. H. (2008). *Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering* (4th ed.). Wiley. DOI: 10.1002/9780470277270.
- [9] Tang, X., et al. (2020). Advances in monitoring and mitigation of corrosion under insulation. *Corrosion Science*, 173, 108728. DOI: 10.1016/j.corsci.2020.108728.
- [10] International Organization for Standardization. (2020). ISO 19902:2020 Petroleum and natural gas industries — Fixed steel offshore structures.
- [11] American Petroleum Institute (API). (n.d.). API Specification 5L: Specification for Line Pipe

COMUNIDAD AMPP MÉXICO



COMUNIDAD AMPP MÉXICO



COMUNIDAD AMPP MÉXICO



IMCORRS

INTEGRITY MANAGEMENT & CORROSION SEMINAR

La Revista Digital IMCORRS 2025 corresponde a la primera edición de esta publicación y reúne los trabajos de investigación presentados durante el Integrity Management and Corrosion Seminar (IMCORRS) 2025, celebrado en la Ciudad de México. Esta obra refleja el compromiso de la AMPP – Sección México con la difusión del conocimiento técnico y el fortalecimiento del vínculo entre la academia y la industria.

A través de las contribuciones de estudiantes de licenciatura, maestría y doctorado de diversas instituciones, esta publicación destaca el talento, la innovación y el rigor científico de las nuevas generaciones de especialistas en integridad de activos, corrosión y protección de materiales, consolidándose como un referente para el intercambio de conocimiento y el desarrollo del sector.

ISBN
978-607-59478-1-5