



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN
METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRIA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS
MATERIALES

**“EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA SOBRE LA RESISTENCIA A LA
CORROSIÓN DE UN ACERO Fe-0.2C-1.75Mn-0.5Si-1Al MULTIFASICO Y
SU EVALUACIÓN POR ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS”**

Tesis para obtener el Grado de
Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales presenta:

Presenta
ING. KARLA IVETT VEGA NAVA

DIRECTOR:
DR. ARIOSTO MEDINA FLORES (IIMM-UMSNH)

CO-DIRECTOR:
DR. J. SERGIO PACHECO CEDEÑO (UAEH)

Morelia, Michoacán; Febrero 2025.



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES
Of. Núm.IIMM-050-2025

Morelia Michoacán 10 de febrero de 2025

ING. KARLA IVETT VEGA NAVA
PRESENTE

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de **Maestría** en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada **"Efecto de la Microestructura sobre la resistencia a la corrosión de un acero Fe-0.2C-1.75Mn-0.5Si-1Al, multifásico y su evaluación por ensayos no destructivos"**, le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

02000334	Dr. Ariosto Medina Flores	Presidente
CONV0934	Dr. Jorge Sergio Pacheco Cedeño	Co-Asesor
01003062	Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde	Vocal
05002699	Dr. Víctor Hugo López Morelos	Vocal
97003948	Dr. Alberto Ruiz Marín	Vocal
01000489	Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez	Suplente

Agradeciendo de antemano las atenciones que se sirva prestar a la presente, aprovecho para enviarle un cordial saludo.

ATENTAMENTE



DR. ARIOSTO MEDINA FLORES
DIRECTOR DIRECCIÓN

INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA
Y MATERIALES DE LA UMSNH

C.c. p.- Archivo/AMF/iag

#HumanistaPorSiempre



AGRADECIMIENTOS

Instituciones:

A la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (**SECIHTI**) por el apoyo financiero otorgado durante la realización de este proyecto de investigación. Su contribución fue fundamental durante mis estudios de maestría.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (**UMSNH**) por ser mi casa de estudios durante los dos años del programa de maestría. Su compromiso con la excelencia ha sido fundamental para mi formación académica.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (**IIMM**) por brindarme el espacio académico y los recursos necesarios para llevar a cabo la presente investigación y por permitirme realizar mis estudios de maestría durante estos dos años.

Personas:

A mi asesor y director de tesis **Dr. Ariosto Medina Flores**, por su orientación, apoyo y dedicación a lo largo de este proyecto de investigación. Su sabiduría, paciencia y compromiso fueron fundamentales para el éxito de este trabajo. Estoy profundamente agradecida por su guía, sus comentarios constructivos y su inspiración constante, gracias por creer en mí y ayudarme a alcanzar mis metas académicas, gracias por la disponibilidad de atenderme a pesar de su carga de trabajo siempre tuvo el tiempo para atenderme y depositar en mi su confianza de desarrollar la presente investigación.

A mi co-director el Dr. J. Sergio Pacheco Cedeño, estoy eternamente agradecida por la paciencia, dedicación y el tiempo que me dio a lo largo de este proyecto para orientarme y darme comentarios constructivos con el fin de mejorar. A los integrantes de mi comité tutorial Dr. Víctor Hugo López Morelos, Dr. Arnoldo Bedolla Jacuinde, Dr. Alberto Ruiz Marines y Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez, por sus consejos, críticas y comentarios a lo largo de este proyecto. Agradezco sinceramente su tiempo, esfuerzo y compromiso al revisar este documento y proporcionar comentarios constructivos que contribuyeron significativamente a mejorar la calidad del trabajo.



A todo el personal de los distintos departamentos dentro del IIMM, en especial al Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas, por apoyarme y orientarme en una gran parte de mi proyecto.

Al Dr. Marco Antonio Espinosa Medina por su parte fundamental en el desarrollo experimental del proyecto, gracias por la dedicación y tiempo invertido.

Al personal técnico dentro del IIMM, Tony, Giovanni y Yorsh, por su apoyo y disposición para ayudar cada que lo requería, han sido parte fundamental para concluir este proyecto con éxito.

A mis compañeros y amigos que a lo largo de estos dos años se sumaron para brindarme su amistad y apoyo no solo académico si no personal.



DEDICATORIA

A mis padres, que amo y los quiero mucho, que cuyo amor, sacrificio y apoyo incondicional han sido fuerza detrás de cada logro al cansado.

A mi hermano Angel, su compañía, comprensión y aliento constante. Gracias por inspirarme a dar siempre lo mejor de mí.

A mis primas, primos y especialmente a mis sobrinos, por su cariño y respaldo, que han llenado de alegría y motivación cada día de mi vida.

A Sonia, por creer en mí desde el primer día, por estar siempre a mi lado, apoyándome y motivándome a seguir adelante. Tus palabras de aliento y tu compañía han sido mi refugio en los momentos más difíciles, por tu apoyo, motivación y palabras de aliento que me han impulsado a seguir adelante. Gracias por ser parte esencial de este logro.

A mis amigos Netza, Hugo, Tony, Giovanni, Esmeralda, por acompañarme en esta etapa con risas, consejos, desahogos y experiencias que hicieron este trayecto más ligero. Su apoyo en los momentos de estrés y dificultad ha sido invaluable, y cada instante compartido quedará siempre en mi corazón.

A todos ustedes, gracias por ser parte de este sueño hecho realidad.



INDICE

AGRADECIMIENTOS	ii
DEDICATORIA	iv
INDICE	1
INDICE DE FIGURAS	4
INDICE DE TABLAS	6
1. CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN	10
1.1 Justificación	11
1.2 Objetivos	12
Objetivo general	12
Objetivos específicos.....	12
1.3 Hipótesis	13
1.4 Metas científicas y tecnológicas	13
2. CAPITULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA Y ESTADO DEL ARTE	14
2.1 Aceros automotrices	14
2.2 Clasificación de los aceros automotrices.	15
2.2.1 Generalidades de los aceros AHSS.	16
2.3 Generaciones de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)	17
2.4 Generalidades de los aceros TRIP	18
2.4.1 ceros de transformación inducida por plasticidad (TRIP).....	18
2.4.2 Composición química de los aceros TRIP	20
2.4.3 Proceso de obtención de los aceros multifásicos asistidos por TRIP.....	22
2.4.4. Propiedades mecánicas de los aceros TRIP	25
2.4.5 Tratamientos Térmicos para la obtención de un acero TRIP.	26
2.5 Caracterización microestructural	29
2.6 Corrosión electroquímica	30
2.6.1 Polarización electroquímica	31
2.6.2 Relación deTafel	32
2.6.3 Espectroscopia de impedancia electroquímica (EIE).....	34
2.7 Ensayos no destructivos	36
2.7.1 Corrientes de Eddy	36



2.7.2	Potencial termoelectrico	39
2.7.3	Ultrasonido	40
3	CAPITULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	42
3.1	Diagrama de flujo del procedimiento experimental.....	42
	Composición química.....	43
	Diseño del tratamiento térmico.	43
3.3.1	Preparación metalográfica.....	45
3.3.2	Ataque químico.	45
3.3.3	Microscopia óptica (MO)	45
3.3.4	Microscopia electrónica de barrido (SEM-EDS) y análisis de EBSD.	46
3.3.5	Difracción de rayos X (DRX).....	47
3.4	Caracterización mecánica.....	47
3.4.1	Microdureza Vickers (HV).....	47
3.5	Estudio de corrosión.....	47
3.6	Ensayos no destructivos.	48
3.6.1	Inspección de corrientes de Eddy.....	48
3.6.2	Potencial termoelectrico.	49
3.6.3	Ultrasonido.....	49
4	CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN PRELIMINARES	50
4.1	Análisis químico.....	50
4.2	Caracterización microestructural	50
4.2.1	Microscopia óptica (MO)	50
4.2.2	Microscopia electrónica de barrido (SEM-EDS)	52
4.2.3	Difracción de electrones retrodispersados	54
4.2.4	Difracción de rayos X.....	57
4.3	Microdureza (HV)	59
4.4	Prueba de corrosión	60
4.4.1	Tafel.....	60
4.4.2	Resistencia a la polarización lineal (LPR).....	63
4.4.3	Evaluación de los productos de corrosión	65
4.4.4	Espectroscopia de impedancia (EIE).....	68
4.5	Ensayos no destructivos	75



4.5.1	Inspección de corrientes de Eddy	75
4.5.2	Potencial termoeléctrico	76
4.5.3	Ultrasonido	79
5	CAPITULO 5. CONCLUSIONES	81
6	REFERENCIAS	82



INDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Representación esquemática de los aceros automotrices [9].	16
Figura 2.2 SEM y EBSD que ilustran las fases típicas de aceros multifásicos asistidos por TRIP [11].	20
Figura 2.3 Efecto de los elementos de aleación en el procesamiento térmico del acero TRIP [15].	21
Figura 2.4 Representación esquemática del tratamiento termomecánico aplicado en aceros multifásicos laminados en caliente o en frío asistidos por efecto TRIP (c: austenita, a: ferrita, a0 : martensita, ab: bainita) [15].	23
Figura 2.5 (a) Mapa de transformación y enriquecimiento en C de la austenita; (b) Comparación con las curvas T0 y Ae3 acero multifásico clásico asistido por TRIP [15].	24
Figura 2.6 Diagrama del tratamiento termo-mecánico de un acero TRIP [11].	26
Figura 2.7 Parámetros de proceso en un tratamiento térmico TRIP.	27
Figura 2.8 Cambios estructurales durante el tratamiento y enfriamiento [11].	29
Figura 2.9 Método de extrapolación de Tafel [35].	34
Figura 2.10 Diagrama de Nyquist [36].	35
Figura 2.11 Esquema representativo de corrientes de Eddy [12].	37
Figura 3.1 Diagrama de flujo del desarrollo experimental.	42
Figura 3.2 Diagrama de las rutas de tratamiento térmico del Acero_A (Ruta Alta) y Acero_B (Ruta Baja).	44
Figura 3.3 Microscopio óptico modelo Nikon EPIPHOT 300.	46
Figura 3.4 Microscopio electrónico de barrido JEOL modelo JSM-7600F.	46
Figura 3.5 Diagrama esquemático de un arreglo experimental.	48
Figura 3.6 Equipo NORTEC 500D.	48
Figura 3.7 Equipo Thermo- Sorter Walker Scientific Inc.	49
Figura 4.1 Micrografías de los aceros con y sin tratamiento térmico, a) Acero_A, b) Acero_B y c) MB.	52
Figura 4.2 Micrografías obtenidas por medio de SEM del a) Acero_A, b) Acero_B y c) MB.	53



Figura 4.4 Mapas por la técnica de EBSD del acero sin y con tratamiento térmico.....	55
Figura 4.5 ODF del Acero_A.....	56
Figura 4.6 ODF del Acero_B.....	57
Figura 4.7 ODF del MB.	57
Figura 4.8 Difractograma del acero antes y después del tratamiento térmico.	58
Figura 4.9 Grafico de dispersión del acero con y sin tratamiento térmico.....	60
Figura 4.10 Curva de polarización ponteciodinamica.....	62
Figura 4.11 Grafica de la RPL vs tiempo.....	65
Figura 4.12 Comportamiento de la corrosión con electrolito de agua de mar 24, a.- Material tratado por la ruta alta, b.- material tratado por ruta baja y el inciso c.- material base. .	66
Figura 4.13 Productos de corrosión en el acero con y sin tratamiento térmico.	68
Figura 4.14 Comportamiento del acero con y sin tratamiento térmico en el diagrama de Nyquist.	70
Figura 4.15 Diagrama de Bode al inicio de la prueba.	72
Figura 4.16 Diagrama de Bode al final de la prueba después de 24 horas, a)MB, b)Acero_B y c)Acero_A.	74
Figura 4.17 Conductividad eléctrica con y sin tratamiento térmico.	76
Figura 4.18 Curva de calibración para calcular el PTE.....	77
Figura 4.19 Valores de PTE antes y después de la prueba de corrosión.....	78
Figura 4.20 Variación del módulo de elasticidad (E) y el módulo cortante (G).	80



INDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Porcentaje de fases en los aceros AHSS [10].....	16
Tabla 2.2 Microestructura y composición química en % peso del acero TRIP [5].....	18
Tabla 3.1 Composición química del acero TRIP.	43
Tabla 3.2 Temperaturas de transformación de un acero TRIP.....	44
Tabla 4.1 Composición química del acero obtenido (% Peso)	50
Tabla 4.2 Resistencia a solución electroquímica	75



RESUMEN

El desarrollo de aceros de baja aleación Fe-C-Si-Mn-Al con efecto TRIP y la caracterización de sus propiedades mecánicas han sido ampliamente investigados por su combinación de resistencia y plasticidad, lo cual, los hace ideales para aplicaciones estructurales en la industria automotriz y marítima, sin embargo, no se ha discutido la importancia de la resistencia a la corrosión y el estudio de ensayos no destructivos que permiten detectar los defectos superficiales que generan los productos de corrosión en estos aceros en componentes automotrices, ya que la sal de las carreteras degrada la carrocería del automóvil que es un grave problema en los aceros con efecto TRIP cuando se exponen en soluciones de cloruro.

En el presente trabajo se determinó la correlación entre la morfología microestructural de un acero multifásico con efecto TRIP y su comportamiento a la corrosión. En un horno eléctrico de inducción al vacío, se fundió acero AISI-1020 y se adicionó Mn, Si y Al para obtener un lingote de acero, posteriormente se laminó en caliente hasta obtener una placa de 13x102x695 mm, de la placa de acero se maquinaron probetas para ensayos de corrosión y para ensayos no destructivos (END). Las probetas fabricadas se clasificaron en dos grupos (Acero_A y Acero_B), y fueron tratadas térmicamente por dos diferentes rutas de procesamiento. **Acero_A**→Austenitizado→Recocido-intercrítico→T-isotérmico→temple. **Acero_B**→Recocido-intercrítico→T-isotérmico→temple.

Las probetas fueron caracterizadas antes y después del tratamiento térmico, así como, después de los ensayos de corrosión por OM, SEM y DRX. Los ensayos de corrosión se realizaron de acuerdo con la norma ASTM-98 (2023) la cual utiliza un electrolito para analizar curvas de polarización potenciodinámica en un lapso de 24 hrs, y se utilizó una probeta de 9.0x25.4x34.0 mm para correlacionar los resultados de los END.

Los resultados de la caracterización microestructural revelan que el acero_A presentó un menor tamaño de grano en comparación con el acero_B, lo cual tiene un efecto importante en el potencial termoeléctrico, ya que, a mayor tamaño de grano, se incrementa el potencial eléctrico. Mientras que, en la prueba de corrosión la i_{corr} del acero_A es menor que en la observada en el acero_B, esto



se debe al tamaño de grano y distribución de fases como se presenta en el Acero_A la ferrita al ser rodeado de Austenita retenida (AR) y presentar mayor contenido de esta presenta una mejor resistencia a la corrosión ya que su i_{corr} es menor.

Palabras clave: Efecto TRIP, corrosión, ensayos no destructivos, tratamientos térmicos, morfología.



ABSTRACT

The development of low alloy Fe-C-Si-Mn-Al steels with TRIP effect and the characterization of their mechanical properties have been widely investigated for their combination of strength and plasticity, which makes them ideal for structural applications in the automotive and maritime industry, however, the importance of corrosion resistance and the study of non-destructive tests that allow detecting the surface defects that generate corrosion products in these steels in automotive components has not been discussed since road salt degrades the car body which is a serious problem in TRIP effect steels when exposed in chloride solutions. In the present work, the correlation between the microstructural morphology of a multiphase TRIP effect steel and its corrosion behavior was determined. In a vacuum induction electric furnace, AISI-1020 steel was melted and Mn, Si, and Al were added to obtain a steel ingot, then hot rolled to obtain a 13x102x695 mm plate. From the steel plate, specimens for corrosion and non-destructive testing (NDT) were fabricated. The fabricated specimens were classified into two groups (Steel_A and Steel_B) and heat-treated by two different processing routes. Steel_A→Austenitized→T-isothermal→tempering→tempering-intercritical→T-isothermal→tempering. Steel_B→Recroded-intercritical→T-isothermal→tempering. The specimens were characterized before and after heat treatment, as well as after corrosion tests by OM, SEM, and XRD. The corrosion tests were performed according to ASTM-98 (2023) standard which uses an electrolyte to analyze potentiodynamic polarization curves within 24 hr, and a 9.0x25.4x34.0 mm specimen was used to correlate the NDT results. The results of the microstructural characterization reveal that steel_A presented a smaller grain size than steel_B, which has an important effect on the thermoelectric potential, since the larger the grain size, the higher the electrical potential. While in the corrosion test, the icorr of steel_A is lower than that observed in steel_B, this is due to the grain size. The best corrosion resistance was presented by steel_A due to its lower icorr, which is attributed to the morphology of the phases, as well as to the percentage of phases presented.

Keywords: TRIP effect, corrosion, nondestructive testing, thermal treatments, morphology.



1. CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN

El sector automotriz demanda la innovación de nuevos materiales para mejorar las condiciones de los automóviles, involucrando la reducción del peso de los vehículos y el rendimiento del consumo del combustible sin comprometer la seguridad de los pasajeros de tal forma que la industria automotriz busca reducir los costos y el impacto con el medio ambiente, por ello, la industria requiere materiales fáciles de fabricar, soldar, formables y resistentes a la corrosión [1-3].

Los aceros son los materiales más comunes dentro de la industria automotriz para la fabricación de la estructura o chasis que soporta el automóvil. Por consiguiente, la innovación ha llevado a la fabricación de nuevos aceros como son los aceros avanzados de alta resistencia AHSS, especialmente en el diseño de carrocerías de automóviles [4].

Dentro de esta familia de AHSS se encuentran los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP), que son usados especialmente para la construcción de carrocerías de peso ligero ya que por sus características reduce el problema de seguridad, debido a que en su microestructura cuenta con al menos el 5% de austenita retenida, que al ser deformados la austenita se transforma en martensita [5]. Es decir contiene una microestructura, multifásica (ferrita, bainita y austenita retenida) dicha microestructura se forma después de un recocido intercrítico y un recocido isotérmico posterior en la región de transformación, llamado austenizado, el cual es el resultado de la supresión de la formación de carburos durante la transformación debido a la presencia de Al y Si [6].

En estudios recientes se ha discutido el papel de la microestructura en la resistencia a la corrosión de varias aleaciones importantes. Sin embargo, las investigaciones sobre el comportamiento electroquímico de los aceros AHSS son aún escasas en la literatura. Sarkar et al. [7], han reportado valores experimentales de potencial de corrosión y densidad de corriente del acero multifásico en una solución de NaCl al 3,5%. Los resultados obtenidos indicaron que la cantidad de martensita incrementa la susceptibilidad a la corrosión en comparación de un acero ferrita-perlita, donde los ciclos de tratamiento térmico pueden generar una microestructura deseada, que conduzca a las



propiedades mecánicas y de desgaste superiores a los aceros convencionales. Sin embargo, esto puede producir un efecto perjudicial asociado a la resistencia a la corrosión, lo que resalta la importancia de evaluar su impacto en condiciones específicas.

Por esta razón, el objetivo de esta investigación es analizar la resistencia a la corrosión de un acero multifásico con efecto TRIP, asegurando un equilibrio entre sus propiedades mecánicas y su durabilidad en ambientes marinos [7]. Por lo que los ensayos no destructivos (END) desempeñan un papel clave en la evaluación de la integridad de este tipo de aceros. Algunos métodos como las corrientes de Eddy son utilizados en el mantenimiento predictivo, dado que se utilizan para detectar defectos tanto superficiales y subsuperficiales.

1.1 Justificación

El aumento de la demanda de materiales con buenas propiedades mecánicas y bajo peso ha generado el uso de aceros avanzados, como los aceros con plasticidad inducida por transformación (TRIP) debido a su alto límite elástico, resistencia a la tracción y su buen rendimiento de estampado.

Este tipo de acero sufre una transformación martensítica inducida por deformación y la plasticidad inducida por la fase de austenita retenida para mejorar la plasticidad y resistencia del acero. Este acero cuenta con una gran capacidad de absorción de energía y puede resistir la deformación plástica durante el impacto, lo que mejora la capacidad de la seguridad de los automóviles. También se puede utilizar en pernos de minas de carbón, donde se requiere materiales con alta resistencia y capacidad de carga para controlar la deformación de la masa rocosa circulante. Sin embargo, pese a su uso, existe muy poca literatura sobre el efecto que produce el contenido de Al en este tipo de aceros y su comportamiento ante la corrosión y por ende en los ensayos no destructivos.

En esta investigación se aborda el estudio del efecto de Al en la microestructura y resistencia a la corrosión de un acero multifásico con efecto TRIP, además de la evaluación de ensayos no destructivos por lo que la cuantificación de fases como la austenita, ferrita y martensita con estructuras FCC, BCC y HCP es de suma importancia para determinar y comparar la evaluación de ensayos no destructivos, para esto es necesario utilizar técnicas como difracción de rayos-X y



difracción de electrones retrodispersados (EBSD), que permitirá estudiar la resistencia a la corrosión por celdas electroquímicas en un medio que contiene cloruros ya que este medio es más agresivo y en la zona geográfica de la costa los automóviles se deterioran con mayor facilidad por las sales y humedad que provoca el mar.

Este estudio se llevará a la par con los ensayos no destructivos para predecir los daños con el tiempo mediante corrientes inducidas y potencial termoeléctrico. Este enfoque integral no solo contribuirá al conocimiento científico, sino que también ofrecerá soluciones prácticas para el uso eficiente y seguro de aceros TRIP en ambientes industriales severos, posicionando esta investigación como un aporte significativo tanto para la academia como para la industria.

1.2 Objetivos

Objetivo general

Evaluar el efecto del tratamiento térmico en la morfología microestructural sobre el comportamiento a la corrosión de un acero multifásico Fe-C-Mn-Al- en un electrolito de agua de mar sintética para relacionar los datos obtenidos por ensayos no destructivos.

Objetivos específicos

- Generar una microestructura multifásica en un acero Fe-0.20C-0.50Si-1.75Mn-1Al a través de tratamientos térmicos, siguiendo las rutas de procesamiento:
Acero_A→Austenitizado→Recocido-intercrítico→T-isotérmico→temple.
Acero_B→Recocido-intercrítico→T-isotérmico→temple.
- Identificar las fases presentes en el acero Fe-0.20C-0.50Si-1.75Mn-1Al antes y después de los tratamientos térmicos mediante las técnicas de DRX, SEM, EBSD.
- Cuantificar las fases presentes en el acero Fe-0.20C-0.50Si-1.75Mn-1Al antes y después de los tratamientos térmicos utilizando las técnicas de EBSD y Rietveld.
- Evaluar la corrosión en el MB, Acero_B y Acero_A, por medio de las técnicas de polarización, LPR, EIE.
- Evaluar la microdureza con y sin tratamientos térmicos para mejorar las propiedades mecánicas.



- Comparar las propiedades eléctricas y mecánicas por ensayos no destructivos por medio de corrientes inducidas, potencial termoeléctrico y ultrasonido.
- Correlacionar por medio de corrosión y ensayos no destructivos las rutas de tratamiento térmico.

1.3 Hipótesis

i. Argumento de la hipótesis:

El tratamiento térmico aplicado en aceros con composición química Fe-C-Si-Mn-Al, favorece la transformación de la austenita, mejorando la plasticidad inducida por transformación. Para obtener este efecto, el acero debe ser fabricado y laminado en frío seguido de la ruta de los tratamientos térmicos. Los tratamientos térmicos de austenización e intercrítico modifican la fracción y distribución de fases, afectando la estabilidad de la austenita retenida y su plasticidad inducida por transformación (TRIP).

ii. Propuesta:

A partir de la microestructura que se genera con el tratamiento térmico se espera un equilibrio adecuado de fases que se mejore sus propiedades mecánicas, dado que las características de los elementos de la composición presentan una buena resistencia a la corrosión y por medio de ensayos no destructivos se obtengan buenas características tanto en el ambiente corrosivo y en la determinación de los tratamientos térmicos como su dureza.

1.4 Metas científicas y tecnológicas

- Elevar la resistencia a la corrosión un 15% por medio de las rutas de tratamiento térmico.
- Aumentar al menos un 5% la microdureza por medio de las rutas de tratamientos térmicos.
- Elevar el PTE un 10% por las rutas de tratamientos térmicos.
- Mejorar la conductividad eléctrica en las rutas de tratamiento térmico al menos un 10%.
- Elevar el contenido de AR por medio de los tratamientos térmicos.



2. CAPITULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRAFICA Y ESTADO DEL ARTE

El acero es una aleación de Fe-C cuyo contenido de C es menor al 2%, y dentro de esta aleación se pueden adicionar elementos de aleación donde el contenido de estos ayuda a modificar, las propiedades mecánicas.

2.1 Aceros automotrices

En la actualidad se utilizan aproximadamente 30 tipos de acero en la industria automotriz como lo menciona Xiaohua H [8] estos se clasifican por tres criterios principales: metalurgia, resistencia y conformabilidad.

Su designación metalúrgica, hace referencia a la composición química, proceso de fabricación y microestructura del acero encontrando en esta clasificación los aceros dulces tradicionales, aceros de alta resistencia (HSS) y aceros avanzados avanzados de alta resistencia (AHSS).

Por su resistencia mecánica los términos HSS y AHSS engloban a los aceros de alta resistencia. Los AHSS se subdividen en extra-HSS (resistencia a la tracción superior a 780 MPa) y ultra-HSS (resistencia a la tracción superior a 1,000 MPa).

En su conformabilidad se encuentra la capacidad del acero para ser conformado en piezas con geometrías simples o complejas.

La evolución de los aceros en la industria automotriz se vincula con la necesidad de mejorar la resistencia mecánica, por lo que se han desarrollado tres generaciones de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) que se relacionan con directamente con los criterios de clasificación.

En la Figura 2.1 se muestra la clasificación de los aceros automotrices, en la cual aparecen las tres generaciones de aceros donde la primera generación AHSS se caracteriza por su alta resistencia aproximada hasta 1200 MPa y su buena conformabilidad, lograda por su microestructura multifásica de ferrítica, martensita, bainita, y o austenita retenida en cantidades suficientes para producir distintas propiedades mecánicas, donde destacan los aceros DP, TRIP, CP y MS.



La segunda generación ofrece elongaciones superiores al 50% con una resistencia superior a 1000 MPa por ser austeníticos y aceros TWIP. La tercera generación equilibra la resistencia y ductilidad alcanzando más de 1200 MPa y con la ventaja de optimizar costos y procesos para las aplicaciones automotrices [9].

2.2 Clasificación de los aceros automotrices.

Aceros dulces

Los aceros dulces o bajos en carbono son aceros con una resistencia a la tracción de 400 MPa y un contenido de carbono del 0.05-0.25%. La microestructura del acero dulce hace que sea relativamente dúctil y fácil de formar, y comprende una fase, que normalmente es ferrita. Los aceros dulces se utilizan comúnmente en la estructura de la carrocería y el maletero y cierres de vehículos como lo describe Xiaohua H [8].

HSS

Este tipo de aceros de alta resistencia y baja aleación fueron los primeros utilizados dentro de la industria automotriz. Este tipo de aceros tienen alta resistencia a la tracción de 800 MPa. Tienen un bajo contenido en carbono y aleación por lo que conservan la formabilidad y la soldabilidad. En este tipo de acero se añade cobre, titanio, vanadio y niobio para fines de fortalecimiento. Los aceros HSS se han utilizado en las piezas de vehículos donde la absorción de energía es importante [10].

AHSS

La característica principal de este acero es que es un acero multifásico que contiene fases como ferrita, martensita, bainita y austenita como se observa en la Tabla 2.1.

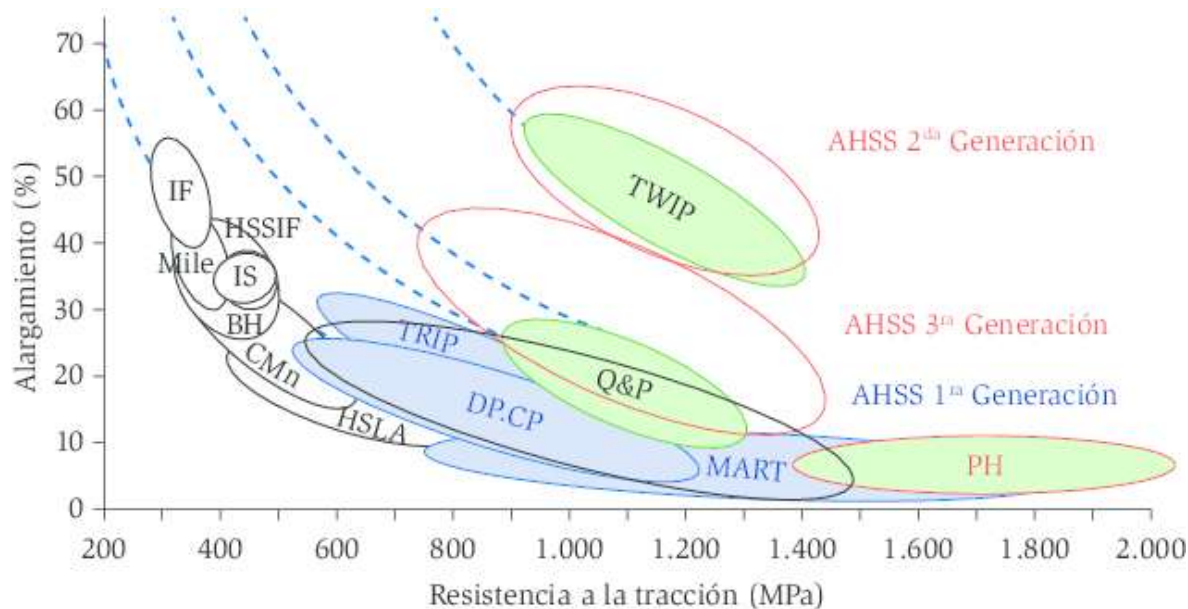


Figura 2.1 Representación esquemática de los aceros automotrices [9].

Tabla 2.1 Porcentaje de fases en los aceros AHSS [10].

<i>Clasificación AHSS</i>	<i>Designación de acero</i>	<i>Austenita</i>	<i>Ferrita</i>	<i>Bainita</i>	<i>Martensita</i>
1	Bajo-C TRIP	5-15	40-60	35-45	----
2	Alta contenido de Mn	100	----	----	----
3	Acero templado	5-20	0-20	----	60-95
3	Acero medio Mn	20-60	40-80	----	----

2.2.1 Generalidades de los aceros AHSS.

Los aceros AHSS (Aceros avanzados de alta resistencia) son materiales que se caracterizan por su microestructura multifásica y sus propiedades metalúrgicas como la resistencia a la tensión, la plasticidad, tenacidad y resistencia a la fatiga, acorde a la fase y plasticidad que presenten. Dentro de los aceros AHSS se encuentran [10];



- Aceros doble fase (DP).
- Aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP).
- Aceros de plasticidad inducida por maclado (TWIP).
- Aceros de plasticidad inducida por bandas de corte (SIP).
- Aceros de plasticidad inducida por micro bandas de corte (MBIP).
- Aceros de fase compleja (CP).
- Martensítico (MART).
- Aceros libres de intersticiales (IF).

2.3 Generaciones de los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS)

Como menciona M. Soleimani y colaboradores [11], los aceros avanzados se clasifican en tres generaciones como se menciona a continuación:

Primera generación.

Consta de aceros convencionales con una base de ferrita en su microestructura, su elongación es menor al 25%, cuando la resistencia es superior a 500 MPa. Estos aceros se utilizan principalmente en la carrocería de la industria automotriz. Dentro de los aceros que se encuentran en esta familia son aceros por plasticidad inducida por transformación (TRIP) [12].

Segunda generación.

Su resistencia es mejor en relación con la resistencia y elongación ya que presentan múltiples fases en su microestructura. Sin embargo tienen un elevado costo debido a su alto porcentaje de Mn que es arriba del 18% [12].

Tercera generación.

Estos aceros se enfocan en relación entre la resistencia a la tracción y ductilidad que los aceros TWIP poseen, pero con menor cantidad de aleantes. Los aceros AHSS de tercera generación poseen



una microestructura multifásica compleja, lo que proporciona una gran variedad de propiedades mecánicas, [12]. Esta generación esta formada por aceros de baja densidad (LD), aceros libres de carburos (CFB), aceros de temple y partición (Q&P) y los aceros de plasticidad inducida por transformación (TRIP) medio-Mn [11].

2.4 Generalidades de los aceros TRIP

El comportamiento de los aceros TRIP se debe a la transformación de austenita en martensita que se utiliza para mejorar el equilibrio entre la resistencia y la ductilidad, por lo que para comprender más este efecto debemos saber que su microestructura del acero TRIP está dada por los componentes que se muestran en la Tabla 2.2 [5].

Tabla 2.2 Microestructura y composición química en % peso del acero TRIP [5].

<i>Acero TRIP</i>	<i>Microestructura</i>	<i>Composición química</i>					
	<i>Ferrita + Austenita + Bainita + Martensita</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>
		<i>0.1-0.3</i>	<i>1.0-2.0</i>	<i>n/a</i>	<i>n/a</i>	<i>1.0-2.0</i>	<i>1.0-2.0</i>

Los aceros que cuentan con el efecto TRIP contienen una microestructura total austenítica o que ha sido procesada para tener una fracción significativa de austenita retenida a temperatura ambiente. Los principales aceros que utilizan este efecto son los aceros inoxidables austeníticos metaestables y aceros asistidos por efecto TRIP. El efecto TRIP de basa en la formación de martensita durante la deformación [11].

2.4.1 ceros de transformación inducida por plasticidad (TRIP)

Entre los diferentes mecanismos de deformación, la transformación de austenita retenida en martensita durante la deformación plástica para mejorar la resistencia a la ductilidad. Se propuso



el acrónimo “TRIP” (Transformation-Induced Plasticity) para expresar la eficiencia de la transformación martensítica como mecanismo de deformación, por consecuente se obtienen grandes mejoras en la tasa de endurecimiento por trabajo, y pospone la aparición del estrechamiento y, por lo tanto, mejora la formabilidad.

Es decir, la austenita es estable a temperatura ambiente en condiciones de equilibrio, por lo que cuenta con una microestructura austenítica que se retiene a temperatura ambiente con el uso combinado de una composición química específica y ciclo térmico controlado. La formación de láminas proporciona la energía necesaria para permitir que la estructura cristalográfica cambie de austenita a martensita, no hay tiempo ni temperaturas suficientes para que se produzca una difusión de carbono a partir de la austenita rica en carbono, lo que da como resultado una martensita con alto contenido de carbono después de la transformación [11].

La transformación de la austenita retenida (AR) a martensita ocurre a medida que aumenta la deformación plástica, siempre que la fracción de austenita retenida disponible sea suficiente para ser transformada. Este fenómeno es característico de los aceros con efecto TRIP (Transformación Inducida por Plasticidad), donde la transformación martensítica contribuye significativamente al endurecimiento por deformación, mejorando tanto la resistencia como la ductilidad del material.

Como se observa en la Figura 2.2, la microestructura de estos aceros es multifásica, compuesta principalmente por una matriz de ferrita (fase blanda y dúctil), que está dispersa con fases más duras como bainita, martensita y austenita retenida metaestable. Esta combinación de fases permite aprovechar el comportamiento diferenciado de cada una de las fases[11].

Por lo que la microestructura que se observa heterogénea se debe a la transformación dinámica durante la deformación o tratamiento térmicos, otorgan las propiedades mecánicas, siendo especialmente valiosos en la industria automotriz para componentes estructurales que requieren resistencia y capacidad de absorción de impactos.

Lo cual se genera por la distribución de fases de la ferrita que proporciona buena conformabilidad y capacidad de absorción de energía mientras que la bainita y la martensita aumentan la resistencia mecánica y la dureza del hacer y la austenita retenida, al ser metaestable, se transforma en martensita durante la deformación, generando endurecimiento adicional y mejorando la capacidad del material para absorber energía sin fracturarse prematuramente.

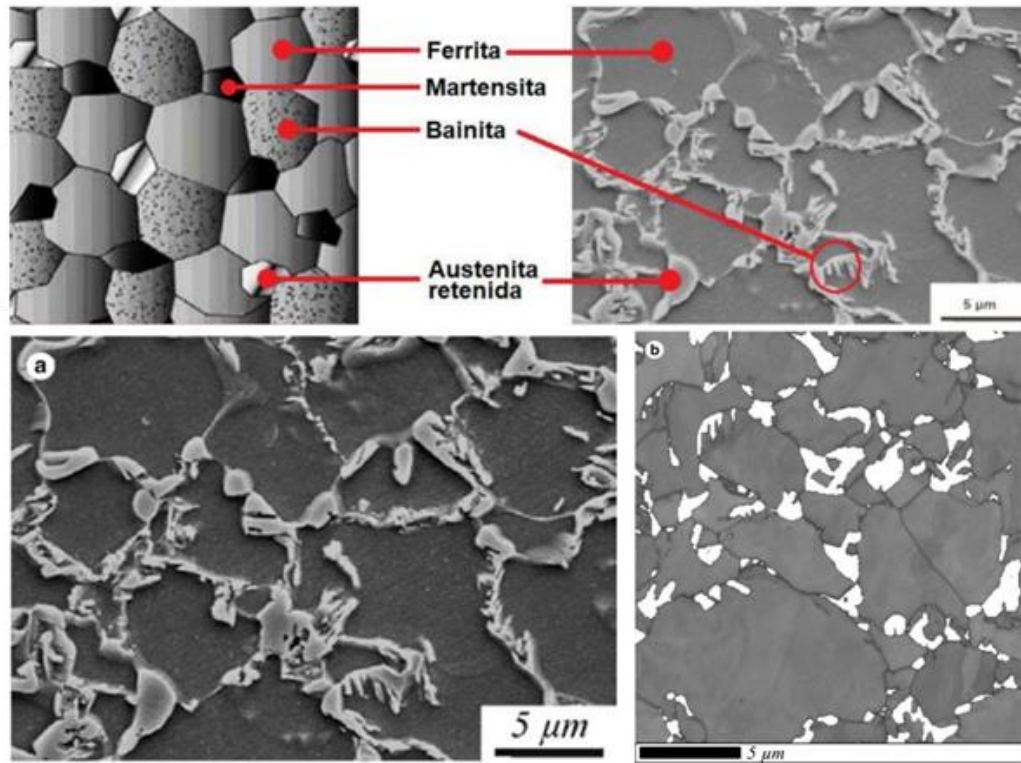


Figura 2.2 SEM y EBSD que ilustran las fases típicas de aceros multifásicos asistidos por TRIP [11].

2.4.2 Composición química de los aceros TRIP

En la Figura 2.3 se observa el efecto de los elementos de aleación más comunes en los aceros con efecto TRIP específicamente el Si, Mn y Al, sobre su microestructura y transformaciones de fase que se llevan a cabo durante tratamientos térmicos [13].

La composición química desempeña un papel fundamental para el desarrollo de la microestructura multifásica que caracteriza este tipo de aceros, en la cual el manganeso (Mn) actúa como estabilizador de la austenita, ya que reduce la temperatura de inicio de la transformación martensítica (M_s) e inhibe la formación de perlita durante el enfriamiento. Esto favorece la retención de austenita metaestable a temperatura ambiente, la cual es clave para el efecto TRIP.

El silicio (Si) es esencial debido a su baja solubilidad en cementita, lo que retrasa la formación de carburos durante la transformación bainítica. Este retraso permite la estabilización de la austenita



retenida al enriquecerla con carbono durante el tratamiento térmico intercrítico y el posterior enfriamiento. Así, el silicio favorece la presencia de una mayor cantidad de austenita retenida y mejora la ductilidad del material.

El aluminio (Al), además de reducir la densidad del acero, acelera la formación de ferrita y retrasa la precipitación de carburos, lo que promueve la obtención de una microestructura compuesta por ferrita, bainita y austenita retenida. Asimismo, mejora la resistencia a la corrosión al favorecer la formación de una capa protectora de óxidos, lo cual es beneficioso para aplicaciones automotrices.

Como se observa en la Figura 2.3, estos elementos controlan las transformaciones de fase y estabilizan la AR, para obtener aceros con una resistencia, ductilidad y comportamiento frente a la deformación. La interacción entre la composición química y su microestructura y distribución de fases es fundamental para el desempeño mecánico de los aceros con efecto TRIP, tal como lo señala J. Lawrence [14].

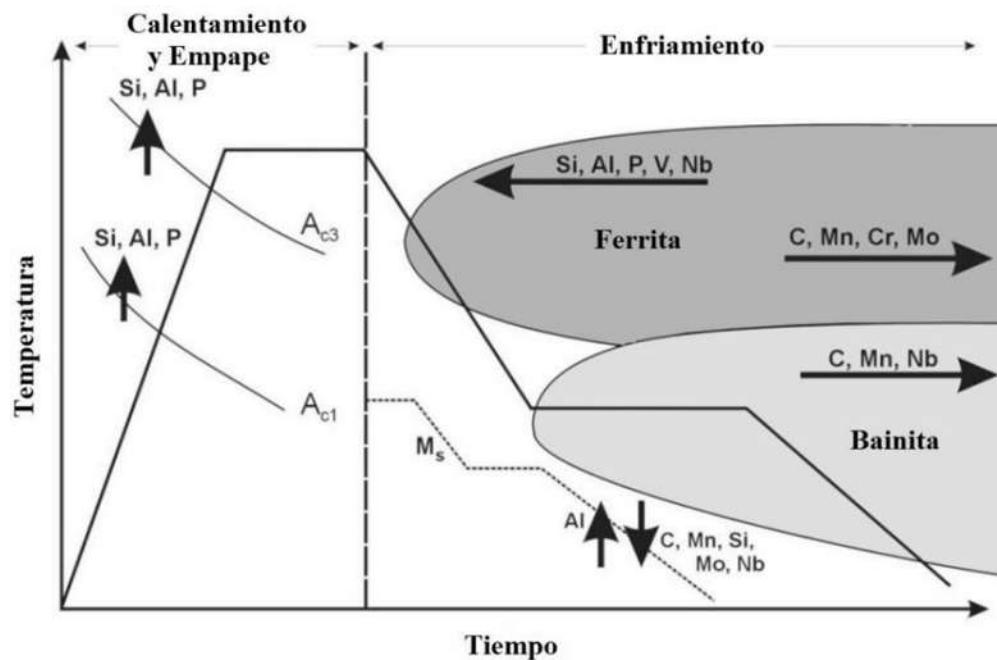


Figura 2.3 Efecto de los elementos de aleación en el procesamiento térmico del acero TRIP [15].



2.4.3 Proceso de obtención de los aceros multifásicos asistidos por TRIP

Como menciona P. Jacques [15] la estabilización parcial de la austenita a temperatura ambiente está asegurada por el contenido de carbono ya que es uno de los estabilizadores más fuertes. Al observar la Figura 2.4, el enriquecimiento en carbono de la austenita se produce a lo largo de ciclos térmicos o termomecánicos especialmente diseñado. Tras la laminación en frío o en caliente, la morfología general de la microestructura multifásica, es resultado de un recocido intercrítico.

El enriquecimiento del carbono de la austenita acompaña a la nucleación y crecimiento de fases no impide el máximo enriquecimiento por lo que el carbono de la austenita durante el recocido intercrítico no impide que la martensita aparezca al llevarse un enfriamiento a temperatura ambiente. Por consiguiente, es necesario una segunda etapa para un mayor enriquecimiento en carbono. En la Figura 2.4, se observa el proceso de una segunda retención isotérmica a una temperatura intermedia combinada con elementos como Si y Al que favorece el enriquecimiento de carbono en la austenita y la estabilización a temperatura ambiente, en resumen J. Lawrence [14], señala el papel clave de la segunda etapa isotérmica en la difusión y enriquecimiento de carbono en la austenita, lo que garantiza la estabilidad de esta fase metaestable a temperatura ambiente y optimiza el efecto TRIP para obtener una microestructura que contenga suficiente fracción de austenita retenida metaestable. Esta austenita retenida, durante la deformación plástica, se transforma en martensita, proporcionando endurecimiento adicional y mejorando la combinación de resistencia y ductilidad que caracteriza a estos aceros.

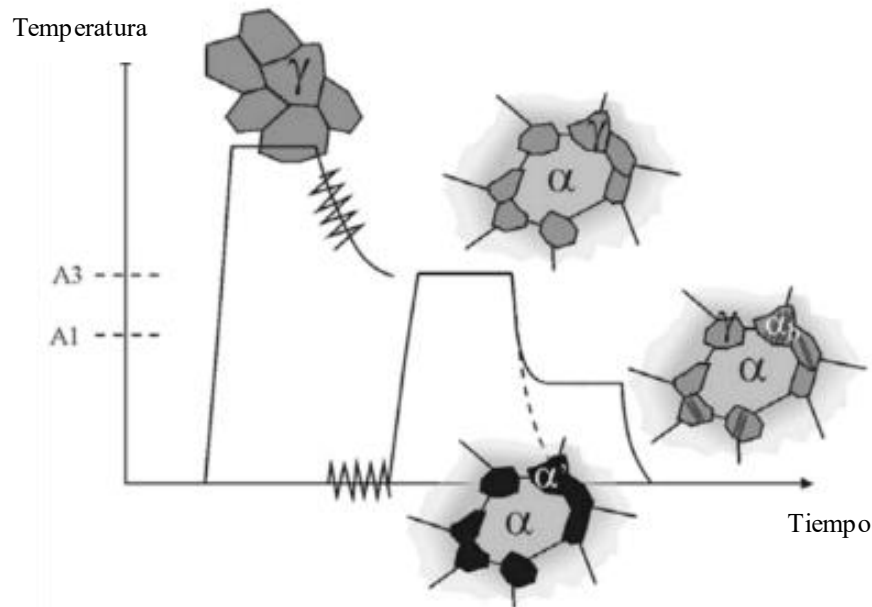


Figura 2.4 Representación esquemática del tratamiento termomecánico aplicado en aceros multifásicos laminados en caliente o en frío asistidos por efecto TRIP (c: austenita, a: ferrita, a0 : martensita, ab: bainita) [15].

En el transcurso de la transformación bainítica, el carbono se redistribuye desde la ferrita bainítica a la austenita circulante, dando lugar a la morfología bainítica característica de la mezcla ferrita/carburo. Además, se sabe que la adición de algunos elementos de aleación promueve la formación de la austenita saturada de carbono en lugar de la precipitación de cementita. Por lo que la transformación bainítica ha adquirido una importancia primordial en el procesamiento de los aceros asistido por TRIP [14].

Investigaciones recientes han demostrado que la transformación bainítica que se produce en los aceros TRIP, presentando peculiaridades que se refieren a la influencia sobre la retención de austenita a temperatura ambiente, estas peculiaridades se asocian a los elementos de aleación, el tamaño de grano de la austenita y la deformación previa de la austenita [11, 13-15].

Dentro de estos factores, los elementos de aleación desempeñan un factor importante, en la estabilidad y retención de la austenita. En particular, se ha comprobado que el aluminio (Al) es altamente efectivo para inhibir la precipitación de cementita durante la transformación bainítica, evitando que el carbono se consuma en la formación de carburos y, en su lugar, permite que el



carbono se difunda hacia la austenita adyacente, enriqueciéndola para mejorar su estabilidad a temperatura ambiente.

Este enriquecimiento en carbono de la austenita es esencial para prevenir su transformación prematura a martensita durante el enfriamiento y para favorecer su transformación martensítica únicamente bajo deformación mecánica (efecto TRIP).

La reducción del tamaño de grano de la austenita durante el tratamiento térmico incrementa la estabilidad de la austenita retenida, ya que los límites de grano finos restringen la nucleación y crecimiento de la martensita. Además, la deformación previa de la austenita puede alterar su morfología y favorecer la formación de una microestructura bainítica más refinada, lo que también promueve la retención de austenita y optimiza las propiedades mecánicas finales.

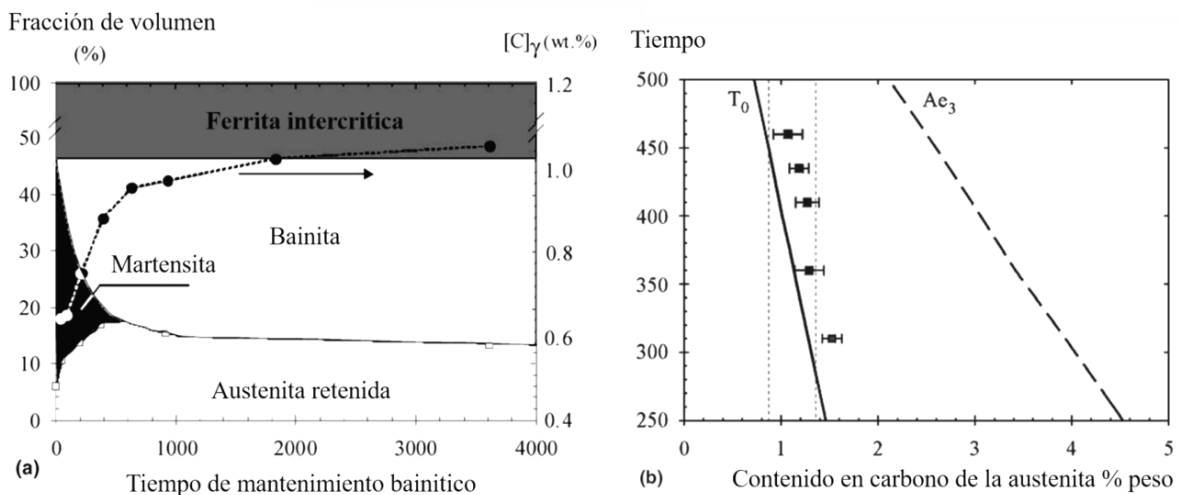


Figura 2.5 (a) Mapa de transformación y enriquecimiento en C de la austenita; (b) Comparación con las curvas T_0 y A_{e3} acero multifásico clásico asistido por TRIP [15].

Como se muestra en la Figura 2.5, la evolución de la naturaleza de las fases que constituyen la microestructura a temperatura ambiente de un acero típico aleado con Si y asistido por TRIP en función del progreso de la transformación, donde cabe señalar que los grados aleados con Al- o Al-Si presentan el mismo comportamiento de transformación. Dependiendo del tiempo de retención bainítica, pueden encontrarse en la microestructura después del temple diversas mezclas de bainita,



martensita y austenita retenida. La austenita intercrítica se transforma progresivamente en bainita, produciéndose una gran estabilización de la austenita a temperatura ambiente a expensas de la martensita.

Como también se muestra en la Figura 2.5 a) la estabilización se debe al enriquecimiento en carbono de la austenita hasta un máximo que depende de la temperatura a la que se produce la transformación en bainita. Cuando se presenta un enriquecimiento máximo de carbono en austenita se detiene la transformación bainítica a diferentes temperaturas para un grado 1.5 Si-1.5 Mn se dan en la Figura 2.5 b) junto con las curvas T_0 y A_{e3} calculadas por el método Calphad. La curva T_0 representa el límite superior del contenido en carbono de la austenita que permite una transformación invariante de la composición de austenita a ferrita (es decir, cuando la austenita y la ferrita de la misma composición presentan la misma energía libre química). Así pues, el comportamiento de estos aceros aleados con Si y Al puede presentarse por medio del mecanismo de desplazamiento de la formación de bainita, o la partición del carbono entre la ferrita bainítica y la austenita residual y la inhibición de la precipitación de cementita a partir de austenita [14].

2.4.4. Propiedades mecánicas de los aceros TRIP

El objetivo de estos aceros es mejorar la resistencia sin sacrificar el alargamiento uniforme, sin embargo, estos aceros permiten mejorar el índice de endurecimiento por deformación combinando hábilmente varios mecanismos de refuerzo y ablandamiento. En el caso de estos aceros se pueden argumentar dos mecanismos:

- a) El efecto TRIP.
- b) La naturaleza compuesta de su microestructura.

El efecto TRIP cuenta con una gran influencia en las propiedades mecánicas resultantes de estos aceros referencia [16], debido a la evolución del contenido de austenita retenida con la deformación real.

P. Jacques [15] determinó que el efecto TRIP presenta un equilibrio entre la resistencia y ductilidad uniforme a lo largo de la deformación plástica. Como se ha mencionado, los granos de austenita



que se dispersan en la matriz ferrítica tienen una gran influencia en la velocidad de endurecimiento por deformación, generado por el cambio de volumen de la transformación de la austenita en martensita

2.4.5 Tratamientos Térmicos para la obtención de un acero TRIP.

El propósito de efectuar un tratamiento térmico TRIP, es la obtención de una microestructura con una fracción de volumen adecuada de ferrita, bainita y austenita retenida.

En la Figura 2.6 se observa el diagrama del tratamiento térmico básico para generar una microestructura multifásica, correspondiente a un acero TRIP [11].

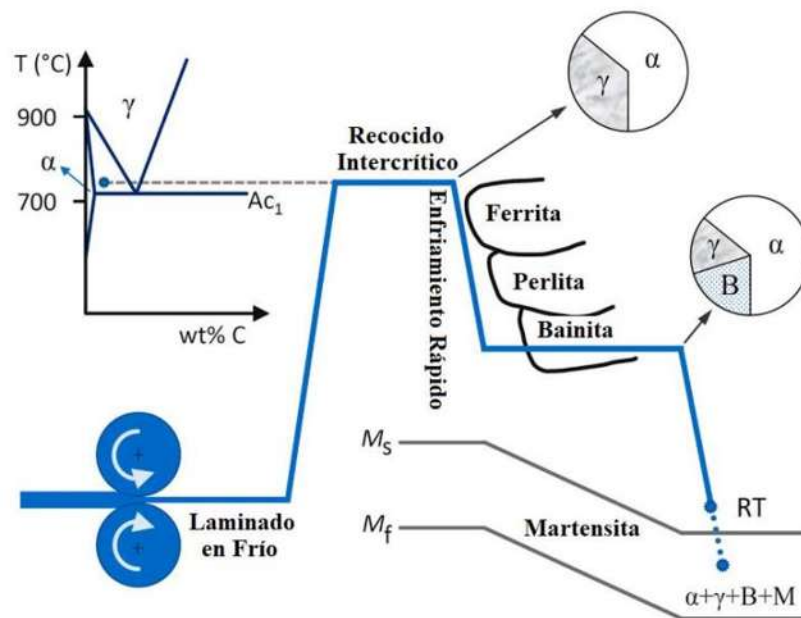


Figura 2.6 Diagrama del tratamiento termo-mecánico de un acero TRIP [11].

Al realizar este tratamiento térmico se debe considerar que se tienen dos etapas las cuales como se observa en la Figura 2.7, se designan con parámetros diferentes. Como son la temperatura (T), tiempo (t) y velocidad de cambio de temperatura (V) [17-19].

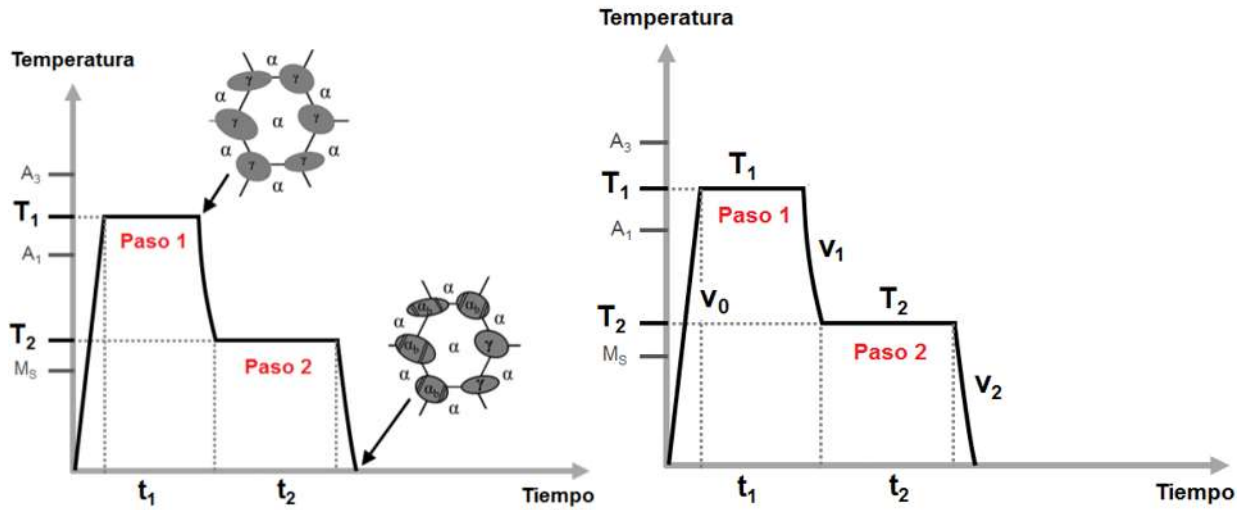


Figura 2.7 Parámetros de proceso en un tratamiento térmico TRIP.

Velocidad de calentamiento V_0 . Las velocidades de calentamiento van desde 10 hasta 100° C/s, en función de los medios de calentamiento utilizados para llevar a cabo el tratamiento térmico [20].

- i. Temperatura intercrítica T_1 . Cuando la temperatura de mantenimiento en la etapa intercrítica es elevada (cercana a A_{c3}), el contenido de austenita es alto, pero su contenido de carbono es bajo. Así mismo a temperaturas intercríticas elevadas, se presenta un incremento en el tamaño de grano austenítico. Esto da por resultado que la austenita presente sea inestable y que posibles propiedades TRIP en la aleación sean difíciles de alcanzar [21].

Si T_1 es menor, la probabilidad de generar austenita estable es mayor, dado que el tamaño de grano es menor y el contenido de carbono en la misma es elevado. Para obtener propiedades mecánicas óptimas, la temperatura T_1 se debe localizar cerca de A_{c1} dentro de la zona de transformación intercrítica [22].

- ii. Tiempo de permanencia de etapa intercrítica t_1 . El tiempo depende de la temperatura T_1 , sin embargo, los tiempos que van desde 5 hasta 15 minutos de permanencia son adecuados para generar austenita estable con un contenido de carbono adecuado [23].
- iii. Velocidad de enfriamiento intermedio V_1 . Esta depende de la composición química de la aleación a la cual se somete al tratamiento térmico y puede haber variaciones desde 10°C/s



hasta 130°C/s, donde la velocidad de enfriamiento de 70°C/s es un valor que promueve la estabilidad de una cantidad adecuada de austenita para muchas aleaciones ferrosas [22].

- iv. Temperatura de etapa isotérmica T2. El propósito de esta temperatura es estabilizar la austenita retenida mediante un enriquecimiento de carbono en la misma, esta etapa se desarrolla en la zona de transformación bainítica [24]. E
- v. En los aceros de bajo contenido de carbono, la zona de transformación se encuentra en el intervalo de 350 a 500 °C. Sin embargo, investigaciones previas recomiendan llevar un tratamiento isotérmico cercano a los 400°C [22, 25, 26].
- vi. Tiempo de permanencia en la etapa isotérmica t2. Se requieren tiempos de permanencia [26] de intervalos de 2 a 5 minutos en la etapa isotérmica t2, ya que, esta etapa se interrumpe en tiempos cortos. Si los tiempos de permanencia en t2 en la etapa isotérmica son extensos, la transformación bainítica consumirá más austenita de la que se estabiliza y presentará la precipitación de carburos [25, 27, 28].
- vii. Velocidad de enfriamiento final V2. En el transcurso del enfriamiento final desde la etapa isotérmica hasta la temperatura ambiente, la aleación pasa por la zona de transformación de la bainita inferior. Si la velocidad de enfriamiento es lenta, parte de la austenita se transforma en bainita inferior, por lo que la velocidad de enfriamiento utilizando un flujo de aire frío es conveniente para limitar el tiempo para que esta reacción pueda presentarse [28].

Como se observa en la Figura 2.8, y como ya se mencionó anteriormente con este tratamiento lo que se produce es una microestructura que consta de ferrita, bainita y austenita con algo de martensita o cementita dependiendo de la bainita, la ferrita se presenta como granos equiaxiales que se formaron durante la retención intercrítica.

Durante el tratamiento térmico, la austenita intercrítica, que inicialmente forma parte de la microestructura, es parcialmente consumida por la ferrita en crecimiento. Esto sucede durante la etapa de retención de bainita, donde la austenita se transforma en ferrita debido a la difusión del carbono. Sin embargo, una fracción de la austenita permanece, especialmente en los límites de los granos de ferrita o bainita. Esta austenita retenida, que no llega a transformarse completamente en ferrita o bainita, se presenta en forma de pequeños granos equiaxiales, los cuales se localizan principalmente en los límites de los granos de ferrita y bainita [14].

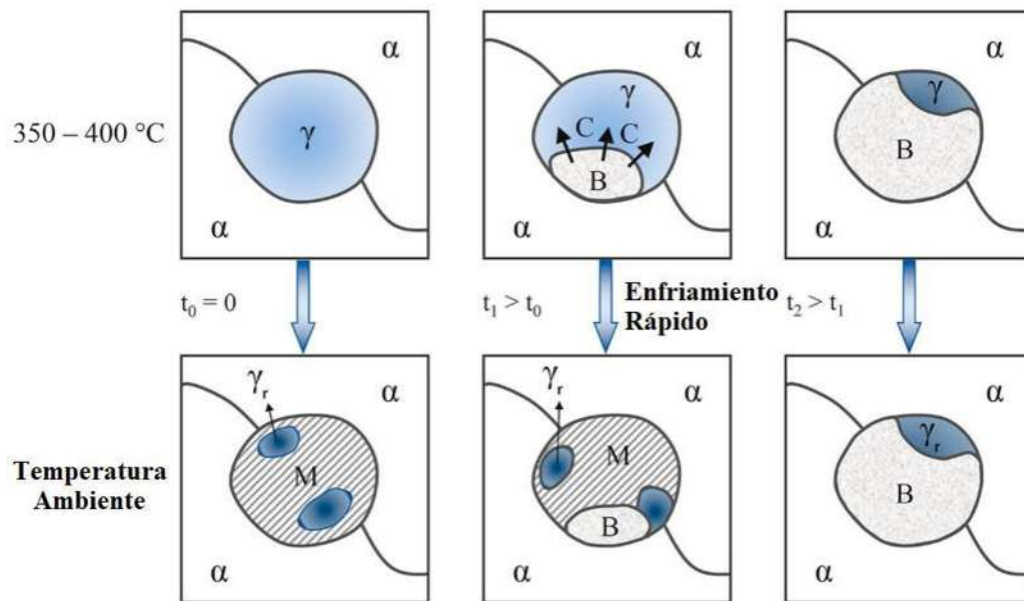


Figura 2.8 Cambios estructurales durante el tratamiento y enfriamiento [11].

Para obtener un acero multifásico con efecto TRIP, es fundamental comprender la microestructura resultante de los tratamientos térmicos para obtener este efecto, así como las técnicas utilizadas para caracterizar esta microestructura. Al obtener un acero multifásico con este efecto se logra la formación y la retención de una fase austenítica en una microestructura compuesta por ferrita, bainita y austenita. Este tipo de acero, al ser sometido a deformación, experimenta una transformación de la austenita retenida en martensita, lo que mejora significativamente su capacidad de deformación y resistencia mecánica.

En este contexto, la caracterización microestructural juega un papel esencial para entender cómo los diferentes tratamientos térmicos afectan la formación y distribución de estas fases en el material. Las técnicas de análisis microestructural permiten obtener información detallada sobre la distribución de fases, el tamaño de grano, la morfología y la orientación cristalina, todos aspectos que influyen directamente en el comportamiento mecánico del acero TRIP.

2.5 Caracterización microestructural



La caracterización microestructural se lleva a cabo mediante varias técnicas de análisis como microscopía óptica el cual nos permite hacer el análisis metalográfico que nos da a conocer las características estructurales de la aleación o material a caracterizar. La cual nos permite obtener el tamaño de grano, la morfología de la microestructura, distribución de tamaños, presencia de segregaciones, distribución de fases, etc.

Otra técnica de análisis es la microscopía electrónica de barrido (SEM-EDS) que nos permite conocer las características microestructurales del material como características químicas de este, otra de las técnicas que se utilizan en la actualidad es el análisis por medio de electrones retrodispersados (EBSD) que permite la construcción de mapas de orientación, análisis de texturas, identificación de fases, análisis del tamaño de grano, caracterización de límites de grano, entre otras como son características metalúrgicas y cristalográficas del material.

Al obtener un acero con efecto TRIP por medio de tratamientos térmicos se produce una microestructura compuesta por ferrita, bainita y austenita, con una cantidad controlada de austenita retenida. Por lo que la distribución y cantidad de estas fases afectan no solo las propiedades mecánicas, sino también las propiedades electroquímicas del material. Es por esto que la caracterización microestructural mediante técnicas como la microscopía óptica, SEM y EBSD resulta esencial para entender cómo las fases se distribuyen en el acero y cómo pueden influir en su comportamiento frente a ambientes corrosivos.

2.6 Corrosión electroquímica.

El concepto de corrosión se refiere a la degradación de los materiales, por lo que es el ataque destructivo de un metal por su reacción con el medio ambiente [29-31]. La corrosión metálica se describe como una reacción de oxidación, semejante a cualquier oxidación química, por lo que se rige por las leyes de la física y la química.

La corrosión electroquímica tiene lugar dentro de una celda de corrosión la cual consta de cuatro partes, si una de las cuatro partes falla o no está presente, es más que suficiente para inhibir la formación de la celda y detener el proceso de corrosión, estas partes son [29]:

- i. Ánodo: Cede electrones hacia el circuito y se corroe, en él se da reacción de oxidación.



- ii. Cátodo: Recibe electrones del circuito y esto lo protege de la corrosión, en él se da la reacción de reducción.
- iii. Electrólito: Se encuentra en contacto con el ánodo y cátodo, debe ser conductor para cerrar el circuito.
- iv. Conexión o camino metálico: El ánodo y el cátodo deben estar conectados eléctricamente, para permitir el flujo de electrones del ánodo al cátodo.

En la mayoría de los casos el electrolito será la humedad del medio ambiente, para que la humedad esté presente es necesario tener una temperatura adecuada que permita existencia de agua líquida. Temperaturas muy altas o muy bajas inhiben por tanto la corrosión electroquímica, pero no impiden la existencia de otros tipos de corrosión, como la corrosión química (sin celda electroquímica), la cual puede suceder a temperaturas altas donde no hay presencia de agua líquida; en este caso se pueden formar carburos, nitruros y sulfuros metálicos, los cuales no se forman normalmente a temperatura ambiente [32].

2.6.1 Polarización electroquímica

Este concepto se refiere al desplazamiento de un potencial de reposo hacia otro valor de potencial por medio de un flujo de corriente eléctrica, a este cambio de potencial se le llama sobrepotencial (η) donde E es el potencial y se define como:

$$\eta = E_{\text{aplicado}} - E_{\text{reposo}} \quad (1)$$

Sobre la superficie de un metal corroyéndose se llevan a cabo reacciones catódicas y anódicas, estas reacciones son consumadas a través de varias etapas, la etapa más lenta determinará la velocidad global de todo el proceso de corrosión, pudiendo ubicarse ésta en el cátodo o en el ánodo. Hay control por activación cuando la etapa más lenta del proceso corresponde a la transferencia de carga (de electrones) que se da en la interface metal-electrolito, cuando la etapa más lenta



corresponde a un proceso difusivo, se tiene que hay control por difusión [33], la situación intermedia se conoce como control mixto, un ejemplo de proceso difusivo es el viaje que tienen que llevar a cabo los iones desde la solución a la interface metal-electrolito.

2.6.2 Relación deTafel

En las estructuras corroyéndose, el sobrepotencial no está dado con respecto al potencial de equilibrio de alguna sustancia, más bien el sobrepotencial esta dado con respecto al potencial de corrosión ($E_{\text{corrosión}}$) del sistema, entonces se definirá como:

$$\eta = E_{\text{aplicado}} - E_{\text{corrosion}} \quad (2)$$

Donde (η) es el sobrepotencial y E_{aplicado} es el potencial que se aplica externamente en el sistema mientras que $E_{\text{corrosión}}$ corresponde al potencial de corrosión del metal del medio.

En el caso de un metal sumergido en agua de mar, la reacción de reducción que se da es mayormente la de oxígeno y no la del hidrógeno, entonces una expresión más general [34]:

$$i_{\text{neto}} = i_{\text{corrosion}} \left(\exp\left(\frac{\alpha_a Z_a F \eta}{RT}\right) - \exp\left(\frac{(1 - \alpha_c) Z_c F \eta}{RT}\right) \right) \quad (3)$$

Donde i_{neto} , es la densidad de corriente de medida en el sistema, $i_{\text{corrosion}}$, corresponde a la densidad de corriente de corrosión, que es la corriente en equilibrio sin polarización, por lo que α_a y α_c son los factores de transferencia de carga en el ánodo y cátodo, Z_a y Z_c es el número de electrones transferidos en las reacciones anódica y catódica, F corresponde a la constante de Faraday, R la constantes de los gases y T la temperatura de en Kelvin.

Cuando se tiene que $\eta > -50$ mV, entonces se obtiene la parte anódica de la relación de Tafel, ya que el segundo término de la ecuación anterior tiende a 0.



$$\eta = -\frac{2.3RT}{a_a z_a F} \log i_{corrosion} + \frac{2.3RT}{a_a z_a F} \log i_{neto} = a + b_a \log i_{neto} \quad (4)$$

Mientras que si $\eta < -50$ mV, el primer término de la ecuación tiende a un valor de 0, por lo que es así posible obtener la parte catódica de la relación de Tafel [34].

$$\eta = -\frac{2.3RT}{(1 - a_c) z_c F} \log i_{corrosion} - \frac{2.3RT}{(1 - a_c) z_c F} \log |i_{neto}| = c - b_c \log |i_{neto}| \quad (5)$$

Donde la constante b_a se conoce como la pendiente de Tafel anódica y la constante b_c como la pendiente de Tafel catódica, como las relaciones de Tafel se deducen a partir de la ecuación de Butler-Volmer, entonces son aplicables principalmente cuando hay control por activación y no son tan confiables en aplicaciones cuando el control es mixto o por difusión.

A la región de la curva E-log[i] en la cual es posible aplicar las relaciones de Tafel se le conoce como zona de Tafel, dicha zona es fácilmente identificable ya que la curva E-log[i] se transforma en una línea recta casi perfecta, condición que no sucede fuera de la zona de Tafel [34].

Con las ecuaciones anteriores es posible calcular la velocidad de corrosión usando el método de extrapolación de Tafel, que se basa en extrapolar la región lineal de la curva E-log[i] hasta que alcanza el valor de potencial de corrosión, la densidad de corriente correspondiente a dicho punto de cruce será igual a la velocidad de corrosión, tal como se muestra en la Figura 2.9, [35]. En ocasiones el método de extrapolación de Tafel tiene el inconveniente principal de que en muchas curvas de polarización nunca se llega a observar la zona o región de Tafel, aun así, muchas veces se aplica el método usando una polarización mínima de 50 mV [34].

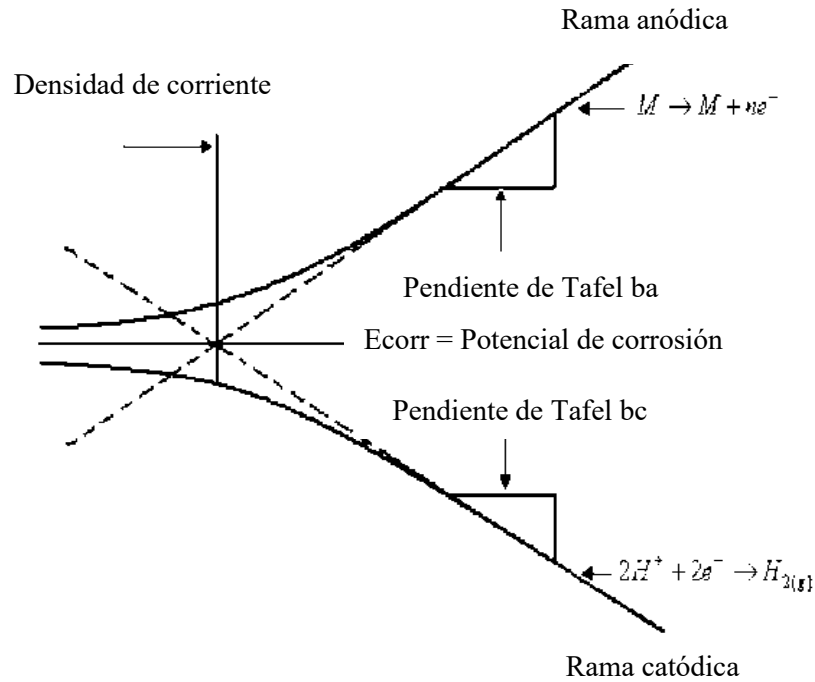


Figura 2.9 Método de extrapolación de Tafel [35].

2.6.3 Espectroscopia de impedancia electroquímica (EIE)

La impedancia electroquímica es la medida de aplicar un sobrepotencial alterno (CA), a una celda electroquímica y medir la respectiva respuesta en corriente. Si se aplica una excitación de potencial sinusoidal al electrodo, la respuesta a este potencial será una señal de corriente alterna. La impedancia electroquímica es normalmente medida usando una pequeña señal de excitación ($|\eta| < 15 \text{ mV}$), esto se hace para que la respuesta de la celda sea pseudo lineal. En un sistema lineal o pseudo lineal, la respuesta de corriente a un potencial sinusoidal será una senoide de la misma frecuencia, pero movida en la fase [36, 37].

La impedancia “Z” es un número complejo que es calculado con la siguiente formula:

$$Z = \frac{\eta(t)}{I(t)} = Z_0 \exp(j\Phi) = Z_0(\cos\Phi + j\sin\Phi) \quad (6)$$



Donde:

Z = Impedancia.

Φ = Ángulo de fase, que indica el desfase entre el potencial aplicado y la corriente.

H = sobrepotencial.

I = Corriente

$j = \sqrt{-1}$ es la unidad imaginaria.

Z_0 = Módulo de la impedancia, que representa la magnitud de la oposición al paso de corriente.

En la cual $Z_0(\cos\Phi)$ es la parte real, que representa la resistencia (componente resistiva) y $Z_0(j\sin\Phi)$ es la parte imaginaria, que representa los efectos capacitivos e inductivos.

La impedancia de un sistema varía de acuerdo a la frecuencia aplicada " $Z(\omega)$ ", las formas comunes de graficar los datos de impedancia son mediante gráficas de Nyquist y Bode. En la Figura 2.10 se muestra un ejemplo de los diagramas de Nyquist el eje Y muestra la parte imaginaria de la impedancia multiplicada por -1, mientras que el eje X muestra la parte real de la impedancia. En los diagramas de Bode el eje X muestra el logaritmo de la frecuencia ($\log(f)$ o $\log(\omega)$), mientras que el eje Y muestra el logaritmo de la impedancia ($\log|z|$) o el ángulo de fase θ [36, 37].

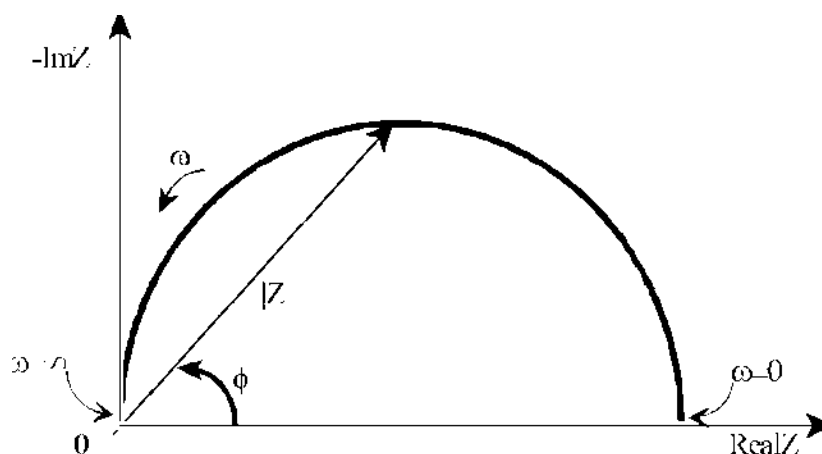


Figura 2.10 Diagrama de Nyquist [36].



2.7 Ensayos no destructivos

Los ensayos no destructivos (END) son el proceso de examinar o inspeccionar un material, componente o sistema sin causarle daños. Existen varios ensayos no destructivos como los que se mencionaran a continuación.

2.7.1 Corrientes de Eddy

Es una técnica de inspección no destructiva, que se basa en la generación de un campo magnético y que permite la detección de discontinuidades a nivel superficial y subsuperficial en materiales conductores. Este ensayo consiste en hacer pasar corriente alterna por una bobina, la cual genera un campo magnético. Al colocar una probeta en dirección perpendicular al campo magnético creado por un bobina, se induce corriente a la probeta, esta corriente inducida producirá un campo magnético secundario que se va a oponer al campo magnético de la bobina modificando la impedancia [38].

Una variación en el flujo de corriente eléctrica en la bobina da como resultado una variación en el campo magnético. Por lo que un material conductor cercano resiste el efecto del campo magnético variable, y esto se manifiesta por medio de una corriente Foucault. Las grietas y otras condiciones similares en la superficie modifican las corrientes de Foucault generadas en el material conductor de modo que modifica el campo magnético secundario es decir que disminuye la intensidad y tendrá un nuevo efecto en el campo primario, como se puede observar en la Figura 2. 11 un esquema del método de corrientes de Eddy [38].

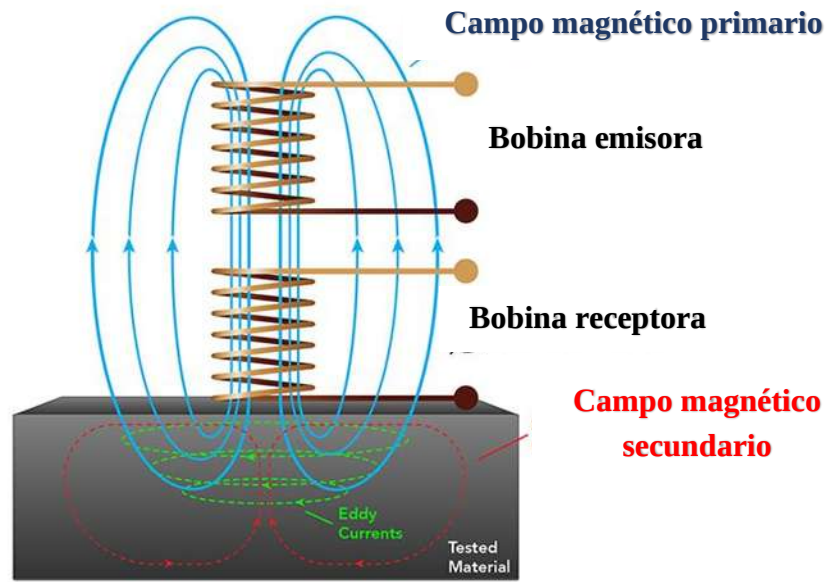


Figura 2.11 Esquema representativo de corrientes de Eddy [12].

Esta técnica se utiliza en la industria aeroespacial y en el área de manufactura y mantenimiento, que requieran inspección de metales delgados por problemas relacionados con la calidad y seguridad y se puede aplicar para:

- i. Detección de discontinuidades para detectar grietas, costuras, corrosión, erosión y daños mecánicos de la superficie.
- ii. Propiedades de los materiales ya que se puede determinar la conductividad, la permeabilidad, la dureza, la condición del tratamiento térmico, clasificación de aleaciones y condiciones metalúrgicas.
- iii. Mediciones dimensionales ya que permite conocer el espesor de un recubrimiento no conductor sobre un metal conductor con muy buena exactitud para espesores pequeños [38].

Como se observa en la Figura 2.11 el flujo magnético es el producto del valor absoluto de los vectores densidad de flujo ($\vec{B}$) y superficie de área ($\vec{S}$), debido a que el campo magnético es perpendicular a la superficie [39].

Donde:



$$\Phi = |\vec{B}| \cdot |\vec{S}| \quad (7)$$

Φ = Flujo magnético en Weber (Wb)

$\vec{B}$ = Inducción magnética (densidad de flujo magnético) en Tesla (T)

$\vec{S}$ = Superficie en (m²)

La densidad del flujo es la cantidad de líneas por unidad de área en una sección perpendicular a la dirección del flujo. Cuya densidad varia con la corriente que circula por la bobina. Si se dobla la corriente, se dobla la densidad del flujo, que se representa con la letra B y su unidad es el Tesla.

La capacidad de un campo magnético de producir magnetismo por inducción. Su símbolo es H . Esta fuerza magnetizadora puede ser de atracción o de repulsión. La intensidad del campo magnético que genera la bobina se determina por la fórmula:

$$H = \frac{nI}{L} \quad (8)$$

Donde n= número de espirales, I= intensidad de corriente, L= longitud de la bobina.

La relación entre la intensidad del campo (H), la densidad de flujo (B), y la permeabilidad (μ) es:

$$B = \mu H \quad (9)$$

Se define como la relación entre el campo magnético (H) aplicado, y el flujo magnético (B) en el interior de la muestra. Asimismo, se define como la capacidad de un material de concentrar líneas magnéticas, o también, la mayor o menor facilidad de un material para ser magnetizado. Su símbolo es la letra griega (μ). No existen unidades de permeabilidad (no tiene dimensiones). La relación entre la permeabilidad (μ), la fuerza de magnetización (H), y la densidad de flujo (B), es:



$$\mu = \frac{B}{H} \quad (10)$$

Siempre que aumenta la permeabilidad magnética, aumenta la impedancia y el ángulo de fase, para todos los valores de frecuencia y conductividad. Otro parámetro importante en la aplicación de esta técnica es la profundidad de penetración (δ), ya que el campo secundario tiene poca penetración en el material inspeccionado por lo que es necesario conocer la profundidad máxima a la que se está inspeccionando el material y puede calcularse con:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} \quad (11)$$

Donde δ es la profundidad de penetración [m], μ la permeabilidad magnética de la muestra [H/m], f la frecuencia de inspección [Hz] y σ la conductividad eléctrica [S/m]. Con esto podemos observar que la única variable a modificar en el ensayo es la frecuencia ya que la permeabilidad magnética y la conductividad eléctrica son características propias del material. Donde la frecuencia es inversamente proporcional a la penetración, por lo cual para una mayor penetración se deben considerar frecuencias menores [39].

2.7.2 Potencial termoelectrónico

Es una técnica no destructiva, la cual es sensible a cambios microestructurales por el incremento en la densidad de dislocaciones, transformaciones de fase, formación de precipitados y fases secundarias, así como cambios de composición química; debido al procesamiento del acero, [40].

La termoelectricidad consiste en la generación directa de una fuerza electromotriz (FEM) por medios técnicos, lo que implica someter un material conductor a gradientes de temperatura. Físicamente el fenómeno de termoelectricidad surge porque los electrones del extremo caliente del conductor pueden encontrar estados de menor energía en el extremo frío, hacia el que se difunde,



creando una diferencia de potencial eléctrico entre los extremos [41]. El método de potencial termoeléctrico está basado en el efecto Seebeck que se usa comúnmente en termopares para medir la temperatura. Para medir las diferencias de potenciales originados de este método en un material metálico, el equipo debe crear un gradiente de temperatura igual en todo el sistema de detección que contribuirá con su fuerza electromotriz termoeléctrica al circuito completo.

La caracterización de materiales por potencial termoeléctrico por contacto se utilizan dos electrodos, uno de ellos es calentado a una temperatura T_{tip} mientras que el otro electrodo se deja a temperatura ambiente T_c . La medición se realizará de forma rápida para asegurarse de que el electrodo caliente no se enfríe y que la muestra no se caliente de forma perceptible. Entonces, el voltaje termoeléctrico calculado por la ecuación:

$$V = \int_{T_c}^{T_{tip}} [S_s(T) - S_r(T)] dT = \int_{T_c}^{T_{tip}} S_s(T) dT \quad (12)$$

Dónde T es la temperatura, S_s y S_r son el potencial termoeléctrico del espécimen y el electrodo de referencia, respectivamente. Cualquier variación en las propiedades del material puede afectar el voltaje medido por $S_{sr} = S_s - S_r$, el cual es el potencial termoeléctrico con respecto al electrodo de referencia, [42].

2.7.3 Ultrasonido

Este método se basa en la medición de la propagación del sonido en el medio que constituye la pieza a analizar y tiene aplicación en todo tipo de materiales.

Sus distintas técnicas permiten su uso en dos campos de ensayos no destructivos: Control de calidad y Mantenimiento preventivo, siendo en esta última especialidad muy utilizados en la aeronáutica por su precisión para determinar pequeñas fisuras de fatiga en, por ejemplo, trenes de aterrizaje, largueros principales, blocks de motores, bielas, etc. La manifestación de estas y otro tipo de fallas



es la interpretación, generalmente en un osciloscopio, lo cual lo distingue de otros métodos, ya que no nos presenta un cuadro directo de las fallas, como en el caso de las películas radiográficas.

El ultrasonido se da por medio de ondas sonoras cuya frecuencia es superior a 20 kHz. Debido a la alta frecuencia tiene muy buen poder de penetración y cuando las ondas sonoras se propagan de un medio a otro, parte de la energía del sonido se refleja y el resto se transmite en la interfaz que separa los dos medios.

Las ondas se generan mediante el uso de un cristal energizado piezoeléctrico cortado en una manera particular para generar el modo de onda deseado o un electromagnético transductor acústico. El dispositivo de prueba ultrasonido consiste en una sonda mediante la cual los pulsos de sonido pueden generar energía, la pieza se va a probar con un osciloscopio para analizar los ecos eléctricamente. Para transferir las ondas sonoras de forma eficaz la pieza o muestra a analizar requiere de un gel entre la sonda.



3 CAPITULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Diagrama de flujo del procedimiento experimental

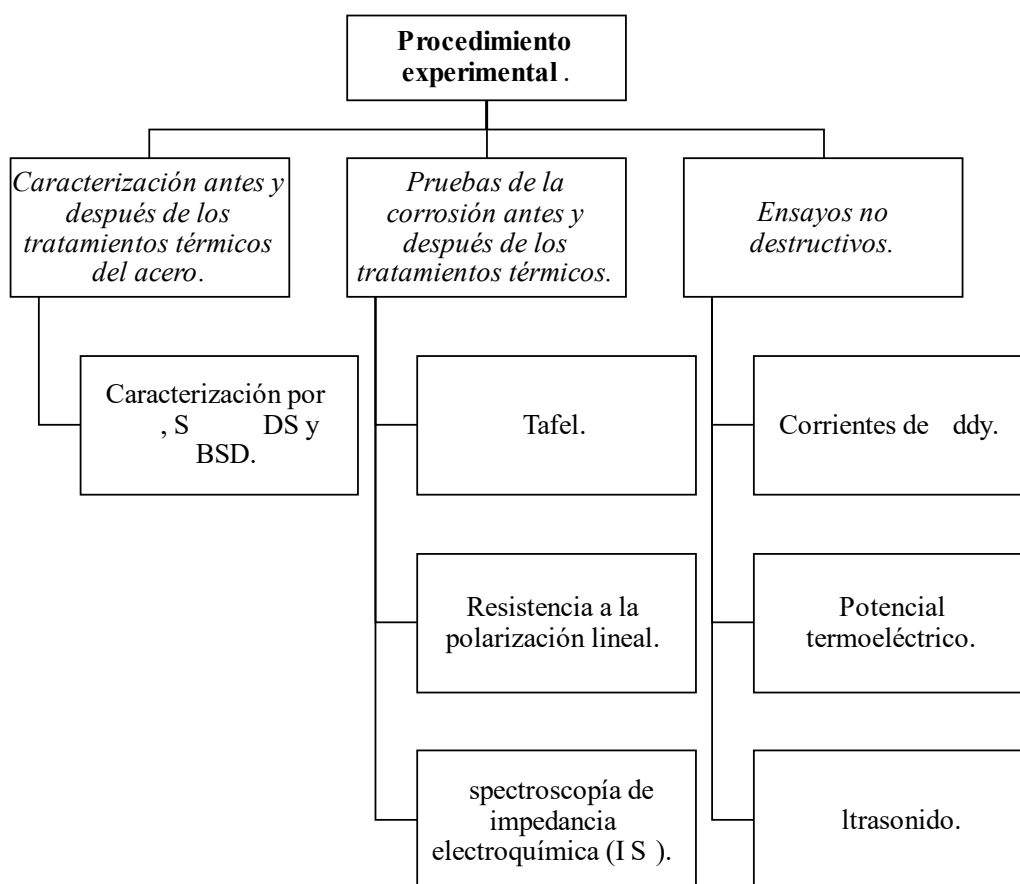


Figura 3.1 Diagrama de flujo del desarrollo experimental.

3.2 Obtención del material

El diseño de la composición química del acero base se realizó por el software comercial JMat-Pro® en el cual se simulaban los diagramas TTC y CCT de la composición química que mediante tratamiento térmico es posible obtener la microestructura multifásica característica de los aceros TRIP.



Composición química.

En la tabla 3.1 se muestra la composición química del acero AISI-1020 al cual se le adiciono Mn, Si y Al para obtener un lingote de acero.

Tabla 3.1 Composición química del acero TRIP.

% Peso					
Fe	Mn	Al	C	Nb	Si
96.08	1.69	1	0.202	0.057	0.466

Al tener el acero, se sometió a una laminación en caliente para obtener una placa de 13x102x695 mm, de la cual se maquinaron tres probetas de las cuales a dos de ellas se le realizaron tratamientos térmicos.

Diseño del tratamiento térmico.

Para determinar las condiciones de cada uno de los pasos (recocido intercrítico y tratamiento isotérmico) del tratamiento térmico (tiempo y temperatura) se utilizaron las curvas TTT y CCT obtenidas por el programa JMat-Pro® en las cuales se obtiene información de las temperaturas críticas de transformación y las velocidades de enfriamiento. En la Tabla 3.2 se muestran las temperaturas de transformación para la composición química obtenida para obtener una microestructura multifásica en un acero Fe-0.2C-1.75Mn-0.5Si-1Al con efecto TRIP denominado metal base (MB).



Tabla 3.2 Temperaturas de transformación de un acero TRIP.

Acero	Temperatura Austenizado °C	Temperatura Intercrítica °C	Temperatura Ms °C
MB (Metal base)	1000°C-420 s	790°C-420 s	420°C-500 s

En la Figura 3.2 se observa el diagrama de la ruta los tratamientos térmicos que se realizaron en el acero Fe-0.2C-1.75Mn-0.5Si-1Al donde la ruta baja corresponde al tratamiento intercrítico y este acero se denomina Acero_B mientras que la ruta alta corresponde al tratamiento de austenizado y a este acero se nombra como Acero_A, como se observa en la Tabla 3.2 se muestra la temperatura de tratamiento y tiempo de permanencia.

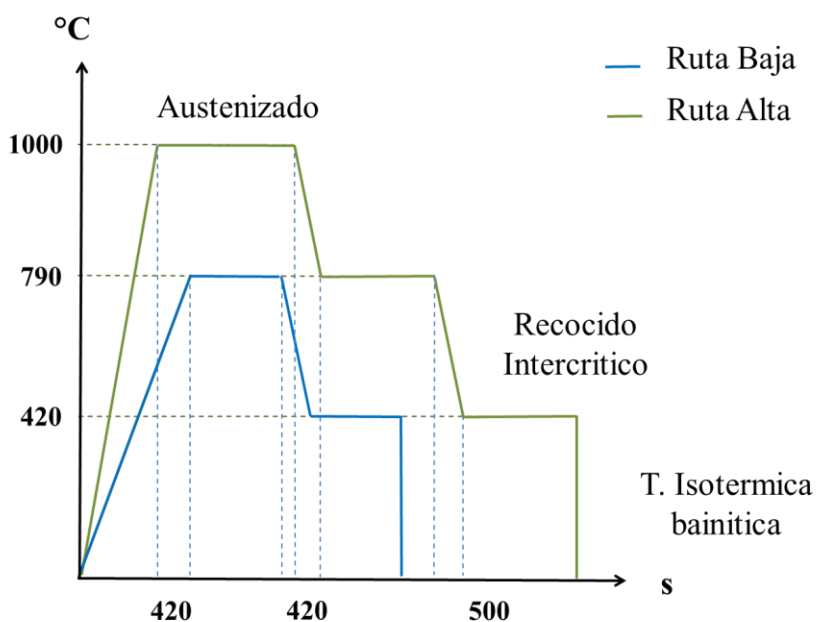


Figura 3.2 Diagrama de las rutas de tratamiento térmico del Acero_A (Ruta Alta) y Acero_B (Ruta Baja).



3.3 Caracterización microestructural.

El análisis metalográfico permite conocer las características estructurales de la aleación o material a caracterizar, lo que nos dará a conocer esta investigación es: tamaño de grano, la morfología de la microestructura, distribución de tamaños, presencia de segregaciones, distribución de fases, etc, por medio de las técnicas de microscopia óptica, microscopia electrónica de barrido, difracción de electrones electrodispersados y difracción de rayos X. Dado que estas características son de suma importancia ya que pueden modificar las propiedades mecánicas y el comportamiento del material.

3.3.1 Preparación metalográfica.

Las muestras para analizarse como son el material base (acero fundido, el acero con un tratamiento de austenizado, y el acero con un tratamiento intercrítico. Se preparan previamente con un desbaste con lijas de carburo de silicio (SiC) a diferentes granulometrías, iniciando con la 220, 320, 400, 600, 800, 1200, 1500 y 2000, posteriormente se realizó un pulido tipo espejo con un paño agregando alúmina para MO, mientras que para SEM la muestra en lugar de ser pulida con alúmina y pasta de diamante de 9, 6, 3, 1 y 0.1 μm .

3.3.2 Ataque químico.

Para revelar la microestructura después del pulido espejo se realizará un ataque químico con una solución de Nital al 2% aproximadamente con un tiempo de 20 segundos de inmersión.

3.3.3 Microscopia óptica (MO)

Las muestras se observaron con un microscopio óptico Nikon EPIPHOT 300 Figura 3.3, se tomaron un número aproximado de imágenes de 3 a 5 por cada lente de aumento en el microscopio. El tamaño de grano y fracción volumétrica de fases presentes se midió mediante el método de intersección lineal, tomando en cuenta los valores promedio resultantes de acuerdo con la norma ASTM 112 [58].



Figura 3.3 Microscopio óptico modelo Nikon EPIPHOT 300.

3.3.4 Microscopia electrónica de barrido (SEM-EDS) y análisis de EBSD.

Este análisis se llevó a cabo en un microscopio electrónico de barrido JEOL modelo JSM-7600F, la Figura 3.4 muestra el detector D S de la marca Bruker modelo XFlash 6130.



Figura 3.4 Microscopio electrónico de barrido JEOL modelo JSM-7600F.

3.3.4.1 Preparación de la muestra.

Para la preparación de la muestra se realizaron cortes de 8 x 8 x 9 mm. Sucesivamente, se realiza una preparación metalografía y se pule con pasta de diamante de 9 y 6 μm , para finalmente ser



electropulida con un voltaje de 25 V y velocidad de agitación de 7 durante 25 segundos a temperatura ambiente.

Las muestras se analizaron en el microscopio electrónico de barrido FEG-SEM 7600F con detector BS D ã Flash HD.

3.3.5 Difracción de rayos X (DRX).

stos análisis se llevaron a cabo en un ángulo de 2θ de 35° a 95° con incrementos de $0.02^\circ/0.2$ seg y radiación de $\text{CuK}\alpha$ en un difractómetro modelo D8 Advance Bruker. La identificación de los planos cristalográficos se realizará mediante indexación, usando tarjetas pdf para las fases: austenita y ferrita.

3.4 Caracterización mecánica.

3.4.1 Microdureza Vickers (HV).

De acuerdo con la norma a ASTM 30 E384 [59], el equipo que se utilizará para dicho análisis es el equipo Wilson Hardness Tukon 1120, por lo que se aplicará una carga aproximada de 500 g con una distancia de $125\ \mu\text{m}$ entre identaciones a lo largo de la muestra, iniciando de la superficie al centro del material. El tiempo de aplicación de la carga fue de 10 segundos por cada medición, realizándose un total de 20 identaciones por muestra para garantizar la reproducibilidad y confiabilidad de los datos obtenidos.

3.5 Estudio de corrosión.

Se llevo a cabo por medio una celda electroquímica con una solución de agua de mar regida por la norma ASTM-98 y un electrodo CALOMEL. El ensayo se llevará a cabo por un lapso de 24 horas, donde el área de la muestra que se analizará consta de $0.59\ \text{cm}^2$. En la Figura 3.5 se muestra celda y el ensayo a realizar.

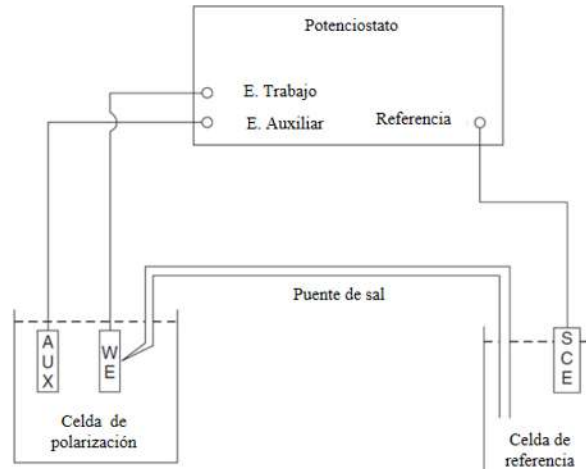


Figura 3.5 Diagrama esquemático de un arreglo experimental.

3.6 Ensayos no destructivos.

3.6.1 Inspección de corrientes de Eddy.

Por este ensayo se determina la conductividad eléctrica, donde se toman varias mediciones para asegurar que el dato con mayor frecuencia sea el correcto.

Las mediciones se llevaron a cabo en el equipo NORTEC 500D de la marca OLYMPUS Figura 3.6. Donde se debe calibrar el equipo antes de realizar las mediciones esto se realiza con materiales de referencia de los cuales se conozca el valor de la conductividad eléctrica de cada uno de ellos.



Figura 3.6 Equipo NORTEC 500D.



3.6.2 Potencial termoeléctrico.

La probeta analizada consta de las siguientes dimensiones 254 x 340 x 9 mm por medio del método de punta caliente se utilizó un equipo Thermo-Sorter Walker Scientific, Inc. El cual cuenta con dos puntas metálicas de diferentes materiales, una punta de referencia de cobre y otra intercambiable de cobre, oro o níquel. Como se observa en la Figura 3.7 en equipo con el que se realizara el ensayo.



Figura 3.7 Equipo Thermo- Sorter Walker Scientific Inc.

3.6.3 Ultrasonido.

Se utilizo un osciloscopio LeCroy WaveSurfer 432 acoplado a un pulsador receptor de la marca Panametrics modelo PR5200. Se utilizararón tres transductores de marca Panametrics, un emisor de ondas longitudinales modelo V116 con una frecuencia de onda de 20 MHz y un diámetro de 6.35 mm y dos emisores de onda de corte, de modelo V222-BB con frecuencia de 20 MHZ y diámetro de 11.2 mm y un modelo V22-BA con frecuencia de 5 MHZ y diámetro de 20.6 mm.

Mientras que por medio de la técnica pulso-eco se determinarán las velocidades de onda longitudinal y de corte, módulo de Young, módulo de corte para cada una de las tres microestructuras presentes.



4 CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN PRELIMINARES

4.1 Análisis químico

En la Tabla 4.1 se presenta la composición química del acero con efecto TRIP estudiado en el presente proyecto de investigación, de la literatura del intervalo que caracteriza la composición de un acero TRIP (0.1-0.4% C, 1.0-2.5% Mn y 1.0-2.5% Si).

Tabla 4.1 Composición química del acero obtenido (% Peso)

% Peso					
Fe	Mn	Al	C	Nb	Si
95.66	1.594	0.962	0.178	0.069	0.461

En este tipo de aceros el C es un estabilizador para la austenita retenida, por lo que el Si y Al inhiben la formación de cementita durante el tratamiento térmico, favoreciendo la estabilización de la austenita por lo que mejora la capacidad de deformación sin fractura, mientras que el Mn ayuda a estabilizar la austenita y aumenta la estabilidad del acero [43, 44].

4.2 Caracterización microestructural

4.2.1 Microscopia óptica (MO)

La micrografía del acero con y sin tratamiento térmico se muestra en la Figura 4.1. En la Figura 4.1 a) se representa al Acero_A, en el cual se observa una mayor cantidad de ferrita y perlita, y pequeñas cantidades de austenita retenida (AR) ya que al someter el Acero_A a un tratamiento de austenizado, toda la microestructura original de ferrita y perlita se transforma en austenita, mientras que el Acero_B Figura 4.1 b) al someterse a un tratamiento en el rango intercrítico, una parte del material permanece como ferrita, mientras que la otra se transforma en austenita, en la Figura 4.1



c) muestra la microestructura del metal base (MB) sin tratamiento térmico, la cual esta formada por una matriz ferrítica y pequeñas cantidades de perlita, donde la ausencia del tratamiento térmico indica una menor cantidad de fases [45, 46].

Las microestructuras obtenidas en las dos rutas de tratamiento se manifiesta la ferrita y AR. Sin embargo, la diferencia entre las dos rutas se da en que el Acero_A la ferrita se rodea de fases como la bainita y la AR, mientras que en el tratamiento intercrítico (Acero_B) la bainita y AR se rodean de ferrita.

El cambio ocurre en el Acero_A a someterse al tratamiento de austenizado y alcanzar la temperatura mayor a A_{c3} , su microestructura resultante se forma por el enfriamiento y la composición del acero y al no haber ferrita preexistente por el austenizado la bainita y AR se distribuyen de manera diferente encapsulando a la ferrita por las fases que se originan en la transformación de la austenita en el enfriamiento.

En el Acero_B al realizar el tratamiento entre la temperatura entre A_{c1} y A_{c3} , solo se encuentra en su microestructura una fracción de austenita y una parte de ferrita, y al preexistir la ferrita se mantiene ya que no se alcanza la austenización completa y la transformación de austenita parcial se convierte en bainita y AR dentro de la matriz ferrítica y esta actúa como una barrera de difusión del carbono [3, 47].

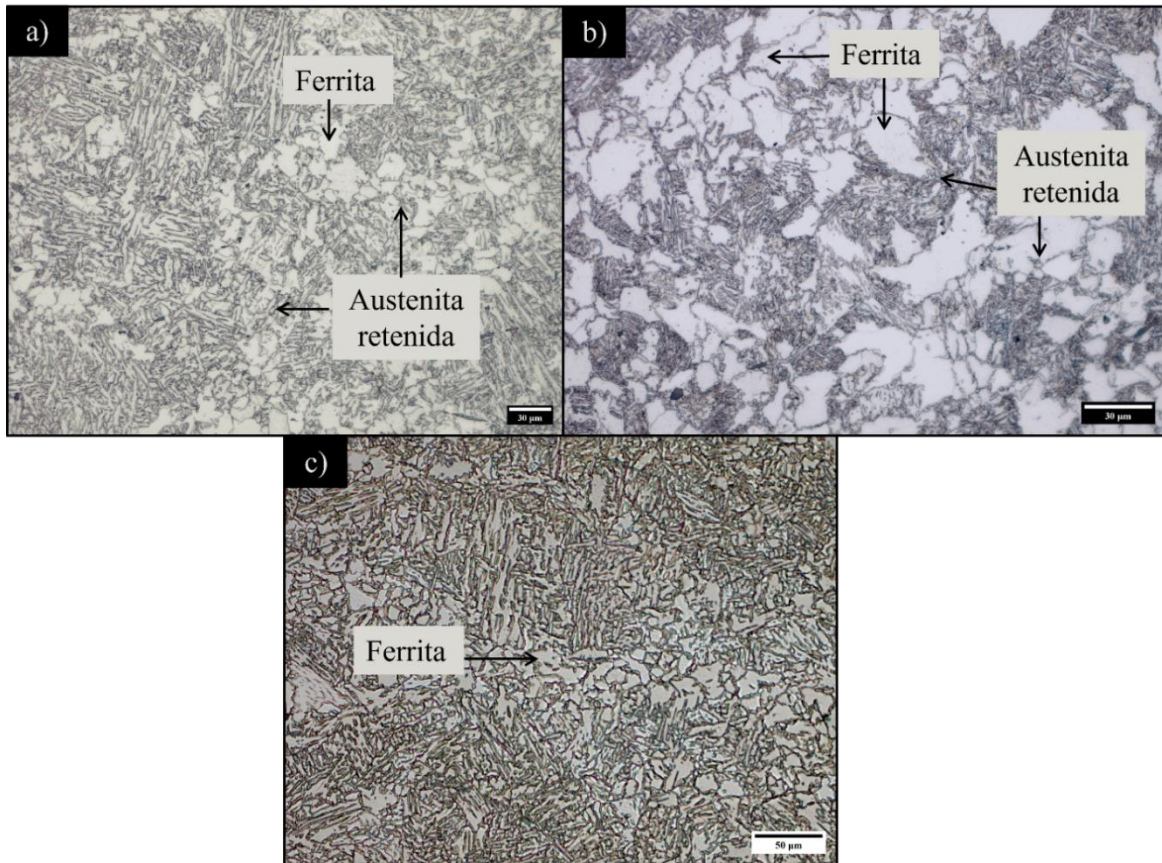


Figura 4.1 Micrografías de los aceros con y sin tratamiento térmico, a) Acero_A, b) Acero_B y c) MB.

4.2.2 Microscopía electrónica de barrido (SEM-EDS)

La Figura 4.2 compara el metal base con las rutas de tratamiento térmico. En el Acero_A que cuenta con el tratamiento austenítico Figura 4.2 a), se observan las fases de ferrita como la fase más clara y mayoritaria y pequeñas cantidades de austenita (indicada por las flechas) y la presencia de bainita en algunas áreas (indicada en el círculo). La combinación de las fases indica que el tratamiento promovió la transformación de la austenita a bainita y ferrita, mientras que una pequeña porción de austenita no se transformó debido a la cinética del proceso.

El tratamiento térmico implica el calentamiento del acero a una temperatura superior a la zona de transformación austenítica para que todo el material se transforme en austenita por lo que después de llevarse un enfriamiento se generó una mezcla de bainita y ferrita, junto con algunos remanentes de austenita retenida.



En la Figura 4.2 b), el Acero_B sometido a un tratamiento intercrítico promueve la estabilización de la ferrita, ya que el acero no se calienta por completo a la zona de austenita pura por lo que la bainita también sugiere que parte de la austenita se transforme durante el enfriamiento, aunque en menor cantidad que en el tratamiento anterior por lo que se puede observar la fase de ferrita, austenita en menor cantidad y bainita (indicada en el círculo).

En la Figura 4.2 c), la microestructura está compuesta por ferrita (fases claras) y perlita (fases más oscuras y laminadas). La perlita aparece como una estructura laminada debido a la formación de las capas alternas de ferrita y cementita (Fe_3C) que ocurren naturalmente durante el enfriamiento. Al no haber tratamiento térmico que modifique significativamente la microestructura, el acero adopta esta estructura típica de los aceros de bajo carbono con enfriamiento lento [1, 3, 8, 17, 44].

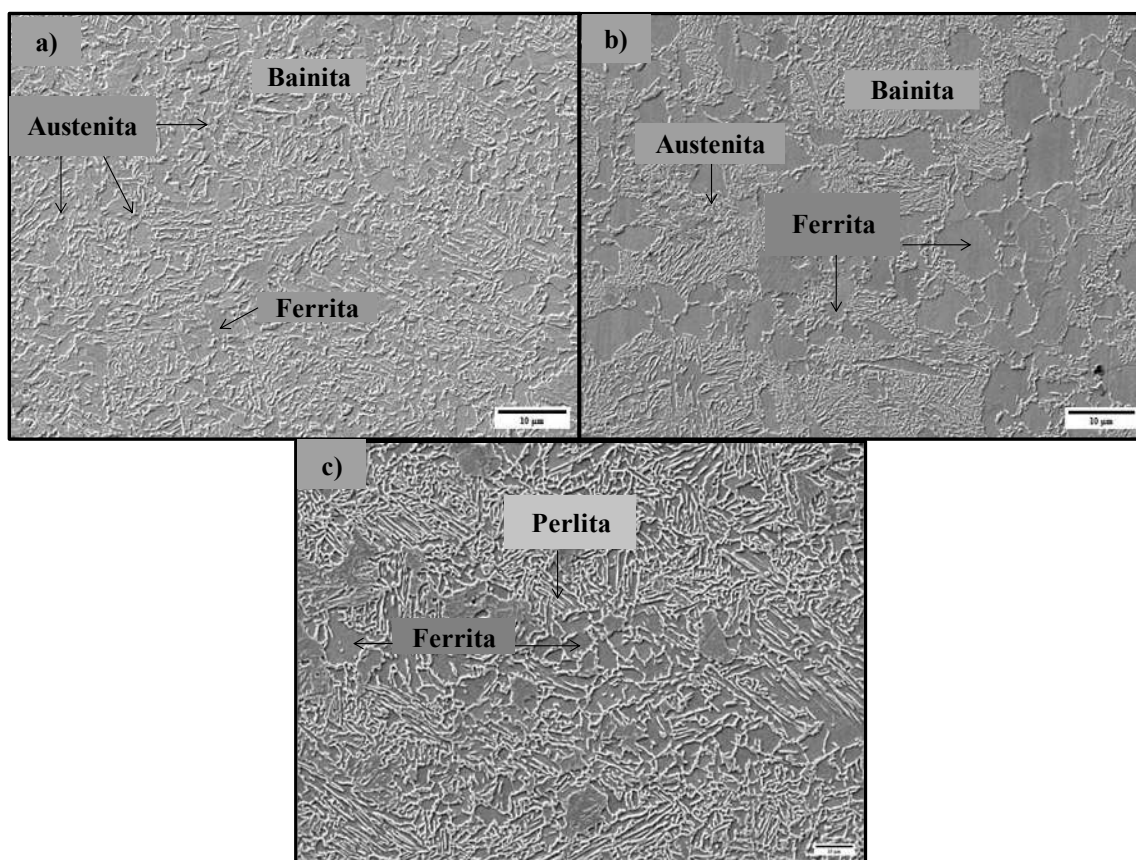


Figura 4.2 Micrografías obtenidas por medio de SEM del a) Acero_A, b) Acero_B y c) MB.



4.2.3 Difracción de electrones retrodispersados

La Figura 4.4 muestra los patrones de calidad de EBSD en el acero antes y después del tratamiento térmico. En la Figura 4.4 a) se observa el MB donde predomina la matriz ferrítica en color verde con una estructura relativamente uniforme, mientras que del lado derecho 4-4 b) se observa un tamaño de grano de $18.1\ \mu\text{m}$ el cual se puede identificar por su forma alargado y anisotrópicos.

Mientras que en la Figura 4-4 c) se observa el Acero_B con una distribución de fases de 7.04% de austenita y 92.6% de ferrita como se muestra en la siguiente figura la matriz de ferrita señalada de color verde y la austenita en color rojo, b) mientras que sus granos son más refinados y equiaxiales con una mayor homogeneidad debido a la recrystalización parcial por el tratamiento térmico obteniendo un tamaño de grano promedio de $18.2\ \mu\text{m}$, por lo que el grano de austenita es de $1.85\ \mu\text{m}$ y en la ferrita es de $18.6\ \mu\text{m}$.

En la Figura 4.4 d) y 4-4 e) se muestra que el Acero_A presenta una distribución de fases de 9.06% de austenita y 90.9% de ferrita. Como se muestra en la Figura 4.4 c) la matriz de ferrita señalada de color verde y la austenita en color rojo y su tamaño de grano promedio es de $12.8\ \mu\text{m}$, mientras que en la de fase de austenita es de $1.96\ \mu\text{m}$ y en la ferrita es de $13.2\ \mu\text{m}$.

Se observa que en el Acero_A los granos son más pequeños y homogéneos debido a que el acero fue enfriado por temple lo que inhibe el crecimiento de grano, de acuerdo a la literatura R. López [48], se establece que el tamaño de grano de la austenita tiene un influencia poco significativa sobre la temperatura de inicio de la martensita en aceros con bajo contenido de carbono, siempre y cuando el tamaño de grano de la austenita sea mayor a $10\ \mu\text{m}$.

Lo que significa que en este tipo de aceros se produce principalmente a través de un mecanismo de cizallamiento, donde las imperfecciones de la red cristalina son menos determinantes [49, 50] y la presencia del 1% de Al en su composición química estabiliza la microestructura, contribuyendo a la formación de una microestructura más homogénea y aumentando la estabilidad de la estructura.

Como determino Rishabh B [51] el aumento de velocidad de enfriamiento no solo conduce a la disminución del tamaño de grano, sino que también cambia la morfología de su microestructura lo que indica que, a velocidades de enfriamiento más bajas, el crecimiento está controlado por la difusión, mientras que, a velocidades de enfriamiento más altas, está controlado por la interfaz.



Dado que las propiedades mecánicas varían con la morfología de la ferrita y el tamaño del grano, la elección de la velocidad de enfriamiento debe hacerse en función de las propiedades mecánicas deseadas [51].

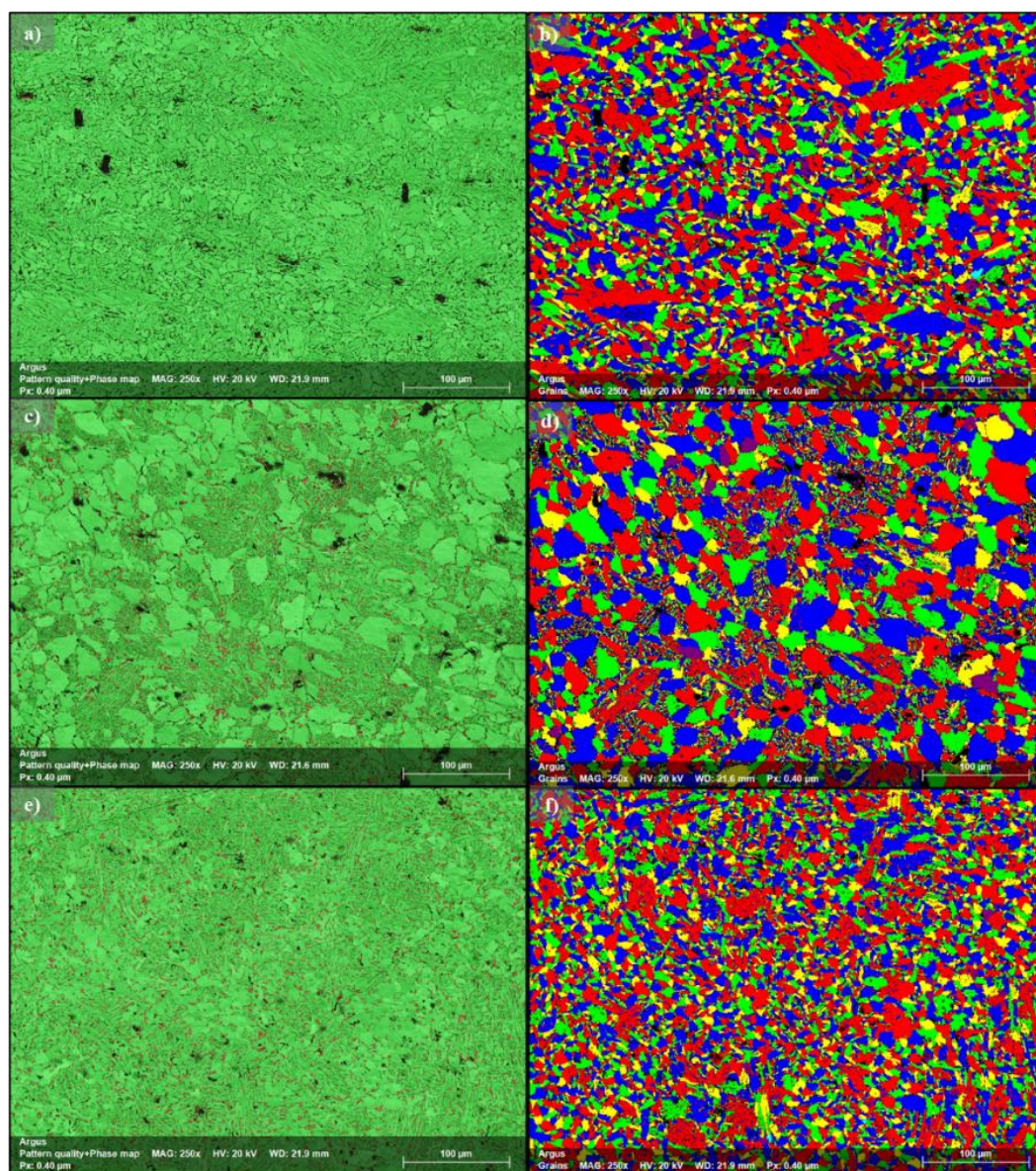


Figura 4.3 Mapas por la técnica de EBSD del acero sin y con tratamiento térmico.

En la Figura 4.5 se observa el mapa de orientación de difracción (ODF) del Acero_A obteniendo una textura más homogénea, donde la distribución de los colores en los mapas polares marcan las



orientaciones cristalinas proyectadas en los planos (100), (110) y (111), sin embargo al tener pocos polos muy intensos se confirma la ausencia de una textura fuerte, donde la distribución de los colores indican una orientación aleatoria de los granos y en la sección de ϕ_2 muestra una variación en la intensidad de colores por lo que al no existir bandas intensas y continuas de colores indica que se tiene una textura débil generada por la temperatura a la cual se realiza el tratamiento térmico ya que facilita la recrystalización y la formación de una textura más aleatoria.

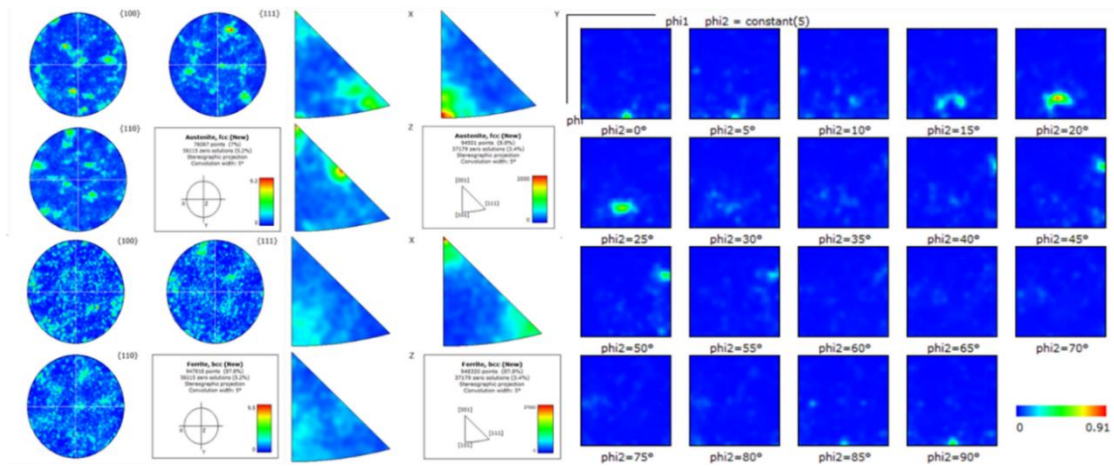


Figura 4.4 ODF del Acero_A.

En la Figura 4.6 se observa el ODF del Acero_B donde la textura es más heterogénea por la distribución no uniforme de los colores en los mapas polares de ϕ_2 , sin embargo, los polos cristalinos son más intensos que en el Acero_A por lo que existe una mayor concentración de granos con ciertas orientaciones preferenciales, donde la textura es el resultado de la interacción en el proceso de nucleación, crecimiento y la transformación de fase y recuperación que ocurren durante el tratamiento térmico intercrítico.

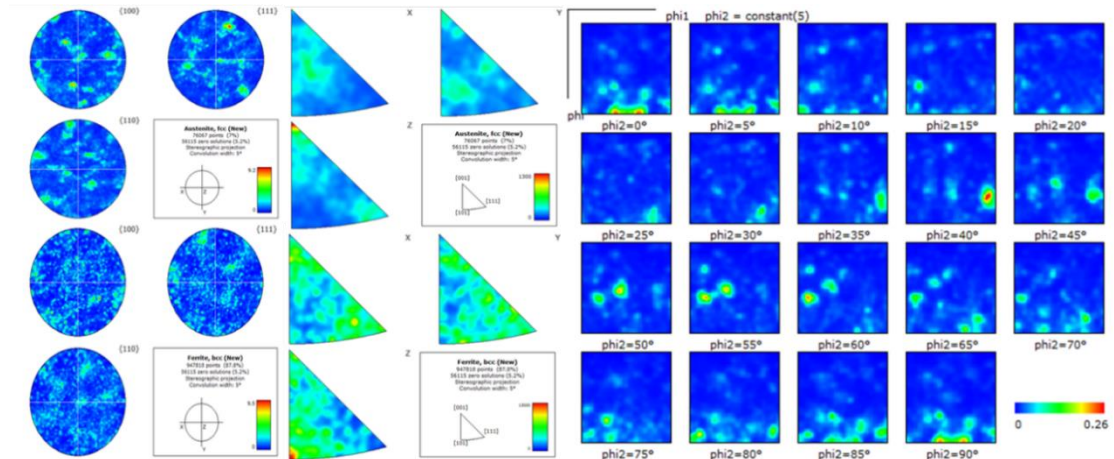


Figura 4.5 ODF del Acero_B.

En la Figura 4.7 se observa el ODF del MB, donde los mapas polares muestran una distribución homogénea en los planos (100), (110) y (111). El MB desarrolla una textura débil y homogénea ya que sus granos tienen una orientación aleatoria.

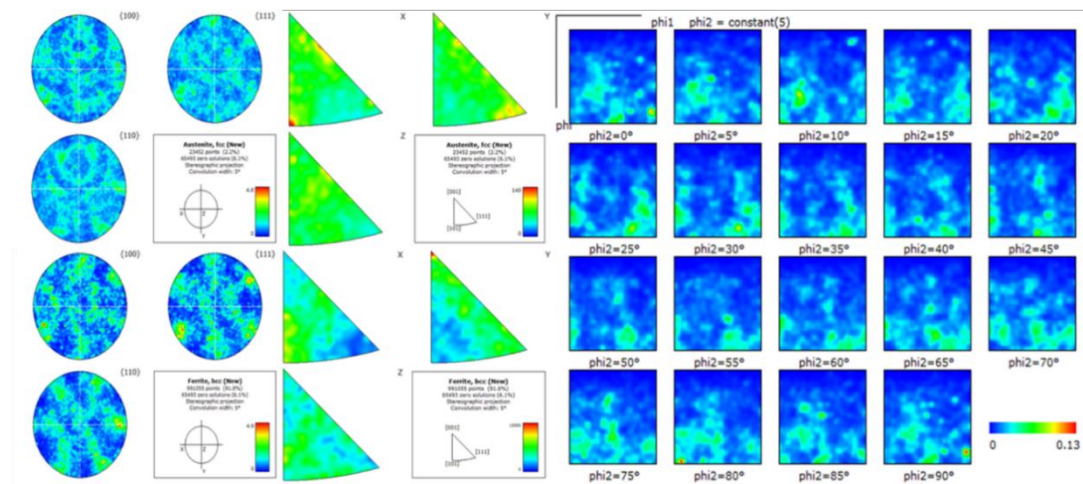


Figura 4.6 ODF del MB.

4.2.4 Difracción de rayos X

En la Figura 4.8 se observa el difractograma e identificación de fases y planos cristalográficos. En la Figura 4.8 a) se identifica el MB y se observa la presencia de la ferrita en un 100% la cual difracta



en los picos (110), (200), (211) y (220), en los cuales se presentan las orientaciones cristalinas en su intensidad de difracción máxima. Mientras que en las condiciones del Acero_A (Figura 4.8 c) y el Acero_B (Figura 4.8 b), se observan los picos con mayor intensidad en la fase de ferrita como es en los planos (110), (200), (211) y (220) como en el metal base sin tratamiento térmico, sin embargo, al ser sometidos a una transformación también se encuentra a la austenita.

En el Acero_B la austenita difracta en los planos (111), (110), (220), (211), con un porcentaje de 89.5% de ferrita y 10.05% de austenita, mientras que en el Acero_A la austenita se difracta en (111), (200), obteniendo un 91.2% de ferrita y 8.8% de austenita, como lo menciona a A.K García, et al, los picos principales corresponden a las fases de ferrita con estructura (BCC) como se observa son distintos planos ya que la austenita cuenta con una estructura cristalina (FCC) a temperaturas elevadas, sin embargo, a la temperatura del tratamiento de alta de 1000°C, la austenita se estabiliza y puede presentar diferentes orientaciones cristalinas y a medida de que se da el enfriamiento la austenita puede transformarse en otras fases, como la ferrita o perlita [52-55].

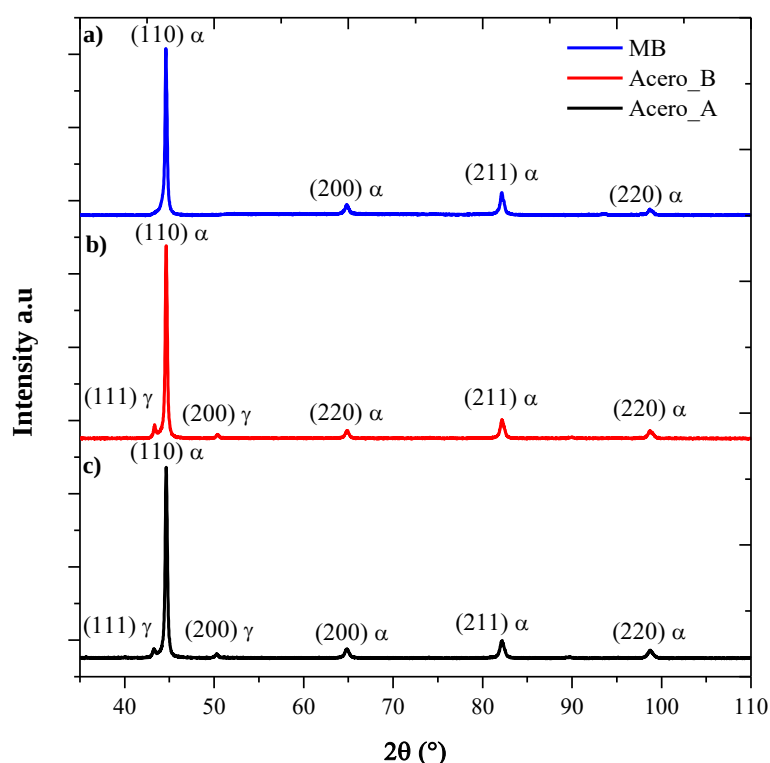


Figura 4.7 Difractograma del acero antes y después del tratamiento térmico.



4.3 Microdureza (HV)

En la Figura 4.9, se presenta el gráfico de dispersión a) de las mediciones de microdureza en las tres condiciones en las que se encuentra el acero, cada una de las condiciones muestra una distribución de valores de dureza (HV), con diferentes rangos y promedios que reflejan las características microestructurales y los efectos de los tratamientos térmicos aplicados.

En la Figura 4.9 b) Se muestra el gráfico de barras donde se ve el aumento de la dureza en la barra de color naranja correspondiente al Acero_A ya que al tener un tratamiento de austenizado y proporcionar una microestructura más homogénea que permite obtener una dureza más alta y menos dispersión en la dureza. Esto refleja la eficacia del tratamiento térmico en la mejora de las propiedades mecánicas, especialmente en cuanto a rigidez y resistencia.

El tratamiento térmico del Acero_B mejora la homogeneidad de la microestructura debido a la presencia de AR (austenita retenida), lo que reduce la dispersión de la dureza y aumenta la ductilidad en comparación de MB como se observa en la barra verde.

En el MB la línea roja representa el promedio de la dureza de 237.275 HV, mientras que las líneas verdes discontinuas representan los límites inferior con un valor de 228.19 HV y superior de 245.23 HV, el MB al no sufrir una transformación presenta microestructura más heterogénea formada por ferrita y perlita debido a su condición sin tratamiento térmico se presenta una variabilidad en su dureza, el Acero_B al ser tratada térmicamente cuenta con una microestructura de ferrita y AR lo que ayuda que la dureza se encuentre en un rango de 233.67 a 244.84 HV aumentando así la ductilidad ya que se presenta una dureza de 239.86 HV. El Acero_A presenta una dureza mayor que el Acero_B y el MB con un valor de 251.88 HV y rango entre 247.78 y 256.04 HV por lo que la dispersión que se puede observar es controlada, ya que al someter el Acero_A a un tratamiento de austenizado cuenta con una homogeneidad en su microestructura formada por ferrita y AR.

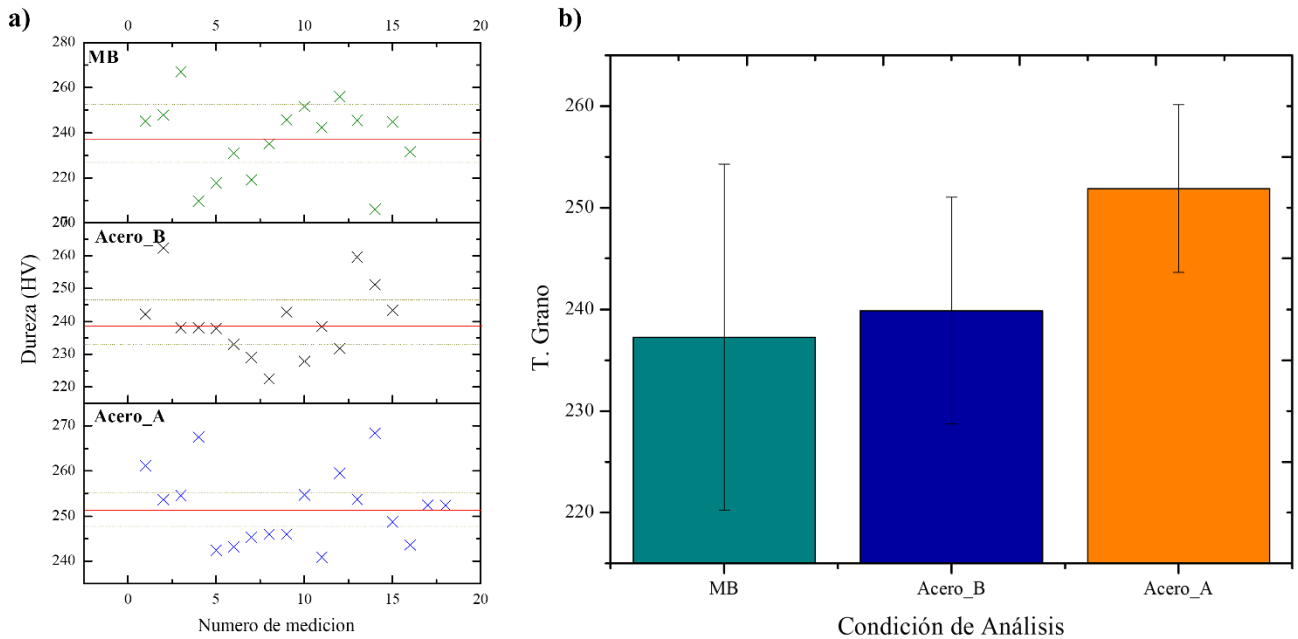


Figura 4.8 Grafico de dispersión del acero con y sin tratamiento térmico.

Los tratamientos térmicos y la composición provocaron un refinamiento de grano que generó un incremento en la dureza, dichas mediciones cumplen con la ecuación Hall-Petch como lo menciona Rodolfo R et al [56], la reducción del tamaño de grano incrementa la resistencia del material, favoreciendo su ductilidad, por lo que el Acero_A que cuenta con el menor tamaño de grano presenta una mayor dureza el incremento de la microdureza es de 6.2% respecto al MB sin tratamiento térmico [57].

4.4 Prueba de corrosión

4.4.1 Tafel.

En la Figura 4.10 se muestra las curvas de polarización donde se compara el comportamiento electroquímico de las probetas antes y después del tratamiento térmico. En la densidad de corriente (i_{corr}) se encuentra en un rango pasivo, hasta llegar a la región de y transpasividad, donde es



relativamente baja en las tres curvas, lo que indica que en las tres probetas se forma una capa pasiva.

En la Figura 4.10 se muestra que la densidad de corriente de corrosión del Acero_A (1.4224×10^{-3} mA/cm²) mientras que del Acero_B es de (1.6523×10^{-3} mA/cm²) y el potencial de corrosión del MB y el Acero_B es de (-811 mV) superior al del Acero_A (-750 mV), lo que indica que la ruta de tratamiento térmico de austenizado mejoró la resistencia a la corrosión del acero Fe-C-Si-Mn-Al tratado en solución.

Durante la corrosión de un metal expuesto a una solución de agua de mar, la principal reacción electroquímica de la sección catódica está controlada por el oxígeno de la solución electrolítica [58-60]. Las curvas de polarización de las secciones catódicas son casi idénticas por lo que en la aleación de este trabajo, tanto el contenido de Al como la ruta de tratamiento térmico empleada jugaron un papel importante, donde el aluminio se combina fácilmente con el oxígeno y forma una película pasiva debido a su baja energía de combinación con el oxígeno, como lo menciona Zihe Liu, et al, [58] el Al afecta la morfología y la distribución de los óxidos superficiales ya que el Al interactúa con otros elementos de aleación.

En la Figura 4.10 se observa que las tres muestras presentan un comportamiento de pasivación independientemente del tratamiento térmico [61], donde la etapa 1, el potencial de corrosión aumentó significativamente y la corriente de corrosión cambió ligeramente, lo que indica que se produjo un comportamiento de pasivación debido a la existencia de aluminio en el acero diseñado. En la etapa 2, la corriente de corrosión aumentó significativamente y el potencial de corrosión se mantuvo constante, lo que indica que la película pasiva se rompió y se produjo corrosión por picaduras en la superficie de la probeta. En la etapa 3, la película pasiva se rompe completamente, y el potencial de corrosión aumenta significativamente debido a una mayor reacción del electrodo en la superficie del metal.

En la muestra Acero_A se encuentra un potencial de corrosión menor en la región pasiva indicando que tiene mejor protección debido a la formación de la mezcla y homogeneidad de fases duras y que la alta temperatura utilizada permite que los elementos de aleación se distribuyan uniformemente dentro de la matriz con una velocidad de corrosión de 0.01654 mm/año, donde el



aluminio promueve una película protectora pasiva cerca de la superficie, donde se forman óxidos protectores que impiden la velocidad de corrosión.

En Acero_B el potencial de corrosión es mayor comparado con la muestra Acero_A, mientras que la densidad de corriente es mayor que en Acero_A, indicando que la protección es menor con una velocidad de corrosión de 0.01831 mm/año, y no se forma una capa pasiva completamente densa y uniforme, lo que facilita la penetración de los agentes corrosivos [58]. La curva MB muestra el valor más alto de la densidad de corriente de las condiciones de tratamiento térmico. Esto puede deberse a la formación de la fase blanda obteniendo una velocidad de corrosión de 0.01925 mm/año, X.X Dong indico que el comportamiento a la resistencia a la corrosión en un acero con efecto TRIP es influenciado por la distribución de fases como lo es la AR [62] y en el caso del MB al no someterse a ningún tratamiento térmico y estar formado por las fases blandas como ferrita y perlita la velocidad de corrosión es mayor.

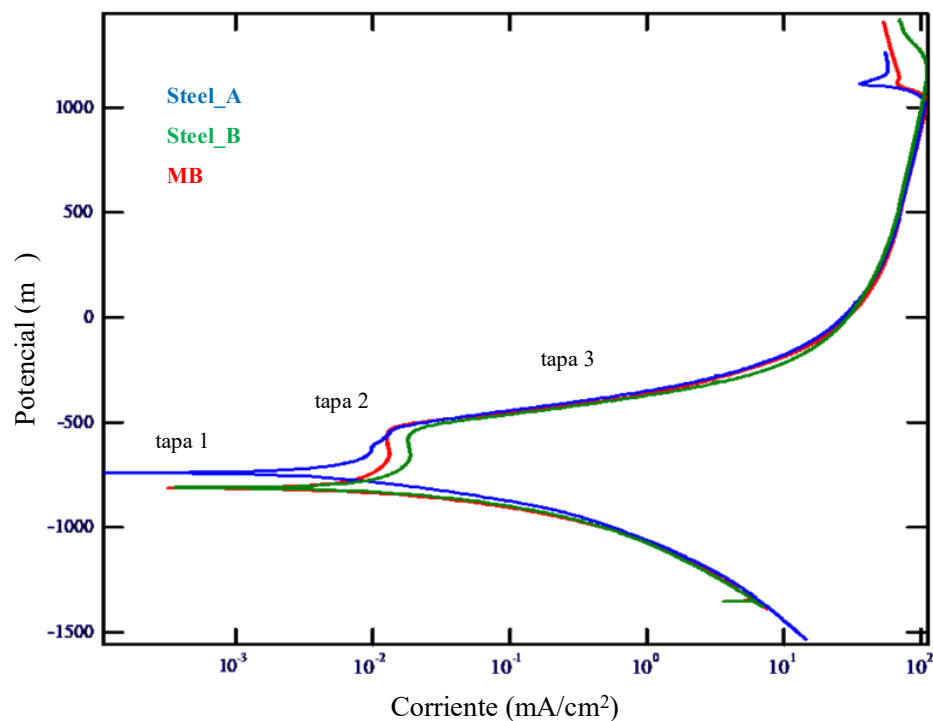


Figura 4.9 Curva de polarización potenciodinámica.



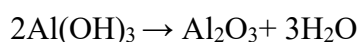
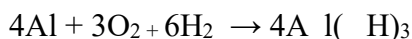
4.4.2 Resistencia a la polarización lineal (LPR)

En la Figura 4.11 se muestra la evolución de la resistencia a la polarización lineal en función de la corriente durante un lapso de 24 horas.

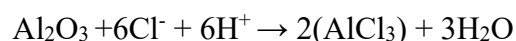
El comportamiento electroquímico al Acero_A (curva negra) presenta un abaja densidad de corriente desde el inicio del ensayo, donde se mantiene constante a lo largo del tiempo, se ve un incremento en la polarización lineal en las primeras 5 hrs, alcanzando un valor máximo de aproximadamente $5000 \Omega \cdot \text{cm}^2$ entre la hora 3 y 5.

Este comportamiento sugiere la formación de una capa pasiva protectora compuesta principalmente por óxido de aluminio (Al_2O_3) en las primeras horas de exposición, lo que se ve reflejado en una densidad de corriente de corrosión al presentar un I_{corr} de ($0.00579 \mu\text{A}/\text{cm}^2$). La presencia de esta capa pasiva formada por óxido de aluminio (Al_2O_3), contribuye a mejorar la resistencia a la corrosión del acero [63].

Dicha formación de la capa pasiva se debe a la reacción de pasivación, donde el óxido de aluminio actúa como una barrera protectora que limita la difusión de especies corrosivas hacia la superficie del acero como se muestra en la siguiente reacción:



Sin embargo, de la hora 5 a las 24 horas la resistencia a la polarización del Acero_A comienza a disminuir lentamente, lo que indica que la capa pasiva que se había formado empieza a perder efectividad debido a la presencia de iones agresivos de la solución, como los iones de cloro, los cuales entran a la capa pasiva y desestabilizan a esta mediante la siguiente reacción:



Estas curvas se estabilizan cerca de los $3500 \Omega \cdot \text{cm}^2$ hacia la hora 10 y mantienen un comportamiento estable durante el lapso de tiempo hasta llegar a las 24 hrs, donde la capa pasiva llega a un estado de equilibrio donde la corrosión sigue a un ritmo controlado.

El Acero_B (curva roja) no muestra un comportamiento estable, sin embargo, se comporta de manera uniforme y en las primeras tres horas se observa un incremento máximo de $7295.7 \Omega \cdot \text{cm}^2$,



seguido de una caída rápida, donde la inestabilidad indica que la capa protectora que se forma es más frágil que la del Acero_A.

Entre la hora 5 a la hora 10 después de la caída inicial, la resistencia del Acero_B se estabiliza un poco, pero sigue mostrando una variación, la resistencia a la polarización lineal se mantiene entre los 4000 y 5000 $\Omega \cdot \text{cm}^2$ con una ligera inestabilidad, que indica que la capa protectora sigue formándose y degradándose de manera cíclica, debido a la formación de productos de corrosión no uniformes.

Mientras que de la hora 10 a la hora 24 se observa un segundo pico en la hora 15 debido a una recuperación temporal de la capa protectora, alcanzando un valor de 5854.5 $\Omega \cdot \text{cm}^2$. Después de llegar a este punto la resistencia a la polarización vuelve a disminuir con algunas alteraciones menores logra estabilizarse en los 3587.5 $\Omega \cdot \text{cm}^2$ en las 24 hrs, por lo que el Acero_B tiene una mayor susceptibilidad a la ruptura y reparación a la capa pasiva en comparación al Acero_A, con un valor de I_{corr} (0.02080 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$) donde el Al actúa como estabilizador de la ferrita reduciendo la velocidad de corrosión debido a que su microestructura se forma por granos equiaxiales y refinados y al tener una cantidad mayor de AR que se encuentra menos estable que la ferrita puede ser más reactiva la presencia de cloruros [51, 59].

La curva del MB (color azul) presenta un comportamiento menos uniforme, debido a su microestructura anisotrópica y heterogénea que al detectar el valor elevado de su I_{corr} de (0.14917 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$) indica mayor susceptibilidad a la corrosión, Guangxin Wu, indicó que cuando el tiempo de recocido es cero (solo tratamiento de calentamiento), la cobertura de óxido de la superficie de la aleación es baja y el óxido de partículas finas se distribuyó en la superficie y delineó los límites de grano, por lo que la resistencia a la corrosión es menor [64-66] y alrededor de las dos primeras horas el comportamiento del potencial y la corriente es estable indicando que se forma una capa protectora, pero de las dos a las seis horas la corriente inicia a incrementar de manera gradual y el ataque corrosivo es más directo en la superficie del metal y después de las seis horas la corriente se mantiene estable en valores más altos que los del inicio.

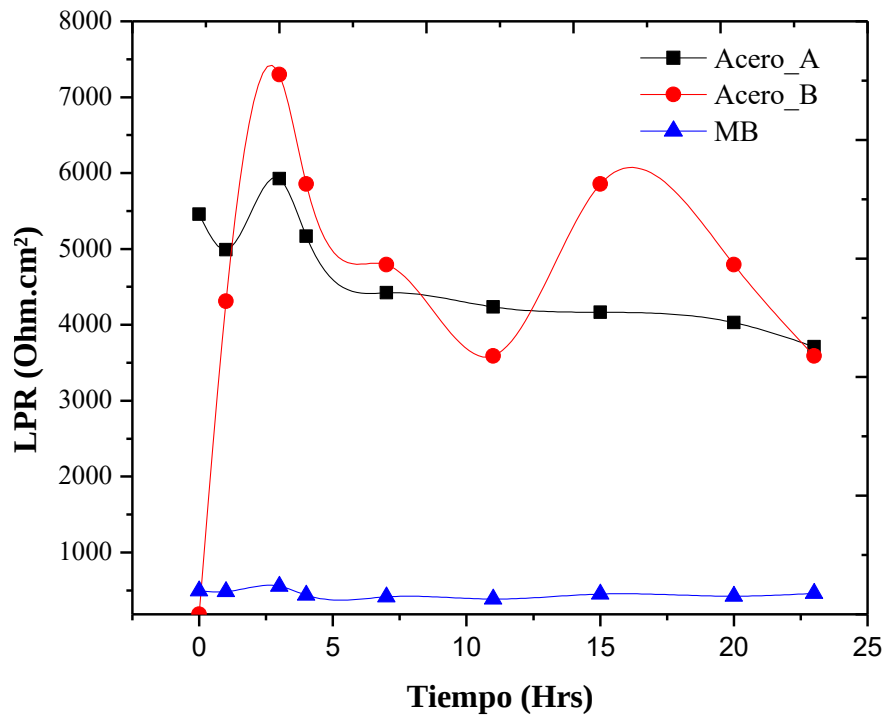


Figura 4.10 Grafica de la RPL vs tiempo.

4.4.3 Evaluación de los productos de corrosión

La evaluación de los productos de corrosión se realizó en cada una de las probetas con y sin tratamiento térmico mediante el uso del Microscopio Electrónico de Barrido (SEM). Cada probeta se sometió a un análisis químico, EDS (Espectrometría por dispersión de energía de rayos X), como se observa en la Figura 4.12 a) el Acero_A muestra una superficie relativamente uniforme con la formación de algunos cristales y depósitos; la corrosión que se presenta es evidente pero no muy severa ya que la estructura se puede observar en buen estado, a pesar de los indicios de depósitos y algunas irregularidades, sin embargo la ruta de tratamiento térmico de austenizado provoca que se forme una capa protectora en la superficie por la distribución y acomodo de las fases donde la ferrita se rodea de fases duras como la AR y la bainita como que protege de los productos de corrosión.

El en la Figura 4.12 b) se muestra una mayor cantidad de productos y estructuras irregulares, que se encuentran con un mayor desorden y se observa que deteriora más la superficie por lo que la



corrosión se encuentra en mayor grado que en la ruta de tratamiento de alta, debido a que a temperaturas más bajas la difusión de elementos puede ser insuficiente para homogenizar la microestructura o formar capas protectoras de óxidos, por otra parte a temperaturas bajas la corrosión es más probable debido a que las tensiones residuales pueden no aliviarse correctamente, lo que contribuye a la formación de grietas ya que en el Acero_B la distribución de fases afecta de manera significativa en la formación de la capa de óxido debido a que ahora las fases duras se rodean de las fases suaves como la ferrita.

Mientras que en el metal base como se observa en la Figura 4.12 c) se encuentran más productos y depósitos de corrosión por lo que se presenta un mayor daño que en las probetas anteriores, ya que en el metal base sin tratamiento térmico puede no haberse formado por completo una capa de óxidos protectores y sus tensiones residuales y defectos de fabricación pueden ayudar a que crezcan y se propaguen los productos de corrosión como son en este caso las sales o iones de cloruro [58].

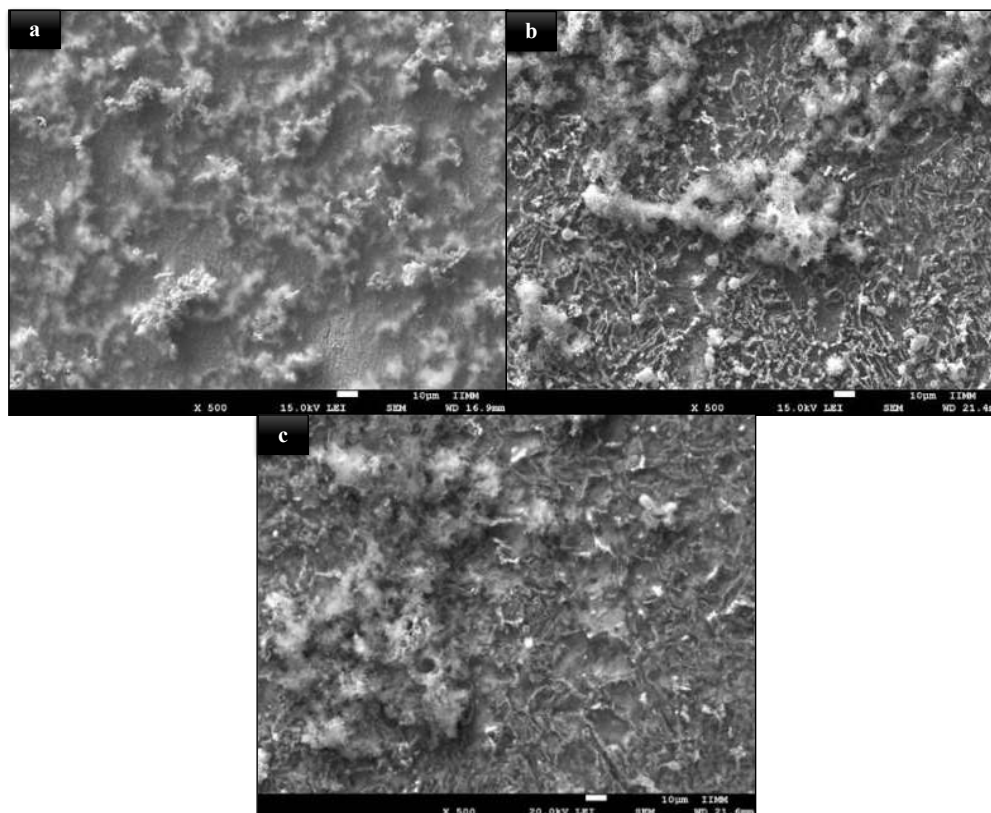


Figura 4.11 Comportamiento de la corrosión con electrolito de agua de mar 24, a.- Material tratado por la ruta alta, b.- material tratado por ruta baja y el inciso c.- material base.



En la Figura 4.13, se observan los productos de corrosión formados en la superficie donde la Figura 4.13 a) y b) muestran una superficie heterogénea con una distribución no uniforme de los elementos como el oxígeno, silicio y cloro, los cuales sugieren la formación de óxidos, silicatos y cloruros en la superficie. Estos elementos actúan formando capas pasivas protegiendo el material de la corrosión.

El Acero_A en la Figura a) por la combinación de elementos se originan óxidos de hierro (Fe_2O_3), cloruros de hierro (FeCl_2) los cuales se promueven por la reacción del hierro y el oxígeno y la humedad como en el caso de los hidróxidos de hierros por lo que los cloruros se penetran en las capas de los óxidos y se promueve la disolución del hierro, donde la corrosión afecta las zonas más reactivas como la austenita retenida o los bordes de grano donde la austenita permanece sin transformarse hayan experimentado una mayor concentración de corrosión, debido a la inestabilidad de esta fase a temperatura ambiente y la morfología y acomodo de fases ya que la ferrita se rodea de las fases como la AR y la bainita, mientras que el Acero_B en la Figura b) se forman óxidos e hidróxidos de hierro y cloruros de hierro adquiriendo una corrosión general donde se observan depósitos irregulares y estructuras fibrosas que indican que los productos no se compactan y esto permite la penetración de los agentes corrosivos y de esta forma aumentando la velocidad de corrosión.

En el metal base (MB) que se muestra en la Figura 4.13 c) se observa mayor cantidad de elementos donde el elemento del cloro no se observa debido a que no se distribuye de una manera homogénea por lo que su microestructura formada principalmente por ferrita y perlita tiende a corroerse de una manera más uniforme presentando óxidos, hidróxidos y carbonatos de calcio formados por la humedad y sales provocando que tenga una menor resistencia a la corrosión [58, 65, 67].

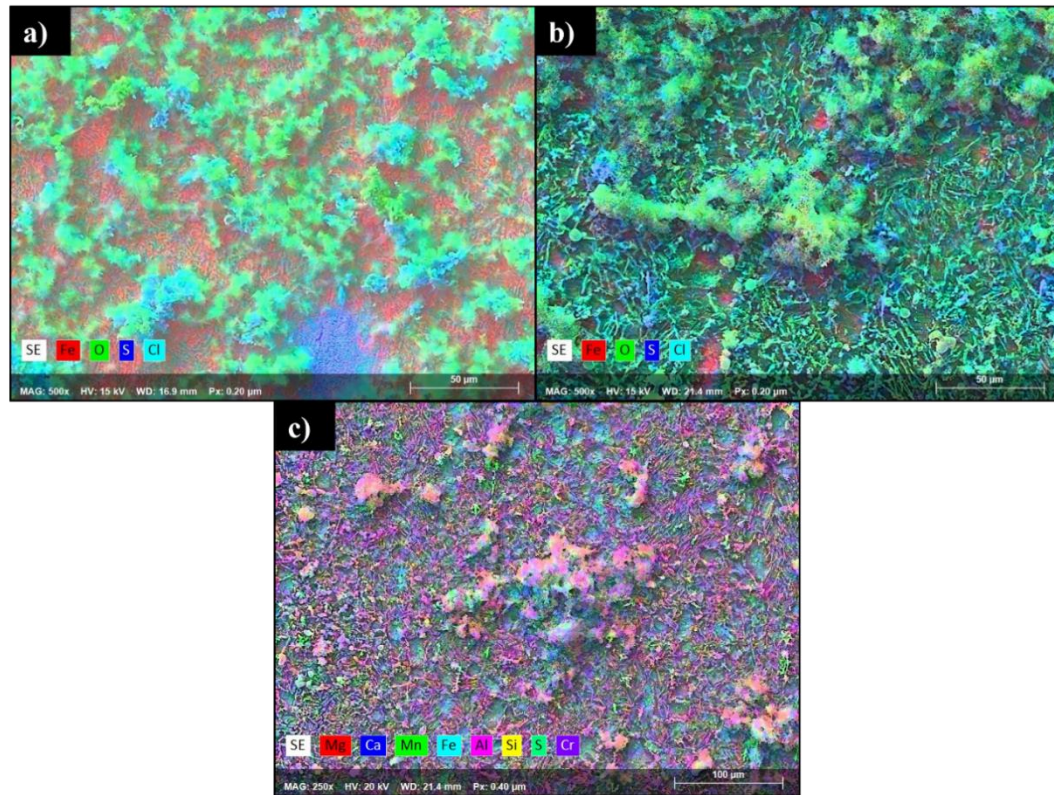


Figura 4.12 Productos de corrosión en el acero con y sin tratamiento térmico.

4.4.4 Espectroscopia de impedancia (EIE)

En la Figura 4.14 se muestran los diagramas de Nyquist. Al iniciar la prueba la curva se representa de color negro mientras que al terminar la prueba después de un lapso de 24 horas la curva se representa de color rojo en cada una de las condiciones del acero.

Como se puede observar la Figura 4.14 a) corresponde al tratamiento de austenizado (Acero_A) donde se presenta una mayor resistencia a la corrosión dado que su resistencia a la transferencia de carga (R_{ct}) es mayor con un valor inicial de $1.569E+03 \text{ ohms} \cdot \text{cm}^2$, indicando una buena resistencia inicial. Tras 24 horas, aumenta significativamente a $2.808E+03 \text{ ohms} \cdot \text{cm}^2$, dado que la microestructura generada por el tratamiento térmico es más refinada y homogénea por la presencia de la AR que ayuda a la formación de una película pasiva protectora más estable por la formación de óxidos de aluminio (Al_2O_3) y óxidos de hierro mixtos (Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , $\text{Fe}(\text{OH})_3$), que actúan como una barrera protectora.



Neetu et, al, estudio el comportamiento a la corrosión en aceros multifásicos donde determinó que el porcentaje las fases presentes como la AR mejora el comportamiento a la corrosión [68], por lo que la película pasiva tiene un comportamiento capacitivo al aumentar la impedancia.

En la Figura 4.14 b) se observa que el comportamiento del Acero_B, reflejando una resistencia intermedia a la corrosión con un valor de R_{ct} inicial es menor ($3.048E+02 \text{ ohms}\cdot\text{cm}^2$), y aumenta drásticamente a $2.739E+03 \text{ ohms}\cdot\text{cm}^2$ después de 24 horas, ya que la mezcla de ferrita y austenita mejora la capacidad de formar una película pasiva protectora, aunque inicialmente sea menos eficiente. Sin embargo, su comportamiento es más capacitivo que en Acero_A ya que se presenta un ángulo más alto por la película pasiva que se vuelve más eficiente con el tiempo.

La Figura 4.14 c) muestra que el MB al no modificar su microestructura con ningún tratamiento térmico su arco en el diagrama de Nyquist indica menor resistencia a la transferencia de carga con un valor de $2.403E+01 \text{ ohms}\cdot\text{cm}^2$ a $4.706E+02 \text{ ohms}\cdot\text{cm}^2$ al finalizar la prueba, a pesar de no presentar cambio en la microestructura el MB forma una capa pasiva limitada, por la ausencia de fases más resistentes, como la AR. Por lo que su comportamiento es más resistivo por la disolución metálica de la capa pasiva.

Los tratamientos térmicos aumentaron la formación de capas protectoras gracias a su microestructura y presencia de fases más estables frente al ataque corrosivo de esta manera el Acero_A presenta mayor resistencia a la corrosión ya que cuenta con un refinamiento de grano y homogeneidad obtenido por el tratamiento térmico y la adición de Al en su composición química, ya que la adición de este reduce la tasa de corrosión mediante la formación de una capa de óxido como lo estudio Lv et, al [67-70].

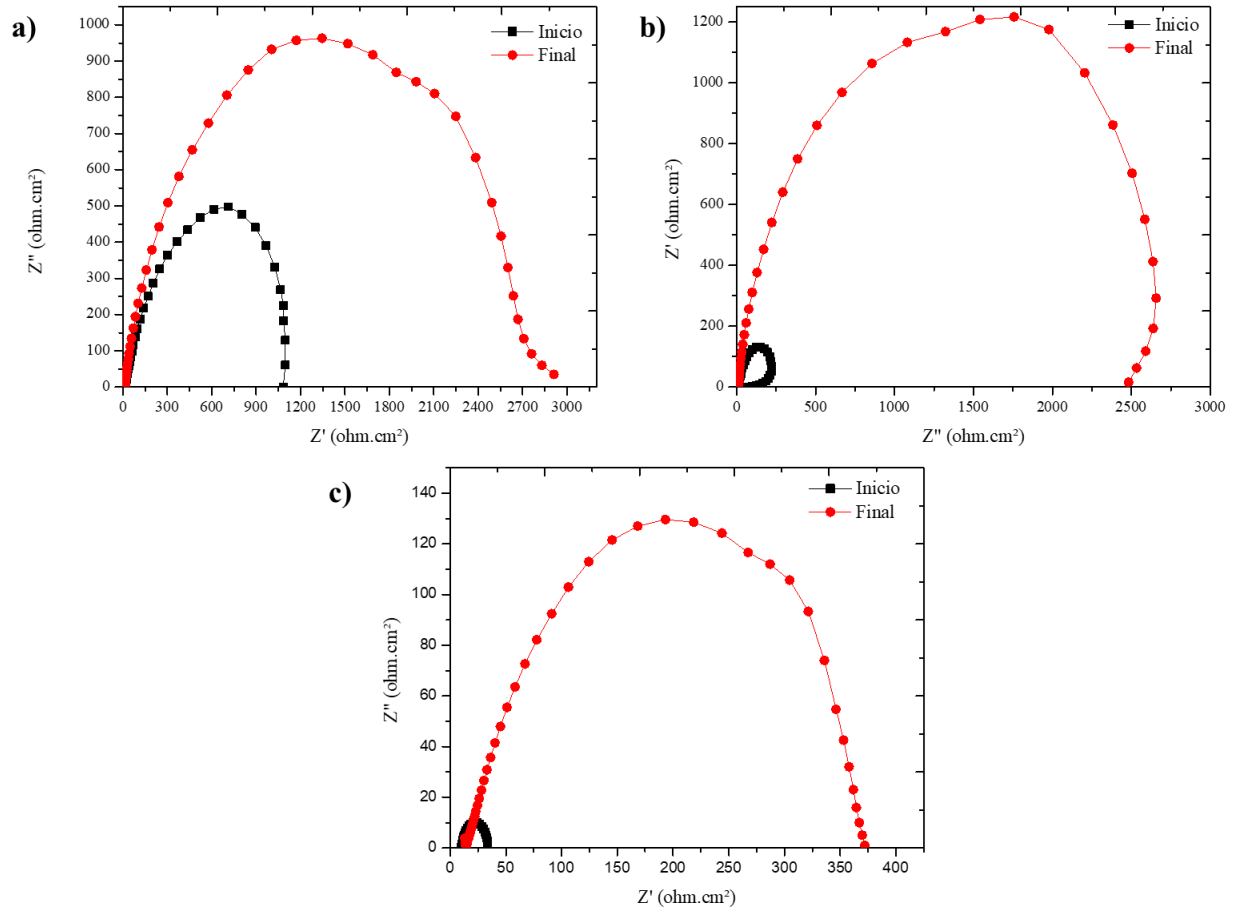


Figura 4.13 Comportamiento del acero con y sin tratamiento térmico en el diagrama de Nyquist.

En la Figura 4.15 se muestra el diagrama de Bode correspondiente al inicio de la prueba de corrosión donde la Figura 4.15 a) representa el diagrama del MB la curva refleja un comportamiento típico de un metal expuesto al medio corrosivo [71].

En la curva se presenta una pasivación inicial que se interrumpe por el proceso de corrosión ya que al tener una baja impedancia y un ángulo de fase más bajo refleja una alta reactividad en la superficie de MB en contacto con el electrolito, la curva de la impedancia presenta un valor alto en frecuencias bajas, indicando una buena resistencia en esa condición, sin embargo, conforme aumenta la frecuencia la impedancia disminuye drásticamente a comparación de las condiciones con los tratamientos térmicos, en frecuencias bajas el ángulo de fase presenta un comportamiento resistivo y a medida de que la frecuencia aumenta en un valor aproximado de 10^1 del ángulo



aumenta, generando un mayor carácter capacitivo debido a que se forma una capa de óxido o productos de corrosión superficiales, sin embargo, a frecuencias altas la curva cae y el valor del ángulo vuelve a bajar hacia 0° , indicando un comportamiento más resistente en esas frecuencias. En el inciso b) las curvas corresponden al Acero_B donde el tratamiento genera una microestructura que forma una película protectora más efectiva, donde la curva negra que representa la magnitud de impedancia mantiene su estabilidad en frecuencias bajas y disminuye gradualmente a medida que aumenta la frecuencia, lo que indica una resistencia moderada a la corriente. En la curva azul el ángulo de fase presenta un pico mayor en valores de 40° y 60° los cuales se encuentran en un rango de frecuencias medias aproximado de 10^1 , lo que indica que tiene una mayor capacidad de almacenamiento de carga en la interfaz metal-solución por la formación de una película protectora más efectiva, lo que incrementa la resistencia a la corrosión y el carácter capacitivo del sistema.

En el inciso c) las curvas corresponden al Acero_A, donde el tratamiento austenizado al mejorar la microestructura la resistencia a la corrosión aumenta en comparación a las condiciones anteriores ya que las curvas reflejan que se forma una capa protectora más eficaz y estable en el electrolito, ya que la curva muestra una impedancia mayor entre las tres condiciones, específicamente en frecuencias bajas lo que indica mayor resistencia a la corrosión, mientras que la disminución de la impedancia con la frecuencia es más gradual indicando la película protectora más estable y resistente. A frecuencias medias se presenta el ángulo de fase más alto con un valor aproximado de 58° el cual se mantiene elevado en un rango más amplio de frecuencias, indicando un comportamiento más capacitivo al contar con el tratamiento de austenizado se mejora la resistencia a la corrosión.

J. Liu et, al mostraron que el pico más elevado del ángulo de fase corresponde a una frecuencia de 10^1 como se muestra en la Figura 4.15 lo cual lo correlacionan con el valor de capacitancia de la película de pasivación, lo que indica que los fenómenos de pasivación que se formaron en las probetas dependen de la estructura cristalina del tratamiento [68, 72].

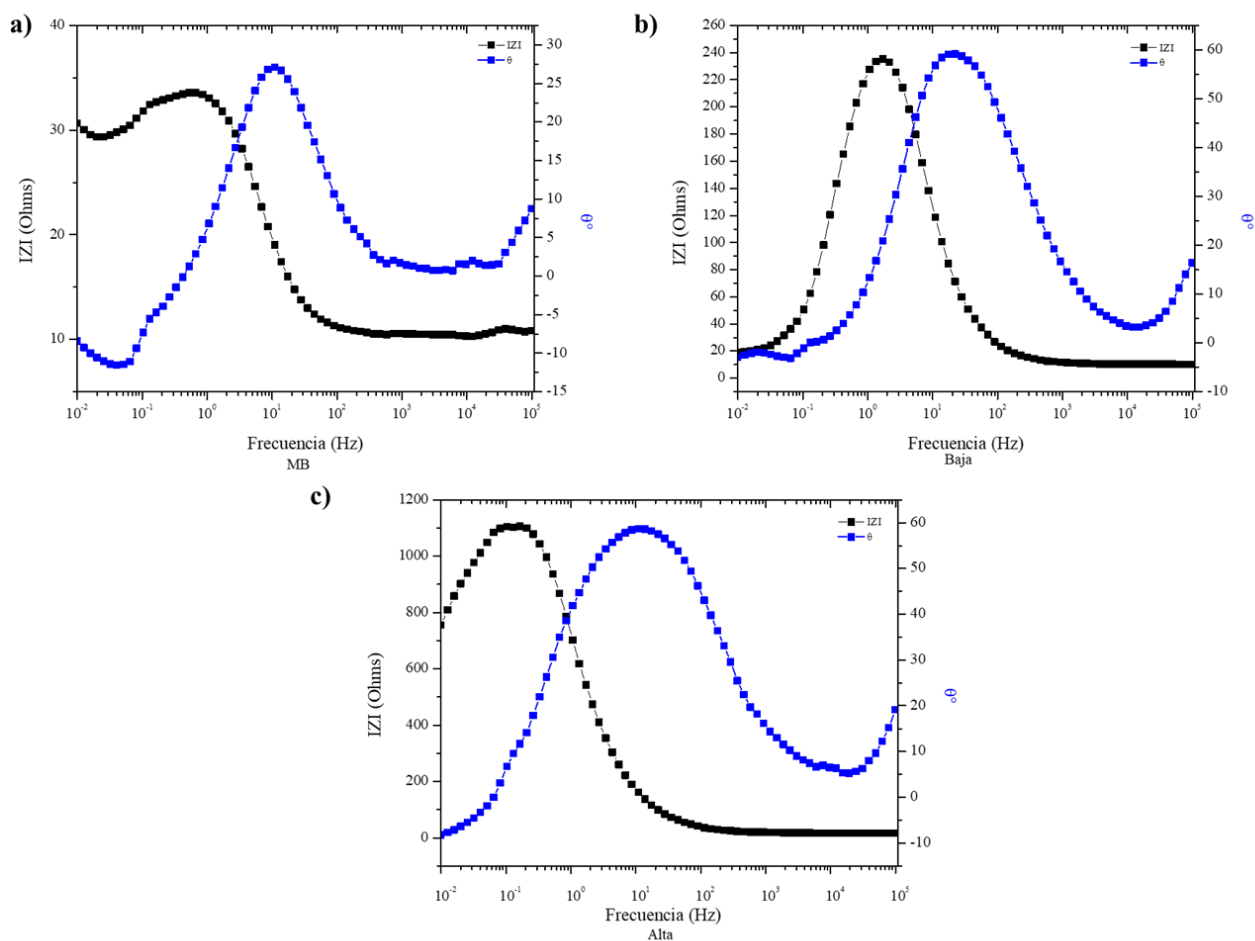


Figura 4.14 Diagrama de Bode al inicio de la prueba.

En la Figura 4.16 se presenta el diagrama de Bode antes y después del tratamiento térmico tras 24 horas de exposición en el electrolito. A partir de estos resultados, es posible analizar la evolución de la impedancia ($|Z|$) y el ángulo de fase (θ), los cuales proporcionan información sobre la estabilidad de la capa pasiva y la resistencia a la corrosión de cada material.

En la Figura 4.16 a) las curvas correspondientes al MB muestran una disminución en la magnitud de impedancia a bajas frecuencias, en comparación de la Figura 4.15 a). Este cambio indica el deterioro progresivo de la capa pasiva protectora del metal, lo cual facilita el paso de corriente y hace que el MB sea más susceptible al ataque del electrolito. Por otro lado, el ángulo de fase disminuye a frecuencias bajas, lo que sugiere una ruptura parcial de la capa pasiva, teniendo un



comportamiento resistivo ya que se favorece la corrosión por la disolución anódica del hierro ($\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$), la reducción del oxígeno del cátodo $\text{O}_2 + 4\text{e}^- + 2\text{H}_2 \rightarrow 4 \text{H}^-$ y la precipitación de productos de corrosión poco protectores $\text{Fe}^{2+} + \text{OH}^- \rightarrow \text{Fe}(\text{H})_2$.

En la Figura 4.16 b) corresponde al Acero_B donde la impedancia es aún más baja en comparación con el MB, lo que refleja una mayor susceptibilidad a la corrosión en el Acero_B tras el tratamiento térmico ya que al presentar una microestructura bifásica se genera diferencias de potencial electroquímica entre la ferrita y la austenita. A frecuencias bajas, la disminución de la impedancia es más marcada, y el ángulo de fase presenta una caída abrupta en comparación con el MB, lo que indica un comportamiento resistivo predominante. Esto sugiere que la capa pasiva se ha vuelto menos estable y que el Acero_B ha sufrido daño durante las 24 horas de exposición al electrolito. Al generar una película pasiva inicial es menos homogénea, por lo que se favorece las reacciones de disolución del hierro $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe}^{2+} + 2\text{e}^-$ por lo que la formación de óxidos protectores ocurre pero con menor efectividad que en el Acero_A ya que se sitúa entre la pasivación y la corrosión activa por la inestabilidad de la película pasiva.

P. K. et, al, determinaron que el comportamiento a la corrosión en aceros multifásicos y tratados térmicamente tienden a formar una capa pasiva, ya que presentan una diferencia de microestructuras y distribución morfológica que permite que la resistencia sea diferente por la distribución y contenido de fases presentes [68]. Por lo que en el inciso c) las curvas correspondientes al Acero_A muestran una mayor impedancia a frecuencias bajas en comparación de la curva a) y b), indicando así una mejor resistencia a la corrosión. El tratamiento de austenizado ha provocado una microestructura más homogénea y refinada que favorece la formación de una capa de óxidos pasivos como lo son (Fe_2O_3 , Fe_3O_4 y Al_2O_3).

Mientras que el aluminio presente en la composición química genera a la formación de una película protectora estable, reduciendo así la difusión de iones corrosivos y manteniendo así un comportamiento capacitivo. Donde la reacción química predominante de pasivación es $\text{Fe}^{2+} + 2\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Fe}(\text{OH})_2 + 2\text{H}^+$ seguido de esto se forma una película estable que aumenta la impedancia y el ángulo de fase por la reacción $2\text{Fe}(\text{OH})_2 + \text{O}_2 \rightarrow \text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$.

En resumen, la comparación del diagrama de Bode al inicio y final de la prueba nos permite identificar que los aceros con tratamiento térmico muestran una evolución distinta respecto al



tiempo y los procesos de transferencia de carga y difusión, así el MB y el Acero_A presentan una degradación de la capa pasiva con el tiempo, lo que lleva a una menor impedancia y una mayor susceptibilidad al paso de corriente. En el Acero_A la disminución de la impedancia es menor, lo cual confirma que tienen una buena resistencia a la corrosión. Como lo menciona L. Gil et, al el tratamiento térmico mejora la resistencia a la corrosión producto de la microestructura más homogénea que se forma a temperaturas como la austenización ya que disminuye la presencia de partículas no fundidas y discontinuidades como poros y microgrietas [73, 74].

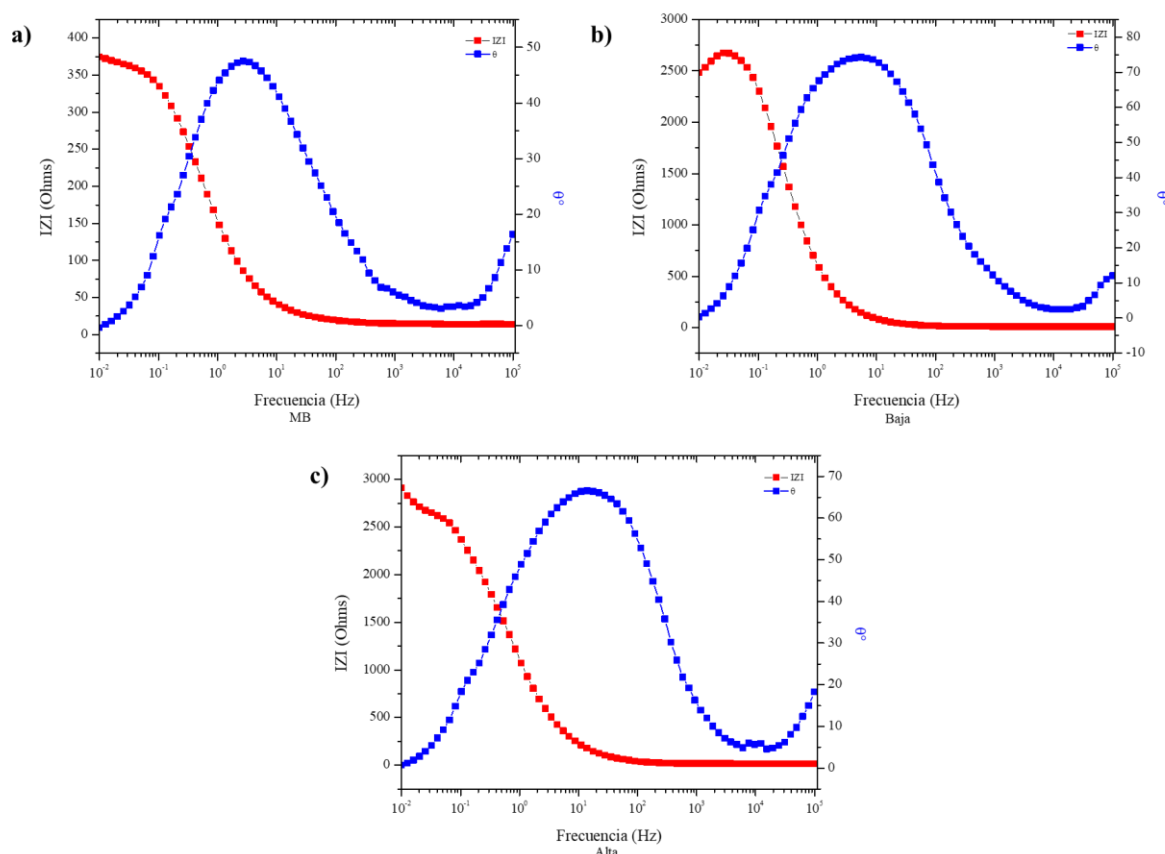


Figura 4.15 Diagrama de Bode al final de la prueba después de 24 horas, a)MB, b)Acero_B y c)Acero_A.

En la Tabla 4.2 se observan los valores iniciales y finales de la prueba electroquímica en la cual el Acero_A tiene una estabilidad de resistencia a la solución (R_{sol}) que indica que el medio corrosivo no sufrió cambios significativos en su conductividad ya que existió una mínima interacción entre la solución y la capa protectora que se forma al someter en acero al tratamiento térmico, en el



Acero_B existe una disminución de R_{sol} por lo que el medio corrosivo gana conductividad por la liberación de iones de la superficie del Acero_B al medio sin embargo en el MB aumento la R_{sol} indicando una reducción en la conductividad del medio corrosivo por la precipitación de productos de corrosión en solución [30, 70].

Tabla 4.2 Resistencia a solución electroquímica

R_{sol} (ohms.cm²)			
	Acero_A	Acero_B	MB
Inicio	1.31E+01	9.54E+00	1.05E+01
Final	1.43E+01	8.25E+00	1.40E+01

4.5 Ensayos no destructivos

4.5.1 Inspección de corrientes de Eddy

En la Figura 4.17 se muestra la gráfica los parámetros obtenidos de la conductividad eléctrica en los aceros antes y después del tratamiento térmico, de lado derecho se encuentra el porcentaje de IACS (International Annealed Copper Standard, en escala relativa) en negro, y la conductividad eléctrica absoluta (S/m) en rojo, en función de tres condiciones del material.

En el Acero_A (Alta), los valores de %IACS (4.59) y conductividad eléctrica (2.66226×10^6 S/m) son los más altos lo que indica una microestructura que maximiza la movilidad de los portadores de carga, posiblemente debido a una mayor homogeneidad en la composición o a la eliminación de impurezas en la matriz cristalina. En la condición del Acero_B (Baja) al llevarse a cabo el tratamiento térmico en la región intercrítica, se genera una mezcla de fases como ferrita y austenita parcial, donde la ferrita al presentar una alta conductividad coexiste con la austenita la cual cuenta con menor conductividad, por lo que da como resultado una conductividad intermedia entre el MB y el Acero_A con un valor de 4.32 %IACS y 2.50566×10^6 S/m, dando así un valor de 4.2 %IACS y 2.43605×10^6 S/m debido a que al no someterse a un tratamiento térmico su microestructura es más uniforme con la fase de ferrita que cuenta con una buena conductividad eléctrica por su estructura



BCC, sin embargo la presencia de perlita afecta negativamente la conductividad al ser una fase rica en carbono [75, 76].

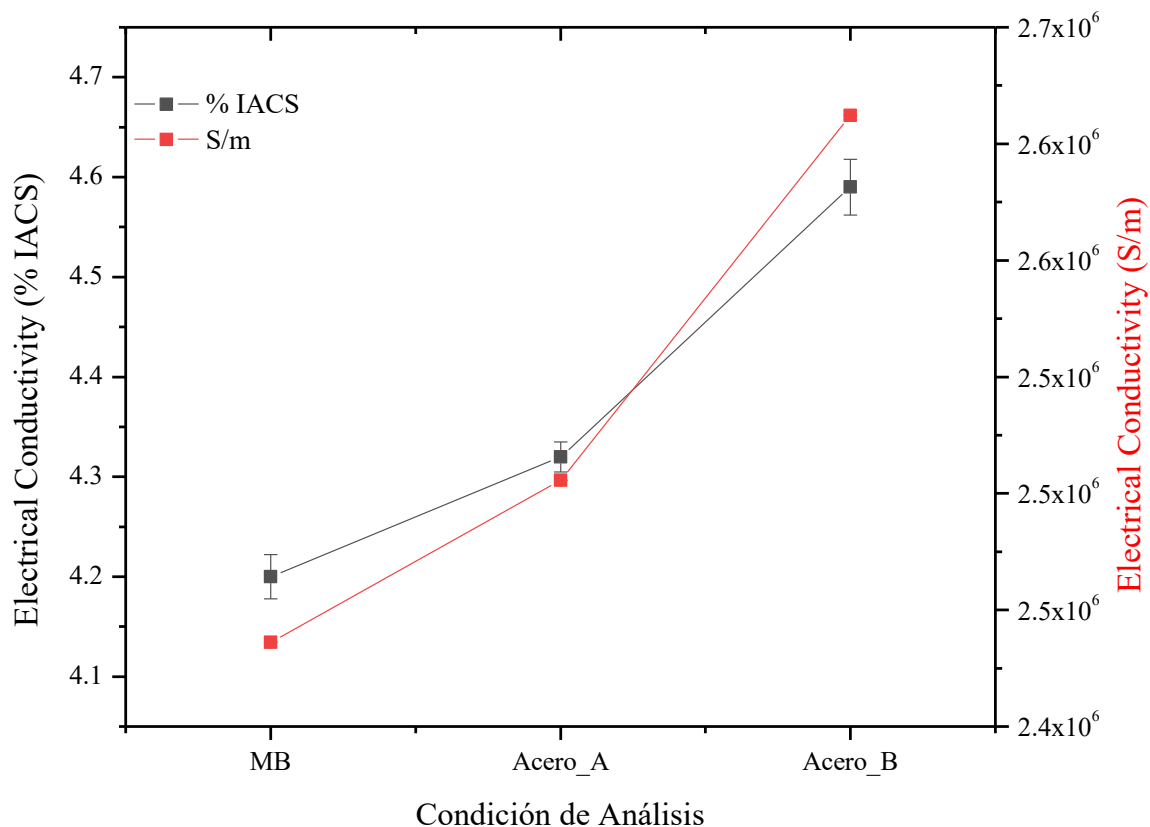


Figura 4.16 Conductividad eléctrica con y sin tratamiento térmico.

4.5.2 Potencial termoelectrónico

En la Figura 4.18 se observa la curva de calibración y ajuste utilizado para calcular el TEP, antes y después de la prueba de corrosión, en la cual se observa que el tratamiento térmico afecta a la microestructura del acero en el análisis del PTE ya que existe un cambio en la pendiente que indica la variación en las relaciones de fases como es la ferrita y austenita que afectan el transporte térmico y eléctrico del acero, ya que al generar un potencial termoelectrónico, se encuentra una diferencia de temperatura en todo el material ya que esta depende de la estructura electrónica del material.

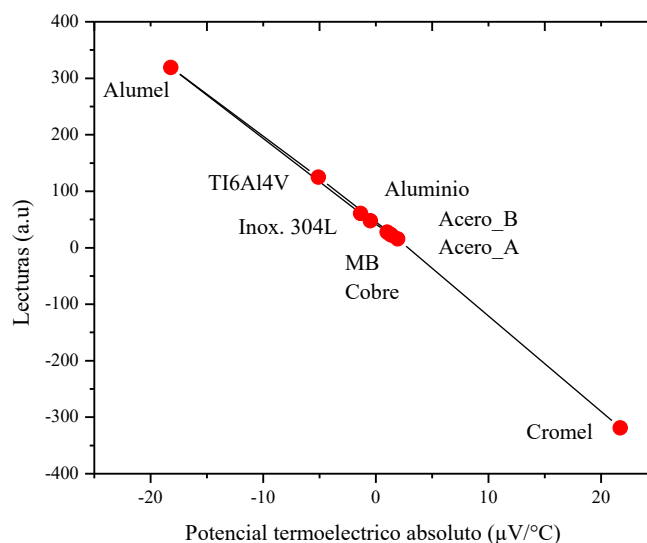


Figura 4.17 Curva de calibración para calcular el PTE.

En la Figura 4.19 se observa el PTE eléctrico obtenido para los aceros en las tres condiciones (Acero_A, Acero_B y MB). En la curva se observa que los valores antes de la corrosión (curva negra) son más altos dentro de la cual el Acero_A y el Acero_B presentan un menor PTE que el MB esto debido a que su microestructura es más homogénea por la presencia de las fases de bainita y AR que se encuentran encapsuladas por la ferrita y favorecen el equilibrio entre la resistencia mecánica y la conductividad termoeléctrica, en el caso del Acero_A con un valor de $1.24252542 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$, en el caso del Acero_B las fases de bainita y ferrita se encapsulan de la AR por lo que su PTE es de $1.00576719 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$ ya que existe una coexistencia de fases con diferentes características termoeléctricas y esto genera que se limite la movilidad de electrones y por eso se reduce la conductividad.

Por lo que en el MB al contar con un PTE más alto con un valor de $1.39732888 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$ indica que su conductividad termoeléctrica es más alto ya que su microestructura solo se forma por ferrita y perlita con una estructura cristalina BCC que favorece la movilidad electrónica, es decir que como lo menciona Ortiz et, al, los aceros con menor conductividad son los que cuentan con una presencia de fases como la ferrita, bainita y AR [75].

Como se observa en la Figura 4.19 la curva roja representa el PTE tras someter los aceros a la prueba electroquímica se genera un descenso general PTE en las tres condiciones por lo que indica



que la corrosión ha afectado negativamente la conductividad termoeléctrica, debido a la formación de productos de corrosión como óxidos que interfieren con el transporte electrónico [75-79].

En el Acero_A el PTE disminuye ligeramente con un valor de $1.2065 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$, lo que indica que a pesar de tratamiento de austenizado la corrosión afecta a la microestructura de forma moderada por lo que algunos sitios específicos pueden sufrir ataques que generan una leve degradación en la conductividad termoeléctrica, en el Acero_B el PTE ($0.873623 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$) tiene un cambio más significativo en la conductividad por la presencia de sus interfaces ya que la fase ferrítica es más propensa a corroerse debido a su menor resistencia electroquímica.

La corrosión en estas áreas interrumpe las rutas de conducción electrónica más eficazmente que en el caso del austenizado y en el MB baja ligeramente el PTE obteniendo un valor de $1.34346 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$ ya que la falta de tratamiento térmico genera una microestructura uniforme pero menos protegida por las capas pasivas que generan los tratamientos térmicos por lo que la corrosión avanza más rápido en la superficie [3, 75, 80].

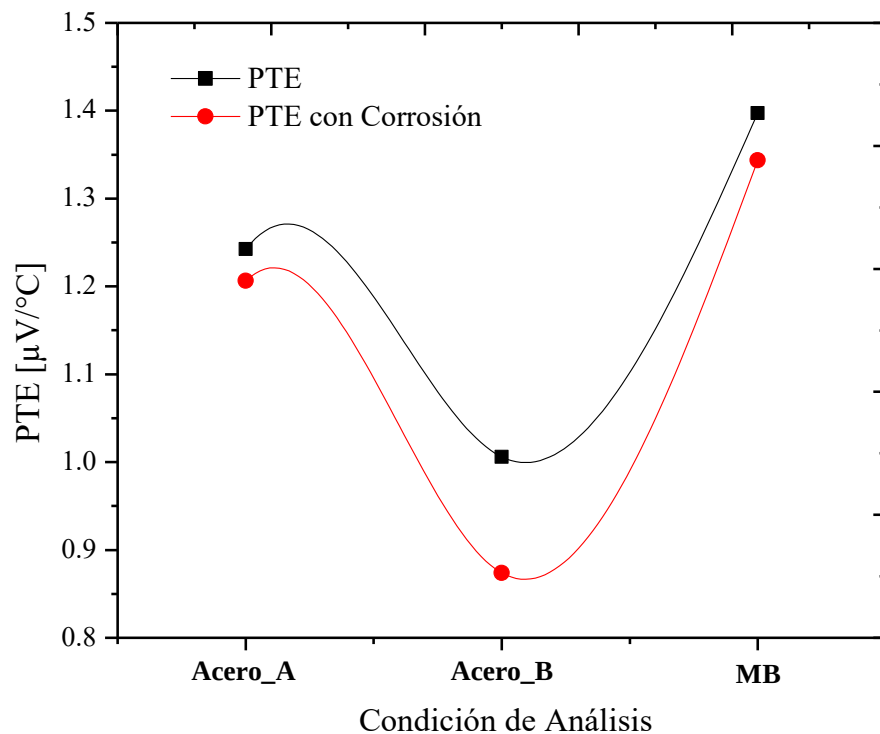


Figura 4.18 Valores de PTE antes y después de la prueba de corrosión.



4.5.3 Ultrasonido

En la Figura 4.20 se presenta el módulo de Young (E) estimado a través de la técnica de ultrasonido, que se basa en la propagación de ondas ultrasónicas que se propagan a través del material. Los resultados muestran que el MB presenta el valor de 295.67 GPa, seguido del Acero_B con un valor de 286.24 GPa y por ultimo el Acero_A con un valor de 281.54 GPa.

El aumento del módulo de Young en el MB, se atribuye a las diferencias del cambio de microestructura que se genera cuando se realizan los tratamientos térmicos en el Acero_A y Acero_B. El MB al estar compuesto principalmente de las fases de la ferrita y la perlita las cuales proporcionan una mayor rigidez resistencia comparados con las fases presentes en los aceros tratados. En cambio, el Acero_B, que tiene un tratamiento térmico intercrítico, presenta una mezcla de ferrita, bainita y AR que tiene una mayor flexibilidad y menor rigidez en comparación con el MB, lo que explica su módulo de Young más bajo.

Por otro lado, el Acero_A, sometido a un tratamiento térmico de austenización, tiene una mayor cantidad de austenita en su estructura. Esta fase es más dúctil y menos rígida en comparación con la ferrita y la perlita, lo que resulta en un módulo de Young inferior al del MB. Así, los tratamientos térmicos aplicados en los aceros modifican su microestructura, afectando las propiedades mecánicas del material, particularmente el módulo de Young.

En el metal base (MB) debido al cambio de microestructura del material por lo que es más rígido y resistente ya que a la temperatura en la que se encuentra el MB se tiene una distribución favorable de ferrita y perlita, donde la perlita al estar formada por laminas alternas de ferrita y cementita genera una mayor resistencia y rigidez. En este contexto P. Trocoli y colaboradores [81-83] refuerzan la idea donde el descenso de la velocidad se debe posiblemente a la disminución de la fase de ferrita más que a las fases como la austenita, ya que la presencia de perlita influye directamente en el módulo de Young al aumentar la rigidez.

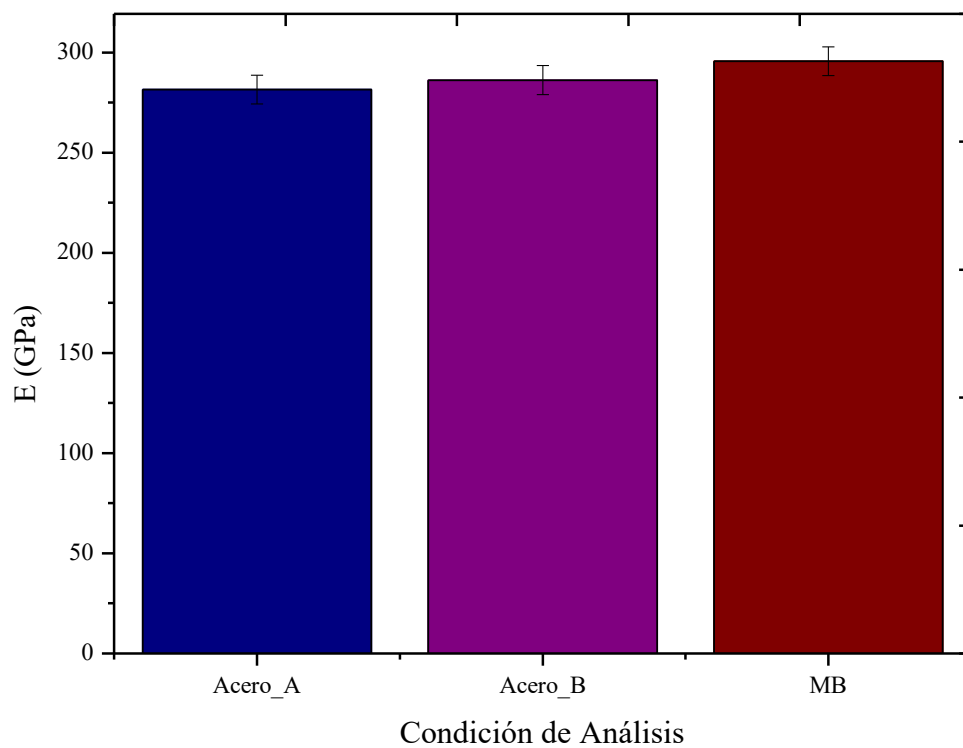


Figura 4.19 Variación del módulo de elasticidad (E) y el módulo cortante (G).



5 CAPITULO 5. CONCLUSIONES

1. Los resultados obtenidos demuestran que los tratamientos térmicos aplicados en aceros como Fe-0.20C-0.50Si-1.75Mn-1Al, tienen un impacto significativo en su microestructura y propiedades mecánicas. La variación en el contenido de fases, especialmente la austenita retenida, ha influido directamente en la resistencia a la corrosión, la dureza y la conductividad eléctrica.
2. La resistencia a la corrosión se favoreció con las rutas de tratamiento térmico ya que el Acero_A incremento la resistencia a la corrosión por la distribución, contenido de fases presentes y homogeneidad y difusividad de elementos de la composición química que se presenta al elevar la temperatura de tratamiento térmico y se logra formar una capa de oxido en la superficie del acero.
3. El Acero_A al presentar una microestructura con un tamaño de grano más refinado lo cual hace que su microdureza sea mayor sin embargo el módulo de elasticidad muestra un incremento.
4. En el PTE en el MB al presentar un mayor contenido de ferrita y perlita, alcanza una mejora con una mayor rigidez y estabilidad estructural en las rutas de tratamiento térmico y estabilidad estructural por la presencia de ferrita y austenita, dicha distribución y contenido de fases mejoran la conductividad eléctrica ya que se mejora a eficiencia en el transporte de electrones, por las estructuras cristalinas de las fases.
5. El contenido de AR (Austenita Retenida) obtenida por los tratamientos térmicos aplicados permitieron un incremento en el contenido de austenita retenida (AR) en los aceros Acero_A y Acero_B, lo cual es crucial para mejorar las propiedades mecánicas y la tenacidad.



6 REFERENCIAS

- [1] A. R. Pérez, I. M. Granados, A. B. Jacuinde, S. M. Ruiz, and J. M. C. Marrero, "Proceso de fundición y tratamiento térmico de homogenización de un acero previo a la obtención de una microestructura TWIP/TRIP," *Investigación Científica*, vol. 14, no. 2, pp. 362-368, 2020.
- [2] N. Fonstein and N. Fonstein, "TRIP steels," *Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*, pp. 185-239, 2015.
- [3] J.-L. Rodríguez-Muñoz, J.-S. Pacheco-Cedeño, A. Bedolla-Jacuinde, and A. Medina-Flores, "Effect of microstructural morphology in low-carbon TRIP steels on their mechanical properties," *MRS Advances*, vol. 8, no. 20, pp. 1167-1171, 2023.
- [4] N. Baluch, Z. M. Udín, and C. S. Abdullah, "Advanced high strength steel in auto industry: an overview," *Engineering, Technology & Applied Science Research*, vol. 4, no. 4, pp. 686-689, 2014.
- [5] W. Bleck, X. Guo, and Y. Ma, "The TRIP effect and its application in cold formable sheet steels," *Steel Research International*, vol. 88, no. 10, p. 1700218, 2017.
- [6] L. Zhao, N. Van Dijk, E. Brück, J. Sietsma, and S. Van der Zwaag, "Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination of retained austenite in TRIP steels," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 313, no. 1-2, pp. 145-152, 2001.
- [7] P. Sarkar, P. Kumar, M. K. Manna, and P. Chakraborti, "Microstructural influence on the electrochemical corrosion behaviour of dual-phase steels in 3.5% NaCl solution," *Materials Letters*, vol. 59, no. 19-20, pp. 2488-2491, 2005.
- [8] X. Hu and Z. Feng, "Advanced High-Strength Steel-Basics and Applications in the Automotive Industry," Oak Ridge National Laboratory (ORNL), Oak Ridge, TN (United States), 2021.
- [9] R. P. Ferrando, S. S. Caballero, J. E. C. Amorós, and M. Á. S. Cantó, "Nuevos aceros TWIP/TRIP en los automóviles del futuro," *3c Tecnología: glosas de innovación aplicadas a la pyme*, vol. 1, no. 1, pp. 1-19, 2012.
- [10] S. Sarna, "Steels for Automotive Applications," *Ispat Digest*, vol. 21, 2015.
- [11] M. Soleimani, A. Kalhor, and H. Mirzadeh, "Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 795, p. 140023, 2020.
- [12] A. C. G. Castillo, J. d. J. C. Rivera, M. O. R. Azpeitia, and J. L. H. Rivera, "Desarrollo de un acero de medio Mn con adiciones de B y V para aplicaciones automotrices."
- [13] D. F. Herrera Barrera, "Obtención y caracterización mecánica y micro-estructural de un acero Trip," 2020.
- [14] J. B. R. Lawrence, *The effect of phase morphology and volume fraction of retained austenite on the formability of transformation induced plasticity steels*. Queen's University, 2010.
- [15] P. Jacques, "Transformation-induced plasticity for high strength formable steels," *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, vol. 8, no. 3-4, pp. 259-265, 2004.
- [16] P. Jacques, Q. Furnémont, A. Mertens, and F. Delannay, "On the sources of work hardening in multiphase steels assisted by transformation-induced plasticity," *Philosophical Magazine A*, vol. 81, no. 7, pp. 1789-1812, 2001.



- [17] A. Grajcar, A. Skowronek, and K. Radwański, "Mechanical behavior and stability of dispersed retained austenite in thermomechanically rolled and isothermally-treated TRIP-aided multiphase steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 830, p. 142300, 2022.
- [18] X. Gu, Y. Xu, F. Peng, R. Misra, and Y. Wang, "Role of martensite/austenite constituents in novel ultra-high strength TRIP-assisted steels subjected to non-isothermal annealing," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 754, pp. 318-329, 2019.
- [19] A. Talapatra and J. Datta, "Structure-Properties Relationship of TRIP-assisted Steels by Non-destructive Testing Method," 2013.
- [20] Y. Sakuma, O. Matsumura, and O. Akisue, "Influence of C content and annealing temperature on microstructure and mechanical properties of 400 C transformed steel containing retained austenite," *ISIJ international*, vol. 31, no. 11, pp. 1348-1353, 1991.
- [21] O. Covarrubias Alvarado, "Efectos microestructurales en un acero sometido a un tratamiento térmico TRIP," Universidad Autónoma de Nuevo León, 2002.
- [22] Y. Sakuma, D. K. Matlock, and G. Krauss, "Mechanical behavior of an intercritically annealed and isothermally transformed low C alloy steel with Ferrite-Bainite-Austenite microstructures," *Journal of heat treating*, vol. 8, pp. 109-120, 1990.
- [23] H. Chen, H. Era, and M. Shimizu, "Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-containing low-carbon steel sheet," *Metallurgical Transactions A*, vol. 20, pp. 437-445, 1989.
- [24] K. Hulka, W. Bleck, and K. Papamantellos, "Relationships between heat treatment conditions, microstructure and properties of niobium microalloyed TRIP steel," in *41 st Mechanical Working and Steel Processing Conference*, 1999, pp. 67-77.
- [25] Y. Sakuma, O. Matsumura, and H. Takechi, "Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions," *Metallurgical Transactions A*, vol. 22, pp. 489-498, 1991.
- [26] I. Tsukatani, S. i. Hashimoto, and T. Inoue, "Effects of silicon and manganese addition on mechanical properties of high-strength hot-rolled sheet steel containing retained austenite," *IsIJ International*, vol. 31, no. 9, pp. 992-1000, 1991.
- [27] M. Brandt and G. B. Olson, "Bainitic stabilization of austenite in low alloy sheet steels," *I & SM*, vol. 20, no. 5, pp. 55-60, 1993.
- [28] O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi, "Retained austenite in 0.4 C-Si-1.2 Mn steel sheet intercritically heated and austempered," *ISIJ international*, vol. 32, no. 9, pp. 1014-1020, 1992.
- [29] Z. Ahmad, *Principles of corrosion engineering and corrosion control*. Elsevier, 2006.
- [30] H. H. Hernández *et al.*, "Electrochemical impedance spectroscopy (EIS): A review study of basic aspects of the corrosion mechanism applied to steels," *Electrochemical impedance spectroscopy*, pp. 137-144, 2020.
- [31] E. McCafferty, *Introduction to corrosion science*. Springer Science & Business Media, 2010.
- [32] J. Stringer, "Hot corrosion of high-temperature alloys," *Annual Review of Materials Science*, vol. 7, no. 1, pp. 477-509, 1977.
- [33] E. Lopez-Baltazar and J. Genesca, "Laboratory corrosion investigation of some CP criteria," in *NACE CORROSION*, 2009: NACE, pp. NACE-09551.
- [34] H. J. Flitt and D. P. Schweinsberg, "Evaluation of corrosion rate from polarisation curves not exhibiting a Tafel region," *Corrosion Science*, vol. 47, no. 12, pp. 3034-3052, 2005.



- [35] N. G. Thompson and J. H. Payer, *DC electrochemical test methods*. NACE international, 1998.
- [36] R. G. Kelly, J. R. Scully, D. Shoesmith, and R. G. Buchheit, *Electrochemical techniques in corrosion science and engineering*. CRC Press, 2002.
- [37] M. E. Orazem and B. Tribollet, "Electrochemical impedance spectroscopy," *New Jersey*, vol. 1, pp. 383-389, 2008.
- [38] V. Conejo Hernández, "Caracterización mediante técnicas no destructivas de aceros HSLA con Nb-V y Ti," 2021.
- [39] D. R. López Urresta and M. A. Pilco Pavón, "Diseño y construcción de un instrumento (prototipo) para la medición de parámetros físicos, basado en el principio de corrientes inducidas, para el laboratorio de ensayos no destructivos, de la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Escuela Politécnica Nacional," QUITO/EPN/2011, 2011.
- [40] L. HERNÁNDEZ-RAMÓN, H. G. CARREÓN-GARCIDUEÑAS, and A. BEDOLLA-JACUINDE, "Foro de Ingeniería e Investigación en Materiales."
- [41] B. A. Iborra, "Desarrollo y validación de una nueva técnica de ensayo no destructivo, basada en el potencial termoelectrico, para el conocimiento del envejecimiento de los aceros de vasija de reactores nucleares," Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid, Escuela Técnica Superior ..., 2001.
- [42] H. Carreon, D. San Martin, F. G. Caballero, and V. E. Panin, "The effect of thermal aging on the strength and the thermoelectric power of the Ti-6AL-4V alloy," *Physical Mesomechanics*, vol. 20, pp. 447-456, 2017.
- [43] D. Gorlenko, D. Konstantinov, M. Polyakova, and M. Dabala, "TRIP steels: the features of chemical composition and structure, prospects of application (overview)," *CIS Iron and Steel Review*, vol. 23, no. 1, pp. 67-75, 2022.
- [44] V. A. Alza and V. P. Chavez, "TRIP Steels: Factors influencing their formation, Mechanical Properties and Microstructure—A Review," *J. Mech. Civ. Eng*, vol. 19, pp. 37-60, 2022.
- [45] P. Jacques, F. Delannay, and J. Ladrière, "On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels," *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 32, pp. 2759-2768, 2001.
- [46] I. Timokhina, P. Hodgson, and E. Pereloma, "Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35, pp. 2331-2341, 2004.
- [47] Y. Zhou, T. Hojo, M. Koyama, and E. Akiyama, "Effect of austempering treatment on the microstructure and mechanical properties of 0.4 C–1.5 Si–1.5 Mn TRIP-aided bainitic ferrite steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 819, p. 141479, 2021.
- [48] R. D. López, A. Maldonado, C. E. López, J. E. Guzmán, and M. A. García, "Efecto del Tamaño de Grano Austenítico en el Comportamiento Mecánico para los Aceros AISI 1045 y 4140 Mediante Experimentación y Modelado," *Pädi Boletín Científico de Ciencias Básicas e Ingenierías del ICBI*, vol. 7, no. Especial-2, pp. 81-87, 2019.
- [49] B. T. Bastian, N. Jaspreeth, S. K. Ranjith, and C. Jiji, "Visual inspection and characterization of external corrosion in pipelines using deep neural network," *NDT & E International*, vol. 107, p. 102134, 2019.
- [50] S. Lee, S.-J. Lee, and B. C. De Cooman, "Austenite stability of ultrafine-grained transformation-induced plasticity steel with Mn partitioning," *Scripta Materialia*, vol. 65, no. 3, pp. 225-228, 2011.



- [51] R. Bharadwaj, A. Sarkar, and B. Rakshe, "Effect of cooling rate on phase transformation kinetics and microstructure of Nb–Ti microalloyed low carbon HSLA steel," *Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 11, no. 4, pp. 661-672, 2022.
- [52] A. da Cunha Rocha and G. R. Pereira, "Identification and Quantification of Phases in Steels by X Ray Diffraction Using Rietveld Refinement," in *Inelastic X-Ray Scattering and X-Ray Powder Diffraction Applications*: IntechOpen, 2020, p. 83.
- [53] A. K. García-Ramírez, V. M. López-Hirata, M. L. Saucedo-Muñoz, J. De Jesus-García, and E. Meza-García, "Transformaciones de fases durante el tratamiento térmico de austemperizado en un acero 0.41% C-0.7% Mn-2.15% Si-0.013% Al," *Pädi Boletín Científico de Ciencias Básicas e Ingenierías del ICBI*, vol. 10, no. Especial7, pp. 125-128, 2022.
- [54] V. de la Concepción, L. Buglioni, L. Tufaro, and H. Svoboda, "ANÁLISIS DEL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UN ACERO ACERO TRIP Y SU RELACIÓN CON LA EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL DURANTE ENSAYOS DE COMPRESIÓN."
- [55] T. Gnäupel-Herold and A. Creuziger, "Diffraction study of the retained austenite content in TRIP steels," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, no. 10-11, pp. 3594-3600, 2011.
- [56] R. Rodriguez-Baracaldo, J. Cabrera, and J. Benito, "Studying the Hall-Petch effect regarding sub-micrometer steel (0.6% C)," *Ingeniería e Investigación*, vol. 31, pp. 112-120, 12/01 2011, doi: 10.15446/ing.investig.v31n3.26398.
- [57] Á. Oñate Soto *et al.*, "Caracterización y procesamiento de un acero avanzado de alta resistencia de bajo contenido de carbono dopado con Nb mediante temple y partición con extraordinaria resistencia y absorción de energía," 2022.
- [58] Z. Liu *et al.*, "New insights into the effect of Al on the selective oxidation of advanced high-strength steels prior to hot-dip galvanizing," *Acta Materialia*, vol. 266, p. 119651, 2024.
- [59] J. Li *et al.*, "Enhanced pitting resistance through designing a high-strength 316L stainless steel with heterostructure," *Journal of materials research and technology*, vol. 10, pp. 132-137, 2021.
- [60] Z. Liu *et al.*, "Corrosion and high-temperature tribological behavior of carbon steel claddings by additive manufacturing technology," *Surface and Coatings Technology*, vol. 384, p. 125325, 2020.
- [61] W. Wu, L. Qin, X. Cheng, F. Xu, and X. Li, "Microstructural evolution and its effect on corrosion behavior and mechanism of an austenite-based low-density steel during aging," *Corrosion Science*, vol. 212, p. 110936, 2023.
- [62] X. Dong and Y. Shen, "Improving mechanical properties and corrosion resistance of 0.5 wt.% C TRIP steel by adjusting retained austenite stability and microstructural constituents," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 852, p. 143737, 2022.
- [63] H. Wang, X. Jin, G. Hu, and Y. He, "Changing oxide layer structures with respect to the dew point prior to hot-dip galvanizing of δ -TRIP steel," *Surface and Coatings Technology*, vol. 337, pp. 260-269, 2018.
- [64] O. Grässel, L. Krüger, G. Frommeyer, and L. Meyer, "High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development—properties—application," *International Journal of plasticity*, vol. 16, no. 10-11, pp. 1391-1409, 2000.



- [65] Z. Ma, G. Wu, W. Mao, X. Jin, and J. Zhang, "Insight into selective external oxidation mechanism of Fe-Mn-Si model alloys during recrystallization annealing," *Corrosion Science*, vol. 240, p. 112427, 2024.
- [66] G. Wu and J. Zhang, "Effect of water pressure and soaking time on the selective oxidation of DP980 advanced high strength steel," *Applied Surface Science*, vol. 453, pp. 252-262, 2018.
- [67] A. Varshney, S. Sangal, S. Kundu, and K. Mondal, "Super strong and highly ductile low alloy multiphase steels consisting of bainite, ferrite and retained austenite," *Materials & Design*, vol. 95, pp. 75-88, 2016.
- [68] P. K. Katiyar, S. Sangal, and K. Mondal, "Effect of various phase fraction of bainite, intercritical ferrite, retained austenite and pearlite on the corrosion behavior of multiphase steels," *Corrosion Science*, vol. 178, p. 109043, 2021.
- [69] B. Lv, Z. Zhang, Z. Yang, F. Zhang, C. Zheng, and Y. He, "A higher corrosion resistance for a bainitic steel with Al instead of Si," *Materials Letters*, vol. 173, pp. 95-97, 2016.
- [70] Y. Ma, W. Song, S. Zhou, A. Schwedt, and W. Bleck, "Influence of Intercritical Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of a Cold-Rolled Medium-Mn Steel," *Metals*, vol. 8, no. 5, p. 357, 2018. [Online]. Available: <https://www.mdpi.com/2075-4701/8/5/357>.
- [71] P. Wang, L. Ma, X. Cheng, and X. Li, "Effect of grain size and crystallographic orientation on the corrosion behaviors of low alloy steel," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 857, p. 158258, 2021.
- [72] J. Liu, Q. Liu, L. Zhao, W. Yang, and X. Wang, "Reducing Pitting Corrosion Trend of Cast GCr15 Steel by Inoculation: An In Situ Corrosion Morphology Study," *Coatings*, vol. 14, no. 7, p. 836, 2024.
- [73] L. Gil, N. Angulo, J. M. Minchala, B. R. Romero, and E. J. Carrasquero, "EFECTO DE UN TRATAMIENTO TÉRMICO EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE RECUBRIMIENTOS TERMORROCIADOS HVOF DE MEZCLAS DE UNA ALEACION BASE Ni CON WC-12% Co," *La Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, RLMM*, vol. 39, no. 2, 2019.
- [74] A. Y. Moncada Rodriguez, "Evaluación del efecto de la composición y el tratamiento térmico en la corrosión de dos aceros AUAR," 2024.
- [75] N. Ortiz, F. Curiel, V. López, and A. Ruiz, "Evaluation of the intergranular corrosion susceptibility of UNS S31803 duplex stainless steel with thermoelectric power measurements," *Corrosion Science*, vol. 69, pp. 236-244, 2013.
- [76] L. Hernández, H. Carreón, and A. Bedolla, "Estimation of the segregation in a high carbon cast steel by thermoelectric power means," *Russian Journal of Nondestructive Testing*, vol. 59, no. 7, pp. 785-795, 2023.
- [77] M. Biezma, U. Martin, P. Linhardt, J. Röss, C. Rodríguez, and D. M. Bastidas, "Non-destructive techniques for the detection of sigma phase in duplex stainless steel: a comprehensive review," *Engineering Failure Analysis*, vol. 122, p. 105227, 2021.
- [78] H. Carreon, A. Ruiz, and B. Santoveña, "Study of aging effects in a Ti-6Al-4V alloy with Widmanstätten and equiaxed microstructures by non-destructive means," in *AIP Conference Proceedings*, 2014, vol. 1581, no. 1: American Institute of Physics, pp. 739-745.
- [79] G. Gutiérrez-Vargas, A. Ruiz, V. H. López-Morelos, J.-Y. Kim, J. González-Sánchez, and A. Medina-Flores, "Evaluation of 475 °C embrittlement in UNS S32750 super duplex



- stainless steel using four-point electric conductivity measurements," *Nuclear Engineering and Technology*, vol. 53, no. 9, pp. 2982-2989, 2021.
- [80] S. Zhang, Z. Jiang, H. Li, H. Feng, and B. Zhang, "Detection of susceptibility to intergranular corrosion of aged super austenitic stainless steel S32654 by a modified electrochemical potentiokinetic reactivation method," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 695, pp. 3083-3093, 2017.
- [81] P. Trocoli-Montesino, E. Rodríguez-Prato, A. Rosales-Mendoza, and W. Gonzalez-Hermosilla, "Ultrasonic evaluation of the formed phases in a duplex stainless steel 2205 heat treated at 750° C and corrosion behavior," *Revista de Metalurgia*, vol. 55, no. 1, 2019.
- [82] E. Rodríguez, J. Stella, A. Ruiz, G. Fargas, and A. Mateo, "Characterization of microstructural changes in a duplex stainless steel using spectral analysis and conventional ultrasonic techniques," *Materials Testing*, vol. 53, no. 9, pp. 564-571, 2011.
- [83] A. Ruiz, N. Ortiz, H. Carreón, and C. Rubio, "Utilization of ultrasonic measurements for determining the variations in microstructure of thermally degraded 2205 duplex stainless steel," *Journal of Nondestructive Evaluation*, vol. 28, pp. 131-139, 2009.

Karla Ivett Vega Nava

EFFECTO DE LA MICROESTRUCTURA SOBRE LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE UN ACERO Fe-0.2C-1.75Mn-0.5Si-1A

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:429465480

Fecha de entrega

12 feb 2025, 11:02 a.m. GMT-6

Fecha de descarga

12 feb 2025, 11:05 a.m. GMT-6

Nombre de archivo

EFFECTO DE LA MICROESTRUCTURA SOBRE LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE UN ACERO Fe-0.2....pdf

Tamaño de archivo

3.6 MB

85 Páginas

21,282 Palabras

116,437 Caracteres

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



A quien corresponda,

Por este medio, quien abajo firma, bajo protesta de decir verdad, declara lo siguiente:

- Que presenta para revisión de originalidad el manuscrito cuyos detalles se especifican abajo.
- Que todas las fuentes consultadas para la elaboración del manuscrito están debidamente identificadas dentro del cuerpo del texto, e incluidas en la lista de referencias.
- Que, en caso de haber usado un sistema de inteligencia artificial, en cualquier etapa del desarrollo de su trabajo, lo ha especificado en la tabla que se encuentra en este documento.
- Que conoce la normativa de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, en particular los Incisos IX y XII del artículo 85, y los artículos 88 y 101 del Estatuto Universitario de la UMSNH, además del transitorio tercero del Reglamento General para los Estudios de Posgrado de la UMSNH.

Datos del manuscrito que se presenta a revisión		
Programa educativo	MAESTRIA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES	
Título del trabajo	EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA SOBRE LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE UN ACERO Fe-0.2C-1.75Mn-0.5Si-1Al MULTIFASICO Y SU EVALUACIÓN POR ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	KARLA IVETT VEGA NAVA	1234584b@umich.mx
Director	ARIOSTO MEDINA FLORES	ariosto.medina@umich.mx
Codirector	J. SERGIO PACHECO CEDEÑO	spacheco_i
Coordinador del programa	TZARARA LÓPEZ LUKE	tzarara@umich.mx

Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Asistencia en la redacción	NO	

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

Coordinación General de Estudios de Posgrado
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo



Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Traducción al español	SI	TRADUCCION DE PALABRAS TECNICAS DE INGLES A ESPAÑOL
Traducción a otra lengua	NO	
Revisión y corrección de estilo	NO	
Análisis de datos	NO	
Búsqueda y organización de información	NO	
Formateo de las referencias bibliográficas	NO	
Generación de contenido multimedia	NO	
Otro		

Datos del solicitante	
Nombre y firma	KARLA IVETT VEGA NAVA
Lugar y fecha	MORELIA MICH; 11-02-2025