



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**

**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN
EN METALURGIA Y MATERIALES**

**PROGRAMA DE MAESTRÍA EN
METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES**

*“Evaluación electroquímica y detección por ensayos
no destructivos de un acero multifásico sensible al efecto de transformación
inducida por deformación.”*

**Tesis que para obtener el Grado de
Maestra en Metalurgia y Ciencias de los Materiales presenta:**

Ing. Martha Yunuen León Aguilar

Director de Tesis

Dr. Ariosto Medina Flores

Co - director

Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas

Morelia, Michoacán, Octubre 2025



Morelia Mich., 27 de junio de 2025

ING. MARTHA YUNUEN LEÓN AGUILAR

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 Maestro en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada "*Evaluación Electroquímica y Detección por Ensayos no Destructivos de un Acero Multifásico Sensible al Efecto de Transformación Inducida por Deformación*", le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

02000334	Dr. Ariosto Medina Flores	Director de tesis
03003795	Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas	Co-director
02001578	Dra. Ena Athenea Aguilar Reyes	Vocal
91002524	Dr. Gerardo Antonio Rosas Trejo	Vocal
97003948	Dr. Alberto Ruiz Marines	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.

UMSNH



Dr. Ariosto Medina Flores
Director

DIRECCION
Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales
Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

#HumanistaPorSiempre

***“Evaluación electroquímica y detección por ensayos
no destructivos de un acero multifásico sensible al efecto de transformación
inducida por deformación.”***

AGRADECIMIENTOS

A la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECHTI) por la beca otorgada durante la realización del presente proyecto de investigación.

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo por abrirme las puertas a una de las mejores universidades del país, brindando un entorno cálido, cultural y deportivo permitiéndome sentir el orgullo nicolaíta, así también agradezco al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales por su aceptación durante mi estancia y así como la prestación de sus diversos servicios e instalaciones.

A mis asesores por su apoyo y confianza mostrada, Dr. Ariosto Medina Flores y al Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas por abrir sus puertas, brindar apoyo durante mi estancia y permitirme formar parte de su equipo de trabajo.

A mi grupo de trabajo por todo su apoyo, confianza, consejos brindados y convivencias a Valdemar y Victor.

Agradezco especialmente al Dr. Luis Alberto Hernández por todo lo compartido, sus enseñanzas y su apoyo dentro y fuera del laboratorio.

Por último, agradezco a mi familia principal y familia más cercana por el apoyo mostrado durante todas y cada una de mis metas, siendo mi pilar, confort y motivación siempre, agradezco su confianza.

DEDICATORIA

*Para mis padres que me han dado todo,
Gloria Rocío y José Luis les estoy inmensamente agradecida.*

ÍNDICE GENERAL

AGRADECIMIENTOS.....	4
DEDICATORIA	5
ÍNDICE GENERAL.....	6
ÍNDICE FIGURAS	9
ÍNDICE TABLAS	15
GLOSARIO DE TÉRMINOS	16
RESUMEN	17
ABSTRACT.....	18
1.1 Introducción.....	19
1.2 Objetivos.....	20
1.2.1 Objetivo general	20
1.2.2 Objetivos específicos.....	20
1.3 Hipótesis.....	21
1.4 Justificación.....	21
Capítulo 2. Revisión Bibliográfica	22
2.1 Aceros AHSS.....	22
2.2 Aceros doble fase (DP).....	24
2.3 Aceros con transformación inducida por plasticidad (TRIP).....	26
2.2 Aceros de fase compleja (CP).....	27
2.3 Diagramas TTT	28
2.4 Efecto de los elementos de aleación, propiedades principales de las fases presentantes en el efecto TRIP	30
2.5 Metalurgia física de los aceros TRIP.....	34
2.6 Fenómeno TRIP y la adaptación del concepto metalúrgico para aceros de baja aleación.....	34
2.7 Evaluación electroquímica.....	37
2.8 Caracterización no destructiva.....	38
2.9 Corrientes de Eddy.....	39

2.10	Potencial termoelectrico.....	46
2.11	Ultrasonido.....	48
Capítulo 3. Desarrollo experimental		54
3.1	Caracterización inicial.....	55
3.2	Tratamientos térmicos.....	56
3.3	Ruta de tratamiento de alta temperatura.....	56
3.4	Ruta de tratamiento convencional.....	57
3.5	Caracterización por técnicas convencionales MO, MEB, DRX y EBSD.....	58
3.7	Microscopia Electrónica de Barrido.....	61
3.8	Difracción de Rayos X.....	62
3.9	Difracción por Electrones Retrodispersados (EBSD).....	64
3.10	Análisis por las técnicas END.....	66
3.10.1	Potencial Termoelectrico (TEP).....	66
3.10.2	Corrientes de Eddy (EC).....	68
3.10.3	Ultrasonido (UT).....	70
3.11	Evaluación corrosiva.....	71
3.12	Cálculo de las constantes electroquímicas y velocidades de corrosión por medio de la extrapolación de Tafel.....	72
Capítulo 4. Resultados y discusión		75
4.1	Microscopía Óptica.....	75
4.2	Cuantificación de fases por DRX	78
4.3	Difracción de electrones retrodispersados (EBSD).....	80
4.4	Evaluación no destructiva (END)	85
4.4.1	Potencial termoelectrico	85
4.4.2	Evaluación por corrientes de Eddy (EC).....	88
4.4.3	Ángulo de fase	88
4.4.4	EC Modo sonda pan cake.	91
4.4.5	Medición de la conductividad eléctrica por la técnica de caída de potencial de cuatro puntas (ACPD)	92
4.4.6	Evaluación de la precisión en las mediciones sobre la conductividad eléctrica	95

4.4.7	Modelo empírico para la relación entre conductividad eléctrica y tamaño de grano	96
4.4.8	Evaluación por Ultrasonido	98
4.4.9	Birrefringencia y atenuación ultrasónica	100
4.5	Evaluación Corrosiva.....	102
4.5.1	Curvas Potenciodinámicas.....	104
4.5.2	Espectroscopía de Impedancia electroquímica (EIS).....	106
4.5.3	Resistencia lineal a la polarización:	108
4.5.4	Evaluación por MEB para muestras corroídas.....	109
4.5.5	Potencial termoeléctrico para muestras corroídas.....	121
4.5.6	Corrientes de Eddy para muestras corroídas	122
4.5.7	Análisis estadístico relación ente velocidad de corrosión y tamaño de grano	123
Capítulo 5.	Conclusiones	125
	Recomendaciones y trabajo a futuro	127
	Referencias Bibliográficas	128
	Anexos.....	135

ÍNDICE FIGURAS

Fig. 2. 1 Diagrama de burbujas empleada para la clasificación de aceros en el sector automotriz, OICA [3].....	23
Fig. 2. 2 Imágenes obtenidas por MEB para acero DP [45].....	24
Fig. 2. 3 Microestructura de un acero DP después de una deformación real por MO x200, se observa la deformación sobre la martensita temperada a 400°C en la condición II, mientras la condición I exhibe una martensita sin temperar. [37].....	25
Fig. 2. 4 Representación esquemática y micrografía de un acero TRIP MO x200, reactivo empleado Nital, cortesía del autor.	26
Fig. 2. 5 Representación esquemática de los elementos presentes en la microestructura de un acero CP [45].....	27
Fig. 2. 6 Diagrama TTT para un acero con un contenido de 0.4% de Carbono wt%. [79]	28
Fig. 2. 7 Diagrama TTT explicación de su formación para el entendimiento de los mismos[68]	29
Fig. 2. 8 Nucleación y crecimiento de la Austenita en un acero 1080 por efecto de TTT.[68] 31	
Fig. 2. 9 Efecto del contenido de carbono sobre el volumen de Austenita Retenida[68].....	32
Fig. 2. 10 Sistema CMnSiAlP para aceros asistidos TRIP y los efectos de adición entre la variación de elementos [33].....	33
Fig. 2. 11 Esquema del efecto TRIP; los círculos negros son designados a la transformación realizada por la austenita retenida en Martensita.[37].....	35
Fig. 2. 12 Etapas de enriquecimiento potencial para la Austenita con el Carbono durante el procesamiento convencional de aceros TRIP. [64].....	36
Fig. 2. 13 Esquematización para la evaluación no destructiva por EC en muestra con defectos superficiales [16]	39
Fig. 2. 14 Ilustración esquemática del transformador de Faraday[16]	41
Fig. 2. 15 a) Inducción del efecto electromagnético para la formación de las corrientes de Eddy sobre una placa conductora, b) Ilustración de la inspección por EC. [26].....	42
Fig. 2. 16 Plano de impedancia eléctrica formado por EC.....	43
Fig. 2. 17 Representación esquemática de la configuración del pin en la técnica de cuatro puntas para ACPD[28].....	44
Fig. 2. 18 Ilustración de la sección transversal de un conductor bajo el efecto piel	45
Fig. 2. 19 Representación del circuito abierto entre los metales disimiles para generar el efecto Seebeck [24]	46
Fig. 2. 20 Esquematización para efecto Seebeck, se muestra la formación del circuito eléctrico equivalente.....	47
Fig. 2. 21 Potencial de Seebeck para diversos metales puros [30].....	48
Fig. 2. 22 Elementos presentes en un transductor ultrasónico [52].....	49

Fig. 2. 23 Clasificación de ondas ultrasónicas a) Ilustración onda ultrasónica longitudinal, b) Onda ultrasónica del tipo transversal o de corte. [48]	49
Fig. 2. 24 Efecto de la anisotropía en a) Cu y b) Zirconia cúbica se observa el efecto de la orientación cristalina y su contribución con la velocidad ultrasónica y como esta puede diferir en base a su orientación cristalina.[75].....	50
Fig. 2. 25 Configuración geométrica para la medición de la birrefringencia. (Nagy, P.B. Notas clase).....	51
Fig. 2. 26 División de la señal en componentes rápidos y lentos cuando la dirección de polarización está entre las direcciones “puras” debido a la birrefringencia. [21]	52
Fig. 2. 27 Ilustración del efecto de atenuación sobre las ondas ultrasónicas propagadas en un material [46]	52
Fig. 2. 28 Efecto de la atenuación ultrasónica sobre los ecos obtenidos en un material metálico.	53
Fig. 3. 1 Diagrama de desarrollo experimental, se muestra la secuencia empleada para su ejecución.....	54
Fig. 3. 2 Diagrama TTT obtenido por software Jmat Pro para el acero 00-1020.....	56
Fig. 3. 3 Diagrama TTT para la ruta de tratamiento térmico A0, se ilustran etapas presentes de transformación sobrepuestas en el diagrama.	57
Fig. 3. 4 Diagrama TTT para la ruta de tratamiento térmico convencional o B0, en ella se observan las dos etapas de transformación importantes.	58
Fig. 3. 5 Microscopio óptico Zeiss primo star 1, disponible en el IIMM.....	59
Fig. 3. 6 Microscopio electrónico de barrido Jeol JMS-7000F.....	59
Fig. 3. 7 Micrografía óptica a 20X obtenida para la estimación de fases transformadas por análisis de imagen.....	60
Fig. 3. 8 Aplicación de mascara de contraste para el ajuste de fases transformadas en las condiciones tratadas térmicamente.....	60
Fig. 3. 9 Obtención del volumen de fases transformadas por estimación sobre las micrografías ópticas obtenidas para cada condición.....	61
Fig. 3. 10 Micrografías electrónicas de barrido para las condiciones de estudio, se observa la misma magnificación empleada en cada condición.	61
Fig. 3. 11 Equipo de Difracción de Rayos X Bruker®, equipo disponible en la UNAM campus Morelia.	62
Fig. 3. 12 Patrón de difracción obtenido para una de las condiciones tratadas térmicamente, se muestra uso de los resultados mostrados a través del software de Bruker®	63
Fig. 3. 13 Mapa patrón de calidad para muestra evaluada por EBSD, mapa obtenido de forma automática por medio del sistema Argus.....	64

Fig. 3. 14 Mapa de fases, en ella se identifican las fases presentes para cada condición de evaluación asociándose un color distintivo de cada fase.....	65
Fig. 3. 15 Mapa de granos, se ilustra la distribución de granos presentes en la zona de construcción para el mapa EBSD, las tonalidades mostradas son asociadas a las direcciones de crecimiento para cada grano.	66
Fig. 3. 16 Equipo de potencial termoeléctrico Thermo-Sorter Walker Scientific.	66
Fig. 3. 17 Esquema de medición de la técnica PTE sobre la superficie del acero en evaluación también es ilustrado un circuito eléctrico equivalente formado entre las puntas y el material.	67
Fig. 3. 18 Monitoreo empleado sobre el control de temperatura para la punta caliente, se observa la temperatura fija para la evaluación por PTE.....	67
Fig. 3. 19 Equipo Nortec 500D, marca OLYMPUS disponible en el IIMM.	68
Fig. 3. 20 Sonda tipo pan cake para EC, mono frecuencia.....	68
Fig. 3. 21 Sonda tipo lápiz multifrecuencia para EC.....	69
Fig. 3. 22 Plano de impedancia mostrado en el la pantalla del equipo, se observan la frecuencia empleada para obtención de las señales óptimas para cada condición tratada térmicamente y los aceros empleados para calibración del equipo, se sobrepone los cuadrantes con el objetivo de establecer el aumento en la conductividad eléctrica.	69
Fig. 3. 23 Medición de la conductividad eléctrica por medio de la sonda de mono frecuencia tipo pan cake.	70
Fig. 3. 24 Osciloscopio LeCroy Wave Surfer, equipo disponible en el laboratorio de END – IIMM.	70
Fig. 3. 25 Potenciostato GillAC, empleado para las pruebas electroquímicas.	71
Fig. 3. 26 Arreglo para celda de tres electrodos para las pruebas de corrosión.....	72
Fig. 3. 27 Curva potenciodinámica, en ella se ilustra la extrapolación de Tafel dónde de forma gráfica son obtenidas los valores de las constantes electroquímicas de interés.	73
Fig. 3. 28 Curva potenciodinámica para una de las condiciones de evaluación se ilustra la obtención de las constantes electroquímicas involucradas en la corrosión por medio del software Analysis.....	73
Fig. 3. 1 Diagrama de desarrollo experimental, se muestra la secuencia empleada para su ejecución.	54
Fig. 3. 2 Diagrama TTT obtenido por software Jmat Pro para el acero 00-1020.....	56
Fig. 3. 3 Diagrama TTT para la ruta de tratamiento térmico A0, se ilustran etapas presentes de transformación sobrepuestas en el diagrama.	57
Fig. 3. 4 Diagrama TTT para la ruta de tratamiento térmico convencional o B0, en ella se observan las dos etapas de transformación importantes.	58
Fig. 3. 5 Microscopio óptico Zeiss primo star 1, disponible en el IIMM.....	59
Fig. 3. 6 Microscopio electrónico de barrido Jeol JMS-7000F.....	59

Fig. 3. 7 Micrografía óptica a 20X obtenida para la estimación de fases transformadas por análisis de imagen.....	60
Fig. 3. 8 Aplicación de mascara de contraste para el ajuste de fases transformadas en las condiciones tratadas térmicamente.....	60
Fig. 3. 9 Obtención del volumen de fases transformadas por estimación sobre las micrografías ópticas obtenidas para cada condición.....	61
Fig. 3. 10 Micrografías electrónicas de barrido para las condiciones de estudio, se observa la misma magnificación empleada en cada condición.	61
Fig. 3. 11 Equipo de Difracción de Rayos X Bruker®, equipo disponible en la UNAM campus Morelia.	62
Fig. 3. 12 Patrón de difracción obtenido para una de las condiciones tratadas térmicamente, se muestra uso de los resultados mostrados a través del software de Bruker®.....	63
Fig. 3. 13 Mapa patrón de calidad para muestra evaluada por EBSD, mapa obtenido de forma automática por medio del sistema Argus.	64
Fig. 3. 14 Mapa de fases, en ella se identifican las fases presentes para cada condición de evaluación asociándose un color distintivo de cada fase.....	65
Fig. 3. 15 Mapa de granos, se ilustra la distribución de granos presentes en la zona de construcción para el mapa EBSD, las tonalidades mostradas son asociadas a las direcciones de crecimiento para cada grano.	66
Fig. 3. 16 Equipo de potencial termoelectrico Thermo-Sorter Walker Scientific.	66
Fig. 3. 17 Esquema de medición de la técnica PTE sobre la superficie del acero en evaluación también es ilustrado un circuito eléctrico equivalente formado entre las puntas y el material.....	67
Fig. 3. 18 Monitoreo empleado sobre el control de temperatura para la punta caliente, se observa la temperatura fija para la evaluación por PTE.....	67
Fig. 3. 19 Equipo Nortec 500D, marca OLYMPUS disponible en el IIMM.	68
Fig. 3. 20 Sonda tipo pan cake para EC, mono frecuencia.	68
Fig. 3. 21 Sonda tipo lápiz multifrecuencia para EC.....	69
Fig. 3. 22 Plano de impedancia mostrado en el la pantalla del equipo, se observan la frecuencia empleada para obtención de las señales óptimas para cada condición tratada térmicamente y los aceros empleados para calibración del equipo, se sobrepone los cuadrantes con el objetivo de establecer el aumento en la conductividad eléctrica.	69
Fig. 3. 23 Medición de la conductividad eléctrica por medio de la sonda de mono frecuencia tipo pan cake.....	70
Fig. 3. 24 Osciloscopio LeCroy Wave Surfer, equipo disponible en el laboratorio de END – IIMM.	70
Fig. 3. 25 Potenciostato GillAC, empleado para las pruebas electroquímicas.	71
Fig. 3. 26 Arreglo para celda de tres electrodos para las pruebas de corrosión.....	72
Fig. 3. 27 Curva potenciodinámica, en ella se ilustra la extrapolación de Tafel dónde de forma gráfica son obtenidas los valores de las constantes electroquímicas de interés.	73

Fig. 3. 28 Curva potenciodinámica para una de las condiciones de evaluación se ilustra la obtención de las constantes electroquímicas involucradas en la corrosión por medio del software Analysis.....	73
Fig. 4. 1 Micrografía óptica 50X condición MB.....	75
Fig. 4. 2 Micrografía óptica 50x condición A0 constituida por Ferrita y otras fases.	76
Fig. 4. 3 Micrografía óptica para B0, 50X.	76
Fig. 4. 4 Micrografías ópticas de las condiciones A0 y B0, comparten condiciones de evaluación 100X resolución óptica máxima permisible por equipo Carl Zeiss.	77
Fig. 4. 5 Imágenes de las muestras empleadas en el análisis de imagen para la estimación volumétrica de fases en el acero multifásico.	78
Fig. 4. 6 Patrones de Difracción de Rayos X para las condiciones A0, B0 y MB.....	80
Fig. 4. 7 Micrografías MEB y patrones de calidad obtenidos por EBSD para las condiciones MB, A0 y B0.....	81
Fig. 4. 8 Mapas de fase y granos para las condiciones A0,B0 y MB.	83
Fig. 4. 9 Distribución estadística para los datos obtenidos para el tamaño de grano por EBSD en las condiciones A0, B0 y MB.	84
Fig. 4. 10 Coeficientes diferenciales de Seebeck para las condiciones A0, B0 y MB.	85
Fig. 4. 11 Coeficientes de Seebeck para A0 bajo las diferentes temperaturas empleadas en su evaluación.....	87
Fig. 4. 12 Coeficientes de Seebeck para MB bajo las diferentes temperaturas empleadas en su evaluación.....	87
Fig. 4. 13 Coeficientes de Seebeck para B0 bajo las diferentes temperaturas empleadas en su evaluación.....	88
Fig. 4. 14 Plano de Impedancia eléctrica formado entre la reactancia inductiva X_L y resistencia X_R	89
Fig. 4. 15 Plano de impedancia eléctrica obtenida directamente en el equipo Nortec 500D, de EC para las diferentes especies bajo estudio de conductividad eléctrica.	90
Fig. 4. 16 Gráfica de Frecuencia vs. Conductividad eléctrica en EC para sondas de mono frecuencia tipo pan cake.	91
Fig. 4. 17 Esquema de la técnica ACPD por Nagy y col.[56]	93
Fig. 4. 18 Grafica de conductividad eléctrica por ACPD para MB, A0 y B0 en las frecuencias de inspección de 3 y 6 Hz.....	94
Fig. 4. 19 Valores de conductividad eléctrica por ACPD para todas las condiciones.	95
Fig. 4. 20 Modelo empírico para A0, conductividad eléctrica vs tamaño de grano.	97
Fig. 4. 21 Gráfica modelo empírico para B0, conductividad eléctrica vs tamaño de grano.....	97
Fig. 4. 22 Modelo empírico para MB, conductividad eléctrica vs tamaño de grano.....	98
Fig. 4. 23 Módulo de Young y módulo de corte obtenidos por UT.	99

Fig. 4. 24 Gráfica para los coeficientes de atenuación ultrasónica para las todas las condiciones de estudio.....	99
Fig. 4. 25 Gráfica de coeficientes de Birrefringencia ultrasónica para MB, A0 y B0.....	101
Fig. 4. 26 Celda electroquímica utilizada en la evaluación corrosiva	102
Fig. 4. 27 Diagrama EpH obtenido por software para el sistema bajo evaluación.....	103
Fig. 4. 28 Curvas de polarización potenciodinámica para todas las condiciones, experimento #1.	104
Fig. 4. 29 Curvas de polarización potenciodinámica para todas las condiciones, experimento #2.	105
Fig. 4. 30 Curvas de polarización potenciodinámica para todas las condiciones, experimento #3	105
Fig. 4. 31 Graficas de Nyquist para todas las condiciones	106
Fig. 4. 32 Grafica de Bode para todas las condiciones.	107
Fig. 4. 33 Potencial de corriente de corrosión vs. Densidad de corriente de corrosión.....	108
Fig. 4. 34 Imagen obtenida por MEB a 100X para muestra corroída de la condición A0.	109
Fig. 4. 35 Imagen MEB a 1000x A0 bajo corrosión.....	110
Fig. 4. 36 Resultados del análisis elemental por EDS para A0 corroída 1-3.....	110
Fig. 4. 37 Resultados del análisis elemental por EDS para A0 corroída 2-3.....	111
Fig. 4. 38 Resultados del análisis elemental por EDS para A0 corroída 3-3.....	112
Fig. 4. 39 Mapeos elementales por SE para la condición A0 corroídas muestran las distribuciones elementales sobre la superficie de barrido en la muestra.	113
Fig. 4. 40 Imagen obtenida por MEB a 100x para la condición B0.	114
Fig. 4. 41 Imagen MEB para B0 a 1000X.	114
Fig. 4. 42 Fig. 4. 43 Resultados EDS para B0 región 1.....	115
Fig. 4. 44 Resultados EDS para B0 regiones 1 -2	116
Fig. 4. 45 Resultado EDS zona 5 muestra B0.	116
Fig. 4. 46 Mapeos elementales por SE para la condición B0 corroídas muestran las distribuciones elementales sobre la superficie de barrido en la muestra	117
Fig. 4. 47 Imágenes MEB para la condición MB corroída.....	118
Fig. 4. 48 Resultados elementales por EDS para la condición MB.....	119
Fig. 4. 49 Mapeos elementales por SE para la condición MB corroídas muestran las distribuciones elementales sobre la superficie de barrido en la muestra.	120
Fig. 4. 50 Gráfica de bigotes para potencial termoeléctrico en muestras corroídas bajo diversas condiciones térmicas de evaluación en punta caliente	121
Fig. 4. 51 Indicaciones obtenidas por EC en el plano de impedancia eléctrica tomados directamente de la pantalla del equipo NORTEC 500D.....	122
Fig. 4. 52 Grafica matriz para correlación de Pearson en B0.....	123
Fig. 4. 53 Gráfica matriz para correlación de Pearson en A0.....	124
Fig. 4. 54 Gráfica matriz para correlación de Pearson en MB	124

ÍNDICE TABLAS

Tabla 3. 1 Composición química obtenida por OES para la composición 00-1020.....	55
Tabla 3. 2 Composición química para agua de mar sintética bajo norma ASTM D-1141-98..	72
Tabla 4. 1 Resultados obtenidos a través de técnica de DRX para las condiciones A0, B0 y MB.....	79
Tabla 4. 2 Datos obtenidos por EBSD a través de los mapas de fase y granos	82
Tabla 4. 3 Análisis estadístico para resultado del tamaño de grano obtenidos a través de EBSD	84
Tabla 4. 4 Resultados obtenidos del análisis ANOVA para los datos obtenidos por TEP.	86
Tabla 4. 5 Resultados obtenidos a través del plano de impedancia en EC.	90
Tabla 4. 6 Resultados obtenidos para la determinación del error absoluto en las modalidades de EC	95
Tabla 4. 7 Porcentaje del error en las mediciones de la conductividad eléctrica por EC	96
Tabla 4. 8 Composición química para el agua de mar sintética bajo norma ASTM.	103
Tabla 4. 9 Constantes electroquímicas obtenidas por la extrapolación de Tafel	104

GLOSARIO DE TÉRMINOS

AHSS	Acero de avanzados de alta resistencia	δ	Profundidad de penetración en EC
CP	Aceros complejos	X_L	Reactancia inductiva
TRIP	Aceros con transformación inducida por plasticidad	ΔT	Gradiente térmico
DP	Aceros doble fase	σ	Conductividad eléctrica
RA	Austenita retenida	Ω	Resistencia óhmica
EC	Corrientes de Eddy	μ	Permeabilidad magnética
TTT	Diagrama Tiempo - Temperatura - Transformación	EIS	Espectroscopia de Impedancia Electroquímica
EBSD	Difracción de electrones retrodispersados	%IACS	Conductividad eléctrica bajo el estándar internacional de cobre recocido
END	Ensayos no Destructivos	s	Coefficiente de Seebeck
UT	Evaluación por ultrasonido	MB	Acero bajo condición base
M_s	Martensita	X_R	Resistencia
MEB	Microscopía electrónica de barrido	A0	Acero multifásico tratado por ruta alta
MO	Microscopía óptica	B0	Acero multifásico tratado por ruta baja
TEP	Potencial Termoeléctrico	$ Z $	Módulo de impedancia eléctrica

RESUMEN

El desarrollo de un acero multifásico sensible al efecto TRIP es presentado en este trabajo, en donde se emplearon dos diferentes condiciones de procesamiento térmico para la obtención de aceros multifásicos caracterizados por medio de técnicas convencionales y técnicas no destructivas en la detección y caracterización de materiales. Las fases que componen la microestructura multifásica formada por ferrita, bainita y austenita retenida bajo la evaluación electroquímica de los especímenes obtenidos por tratamiento térmico. Una de las rutas de tratamiento térmico utilizada consistió en el procesamiento convencional disponible para los aceros asistidos para efecto TRIP a partir de un acero convencional bajo carbono, mientras que la ruta alterna propuesta presentó un paso adicional de homogenización durante las etapas de transformación para las fases secundarias a la matriz compuesta de ferrita, causando efectos morfológicos y metalúrgicos significativos para la obtención de las condiciones de estudio nombradas como A0, B0 y MB. La evaluación electroquímica es realizada a través de las pruebas de polarización anódica, impedancia electroquímica y resistencia lineal a la polarización en pruebas de inmersión en laboratorio con un arreglo de celda de tres electrodos utilizando como electrolito el sustituto de agua de mar bajo norma ASTM D1141-98. La evaluación por las técnicas de difracción de rayos X, microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, difracción de electrones retrodispersados, así como también la detección por las técnicas no destructivas de potencial termoeléctrico, corrientes de Eddy y ultrasonido que se llevaron a cabo antes y después de la evaluación electroquímica para la corrosión de los aceros tratados.

Los resultados obtenidos muestran que la condición de mayor resistencia electroquímica fue para A0 y MB, mientras la condición B0 presentó resultados no deseados en su evaluación. La aplicación de la ruta alterna causa efectos favorables para la obtención del acero multifásico sensible al efecto TRIP al no solo tener las fases de interés sino presentar cambios microestructurales que favorecen al acero multifásico durante la evaluación no destructiva permitiendo su detección por las distintas técnicas antes y después de su análisis electroquímico.

Palabras clave: acero multifásico, tratamientos térmicos, técnicas no destructivas, evaluación electroquímica, potencial termoeléctrico, corrientes de Eddy.

ABSTRACT

The development of a multiphase steel sensitive to the TRIP effect is presented in this work, where two different thermal processing conditions are used to obtain multiphase steels characterized by means of conventional techniques and non-destructive techniques in materials characterization. The phases that compose the multiphase microstructure formed by Ferrite, Bainite and Retained Austenite under the electrochemical evaluation of the specimens obtained by heat treatment. One of the heat treatment routes used consists of the conventional processing available for TRIP-aided steels from a conventional low carbon steel, while the alternative route proposed presents an additional homogenization step during the transformation stages for the secondary phases to the Ferrite matrix, causing significant morphological and metallurgical effects for obtaining the study conditions named as A0, B0 and MB. Electrochemical evaluation is performed through anodic polarization, electrochemical impedance, and linear polarization resistance tests in laboratory immersion tests with a three-electrode cell arrangement using seawater as a substitute electrolyte under ASTM D1141-98 standard. Evaluation by x-ray diffraction, optical microscopy, scanning electron microscopy, backscattered electron diffraction techniques as well as detection by non-destructive techniques of thermoelectric potential, eddy currents, and ultrasound are carried out before and after the electrochemical evaluation for corrosion of the treated steels.

The results obtained show that the conditions with the greatest electrochemical resistance are those for A0 and MB, while the B0 condition presents undesirable results in its evaluation. The application of the alternative route produces favorable effects for obtaining multiphase steel sensitive to the TRIP effect, as it not only contains the phases of interest but also presents microstructural changes that favor multiphase steel during non-destructive evaluation, allowing its detection by different techniques before and after electrochemical analysis.

Keywords: Multiphase Steel, Heat Treatments, Non-destructive Techniques, Electrochemical Evaluation, Thermoelectric Potential, Eddy Currents.

Capítulo 1. Introducción

1.1 Introducción

Actualmente México es el 7° productor de vehículos ligeros a nivel global, 6° exportador mundial de vehículos ligeros, 1° proveedor de vehículos y autopartes para Estados Unidos y 4° exportador mundial de vehículos pesados de acuerdo a los valores reportados por organización internacional de comercio automotriz durante el 2024 [2][3]. El sector de manufactura de vehículos ligeros, pesados y tractocamiones es un sector de gran importancia económica para el país representando 0.4% PIB [47]. El sector acerero representa gran importancia al ser el principal proveedor automotriz al suplir los materiales utilizados como materia prima para la fabricación de automotores, autopartes u componentes de gran demanda.

Dentro de las principales características que deben de cumplir los materiales para aplicaciones del sector automotor se encuentran las propiedades de resistencia, durabilidad, ligereza y fácil conformación para alcanzar geometrías complejas, así como también, el beneficio económico que representa un factor de gran relevancia para las partes interesadas. El acero es la aleación de mayor demanda y beneficio industrial debido a las extensas propiedades que este refleja, desde las distintas rutas de fabricación utilizadas para considerarse el material de mayor reciclaje en el mundo [3]. El aumento de las propiedades exhibidas por los aceros continúa siendo de interés para la investigación y desarrollo de nuevos productos y en aplicaciones nuevas para sectores básicos en las sociedades modernas.

Los aceros convencionales CMn, Mild, BH, HSLA, han sido empleados en la construcción de los cuerpos automotrices en primera instancia, sin embargo, es a partir de los últimos 30 años que se han buscado aceros capaces no solo de cumplir con la resistencia, ductilidad y elongación sino también se ha iniciado la inclusión del cuidado ambiental partiendo de la ligereza en sus componentes a fin de reducir el consumo de energías fósiles que afecten al medio ambiente. Los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) forman parte de la solución propuesta por la investigación y desarrollo, debido a las propiedades mecánicas exhibidas por aceros DP, CP, y TRIP, al obtener elevados valores para la resistencia a la tracción, porcentaje de elongación, y excelente conformabilidad en sus valores a través de espesores que van desde un rango de 1.4 a 3.5 mm en espesor [36]. Esta familia de aceros de encuentran posicionados como aleaciones de desarrollo resiente; debido al actual procesamiento a nivel industrial desarrollado en las últimas décadas permitiéndoles ser económicamente viables, así como también por el efecto de la adición de elementos de aleación en la búsqueda de una mayor ligereza.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo general

Obtener un acero multifásico sensible al efecto de transformación inducida por deformación (efecto TRIP)) a través de tratamientos térmicos empleados para su procesamiento y su posterior análisis frente a la corrosión.

1.2.2 Objetivos específicos

1. Lograr la microestructura característica de un acero multifásico sensible al efecto de transformación inducida por deformación (TRIP) en condiciones de alta y baja temperatura.
2. Caracterizar microestructuralmente el acero antes y después de los tratamientos térmicos mediante técnicas de difracción de rayos X, difracción de electrones retrodispersados, microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.
3. Caracterizar la resistencia a la corrosión de los aceros antes y después de los tratamientos térmicos por medio de las técnicas de evaluación electroquímica; curvas potenciodinámicas (Tafel), espectroscopía de impedancia electroquímica (IES) y resistencia a la polarización lineal (LPR) en una solución sintética de agua de mar bajo el estándar ASTM D1141 – 98.
4. Detectar por medio de los ensayos no destructivos (END), corrientes inducidas (EC), potencial termoeléctrico (TEP) y ultrasonido (UT) los cambios microestructurales producidos por efecto de los tratamientos térmicos y de la corrosión.

1.3 Hipótesis

Los cambios provenientes por la aplicación de los tratamientos térmicos sobre la morfología, distribución, tamaño y volumen de las fases austenita y bainita sobre la matriz ferrítica en la obtención de los aceros multifásicos impactarán significativamente el comportamiento frente a la resistencia a la corrosión que podría causar un efecto de corrosión selectiva.

La evaluación no destructiva será sensible a la detección de los cambios causados por los tratamientos térmicos y la corrosión sobre las condiciones de estudio.

1.4 Justificación

Los aceros multifásicos sensibles al efecto TRIP, poseen excepcionales propiedades en resistencia y ductilidad que les permite alcanzar una elevada conformación para geometrías complejas empleadas en la fabricación de las autopartes llegando a ser aleaciones de elevada demanda. Las ventajas que ofrecen las distintas clasificaciones existentes en los sistemas de aleación han permitido posicionar a los aceros TRIP y a los aceros asistidos para el efecto TRIP como objetivos de estudio para la investigación y desarrollo de aplicaciones fuera del ámbito automotriz. La búsqueda de disminución de peso para las aplicaciones aeroespaciales, aumento de la resistencia a la corrosión en ambientes hostiles presentes en las industrias petroquímicas, han permitido crear nuevos modelos de procesamiento para estos aceros. Sin embargo, la investigación se ha cendrado en las propiedades mecánicas de los mismos. El presente trabajo se dirige a presentar una aportación a la información de los aceros multifásicos sensibles al efecto TRIP, a través de la evaluación electroquímica y la detección de cambios por medio de la caracterización no destructiva; contribuyendo a la confiabilidad y el empleo de las técnicas de caracterización no destructivas y su sensibilidad ante los materiales de demanda actual en México.

Capítulo 2. Revisión Bibliográfica

En la presente sección se describen los temas fundamentales relacionados con el desarrollo del presente trabajo de investigación; abordados con la finalidad de proporcionar soporte científico y tecnológico para la ejecución del proyecto de tesis. Entre ellos se encuentra la clasificación existe en los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), la metalurgia de los aceros TRIP, efecto de los elementos de aleación y propiedades principales, descripción de las fases y microconstituyentes: ferrita (α), bainita (α_B), austenita (γ), austenita retenida (RA), martensita (α'). Así como también las rutas de procesamiento para aceros TRIP, comprensión de las técnicas de evaluación electroquímica y la caracterización no destructiva por potencial termoeléctrico (TEP), corrientes de Eddy (EC) y ultrasonido (UT).

2.1 Aceros AHSS

El término AHSS (Aceros Avanzados de Alta Resistencia, AHSS por sus siglas en inglés) es usado generalmente para referirse al conjunto de aceros doble fase (DP), aceros de fase compleja (CP) y aceros TRIP, el cual es mantenido primeramente para clasificar a los aceros multifásicos. Dentro del sector automotriz existen tres designaciones empleadas: designación metalúrgica, en la cual incluye a los aceros de baja resistencia, aceros convencionales de alta resistencia y los tipos de reciente desarrollo pertenecientes a la familia AHSS. La segunda clasificación es de gran importancia para los diseñadores y se encuentra basada en la resistencia a la tracción de los aceros. Por último, el tercer método de clasificación se encuentra basado en las propiedades mecánicas o los parámetros obtenidos durante el procesamiento de los aceros como el porcentaje de elongación total, el exponente de endurecimiento por trabajo o la relación entre la expansión total[13].

La familia de aceros AHSS continúa siendo investigada conforme a los efectos metalúrgicos dominantes y su procesamiento novedoso, brindando nuevas oportunidades de exploración para la investigación y su continuo desarrollo, permitiendo generar una categorización nueva a partir del término AHSS, siendo nombrados como aceros AHSS de primera, segunda y tercera generación. Otros factores influyentes también son la manufactura, durabilidad, calidad, propiedades y costos, los cuales han sido importantes en la mejora y solicitud de los materiales empleados por la industria automotriz, aunado también a los efectos generados para el medio ambiente y la huella de carbono dejada por el ciclo de vida de los automotores; continúan generando el interés sobre el desarrollo, investigación y procesamiento de nuevos grados de aceros de alta resistencia[45].

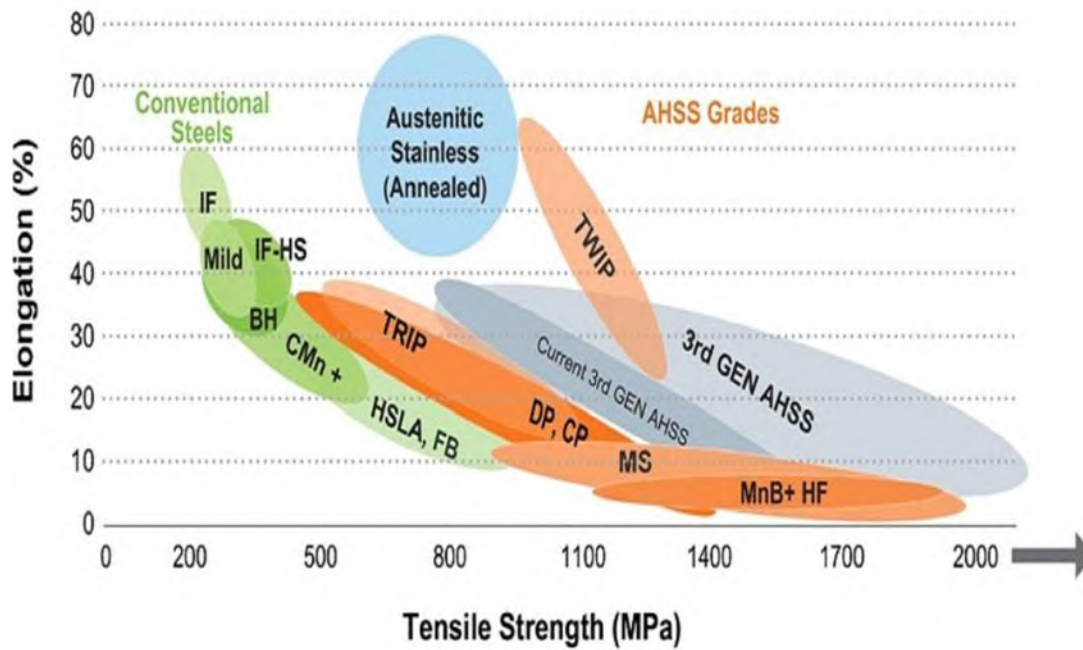


Fig. 2. 1 Diagrama de burbujas empleada para la clasificación de aceros en el sector automotriz, OICA [3]

La designación metalúrgica proporciona información sobre la composición, procesamiento y microestructura del acero, siendo remarcables las propiedades mecánicas presentadas por estos aceros como resultado único para su procesamiento y microestructura, la Fig. 2. 1 muestra un diagrama de burbujas empleado para la clasificación de aceros para la fabricación de automotores, no solo presenta la clasificación metalúrgica sino también la utilizada en base a sus propiedades mecánicas como la resistencia a la tensión y porcentaje de elongación resolviendo dos distintas necesidades automotrices; primeramente una elevada formabilidad al lograr alcanzar espesores de hasta 1.5 mm en la placa metálica para geometrías complejas y en segunda una elevada resistencia a la tensión para la fabricación de componentes críticos en los vehículos [36]

2.2 Aceros doble fase (DP)

Como su nombre lo indica este tipo de aceros presenta dos fases cristalinas en su microestructura caracterizada por una elevada combinación entre resistencia y formabilidad que influye en una elevada resistencia obtenida por endurecimiento, una elevada uniformidad en su elongación, y un bajo coeficiente de relación entre el límite elástico y resistencia a la tensión. La combinación entre la Ferrita y Martensita ha permitido que estos aceros hayan sido la primera clasificación empleada de la familia AHSS, su empleo continúa siendo requerido en la fabricación de automotores. Comparte con los aceros TRIP parte de su procesamiento de fabricación especialmente la etapa del recocido intercrítico, en donde coexisten las fases formadoras de la matriz (ferrita + austenita), donde esta última transformara a las fases secundarias para los aceros DP (ferrita + martensita). En la Fig. 2. 2 se muestran imágenes obtenidas por MEB de la microestructura convencional de los aceros DP. [37]

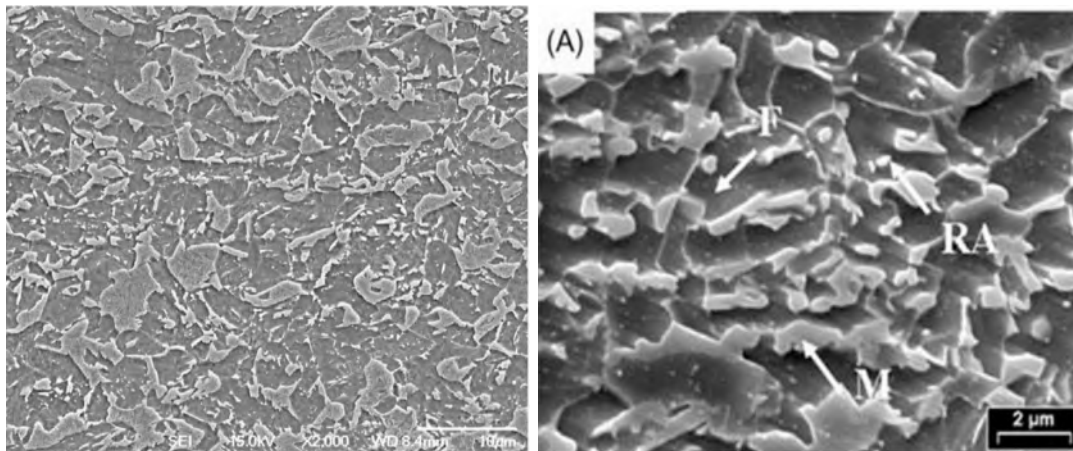


Fig. 2. 2 Imágenes obtenidas por MEB para acero DP [45]

La presencia de una elevada resistencia es asociada a la presencia de islas de martensita en una matriz de ferrita dúctil obteniendo una microestructura heterogénea similar a un material compuesto. Las propiedades de la aleación serán obtenidas por medio de la regla para las mezclas asumiendo la presencia de dos fases, como se muestra en la ecuación 2.1.

$$\sigma_c = \sigma_1 V_1 + \sigma_2 V_2 \dots\dots\dots (2.1)$$

En donde σ_c , σ_1 y σ_2 son las resistencias del compuesto y cada uno de las dos fases, respectivamente con su fracción en volumen, ver ecuación 2.2

$$V_1 + V_2 = 1 \dots\dots\dots (2.2)$$

Para distribuciones al azar de partículas de elevada dureza en una matriz suave, como es el caso de los aceros DP, una alternativa mecánica intermedia tomara lugar, haciendo que la fase suave sea la que presente una mayor deformación con respecto a la fase dura, consecuentemente los esfuerzos en la fase de mayor dureza serán menores que el promedio de los esfuerzos sobre la mezcla. Un ejemplo claro de las propiedades mencionadas es presentado a través de la Fig. 2. 3 en ella se observan los efectos causados en un acero DP bajo deformación.

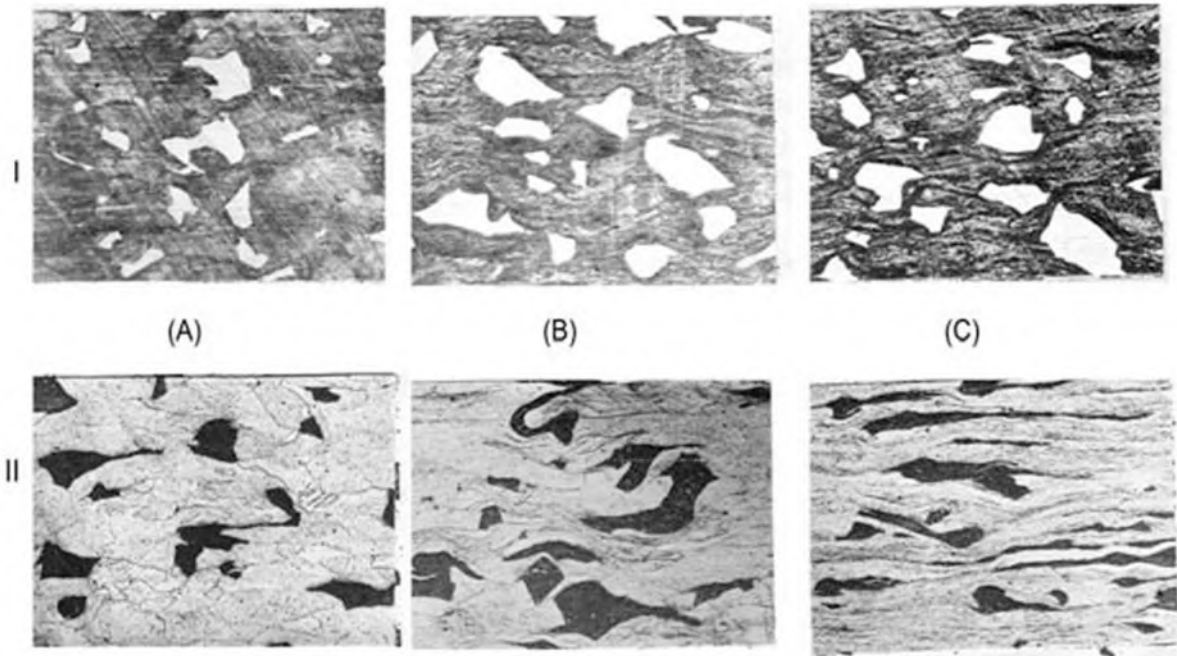


Fig. 2. 3 Microestructura de un acero DP después de una deformación real por MO x200, se observa la deformación sobre la martensita temperada a 400°C en la condición II, mientras la condición I exhibe una martensita sin temperar. [37]

2.3 Aceros con transformación inducida por plasticidad (TRIP)

Los aceros con transformación inducida por plasticidad (Transformation- induced plasticity) se encuentran presentes en los aceros avanzados de alta resistencia, su particular nombre es el acrónimo correspondiente al fenómeno de transformación inducida que presentan al ser sometidos a esfuerzos superiores a la cedencia causando una transformación de fase en estado sólido y sin efecto del incremento de la temperatura, la aplicación de este esfuerzo provocara que la austenita retenida experimente un cambio de estructura fcc a un bcc distorsionada por la aplicación de esfuerzos compresivos, normalmente estos esfuerzos son aplicados de manera externa durante su procesamiento en la obtención de piezas cruciales en el cuerpo que forma a los automóviles. La norma ASTM establece los criterios en donde son denominados dentro de la clasificación de los aceros TRIP, partiendo de aceros multifásicos compuestos por fases y microconstituyentes característicos [4].

La microestructura característica de los aceros TRIP está establecida por la presencia de las fases ferrita, islas de austenita retenida, limitado contenido de martensita y la presencia del microconstituyente bainita, sin embargo de acuerdo a la literatura estudiada en estos aceros es muy común encontrar bainita libre de carburos de hierro por efecto de los diferente elementos de aleación como el Silicio y el Aluminio, que han mostrado tener un efecto retardador en la cinética de formación para dichos carburos. En la Fig. 2. 4 se muestra un esquema sobre la microestructura usual de los aceros TRIP.

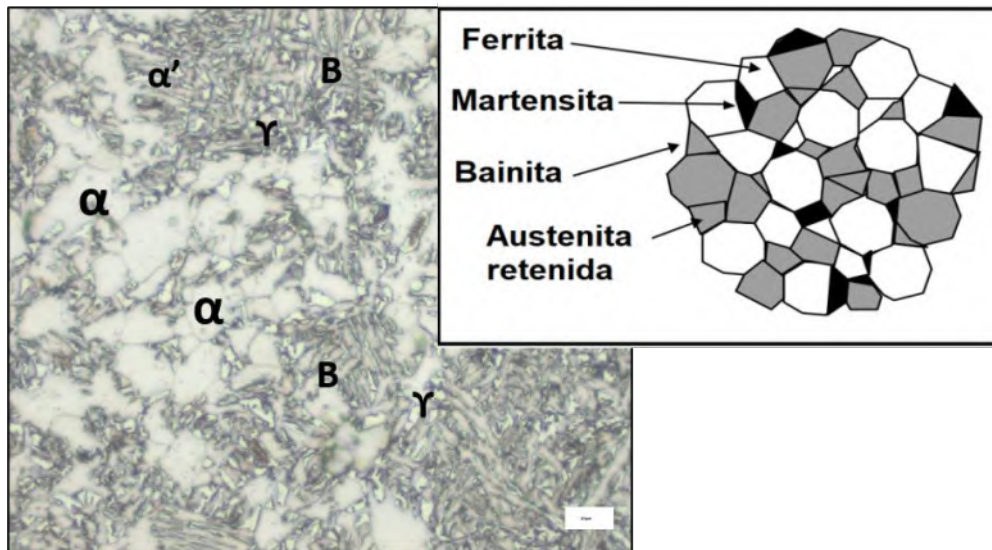


Fig. 2. 4 Representación esquemática y micrografía de un acero TRIP MO x200, reactivo empleado Nital, cortesía del autor.

2.2 Aceros de fase compleja (CP)

Los aceros CP tipifican la transición entre aceros de ultra alta resistencia con otras de las clasificaciones de aceros AHSS empleados por la industria automotriz, la microestructura de este tipo de aceros es comparada con la de los aceros TRIP, en la cual ambos poseen contenidos de austenita retenida, caracterizada por una mezcla de ferrita, bainita, y un limitado contenido de martensita (Ver Fig. 2. 5 se esquematiza la microestructura de los aceros CP). El contenido de carbono para estos aceros usualmente se encuentra en un rango $<0.15\%$ en peso y emplea cantidades similares de otros elementos de aleación como Si, Al y Mn; adicionalmente de pequeñas adiciones de Nb, Ti y V con el objetivo de lograr la formación de carburos y carbonitruros logrando reforzar la resistencia de la matriz. Típicamente estos aceros no poseen austenita retenida sin transformar en su microestructura, debido a su inherente complejidad microestructural ocasionado una extrema dificultad al lograr la distinción entre la matriz y la fase secundaria.

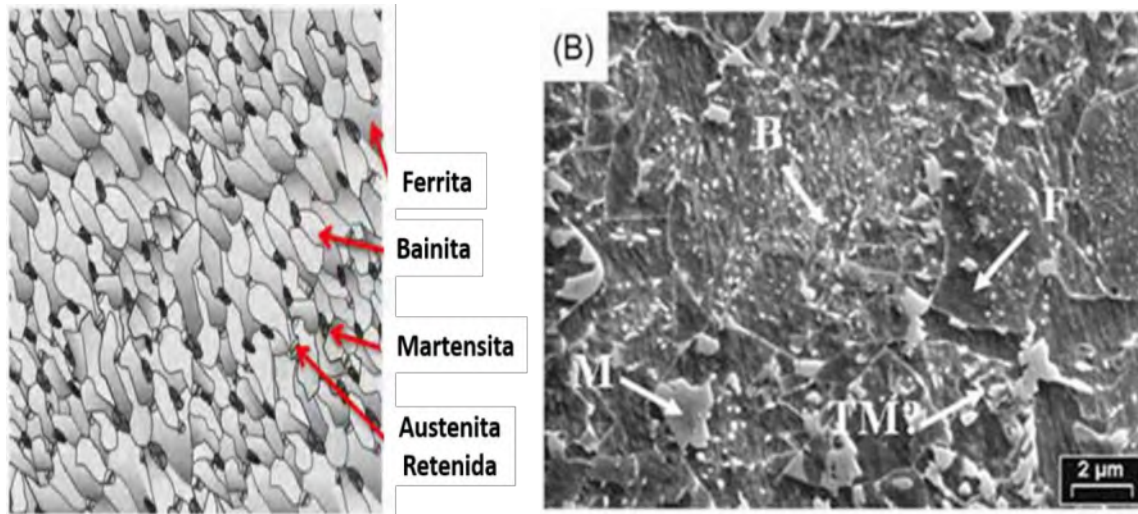


Fig. 2. 5 Representación esquemática de los elementos presentes en la microestructura de un acero CP [45]

2.3 Diagramas TTT

La formación de las fases o microconstituyentes han sido estudiadas por décadas en detalle y han sido presentadas mayoritariamente por medio de gráficas en base a grados de acero específicos en su composición química refiriéndose a los mismos como diagramas TTT (Tiempo - Temperatura – Transformación). Dichos diagramas son construidos en base a datos obtenidos experimentalmente de las transformaciones de fase de los especímenes de acero a temperatura constante como es descrito en la Fig. 2. 6. El cambio de fase toma lugar a una determinada temperatura y es dependiente sobre la formación de un núcleo y crecimiento de las fases concernientes [68]

En la Fig. 2. 6 se ilustra como se han construido los diagramas TTT para una composición específica de aceros al carbono, en ella se ilustran las transformaciones de fase consideradas desde el diagrama de equilibrio para el sistema Fe-Fe₃C a partir de una temperatura de 850°C, para el diagrama TTT se observa un medio de enfriamiento con una elevada rapidez de enfriamiento para alcanzar la transformación total en la fase Martensita sin cruzar ninguna de las otras curvas de transformación disponibles, en la Fig. 2. 7 se ilustran los fenómenos que se presentan al cruzar dichas curvas.

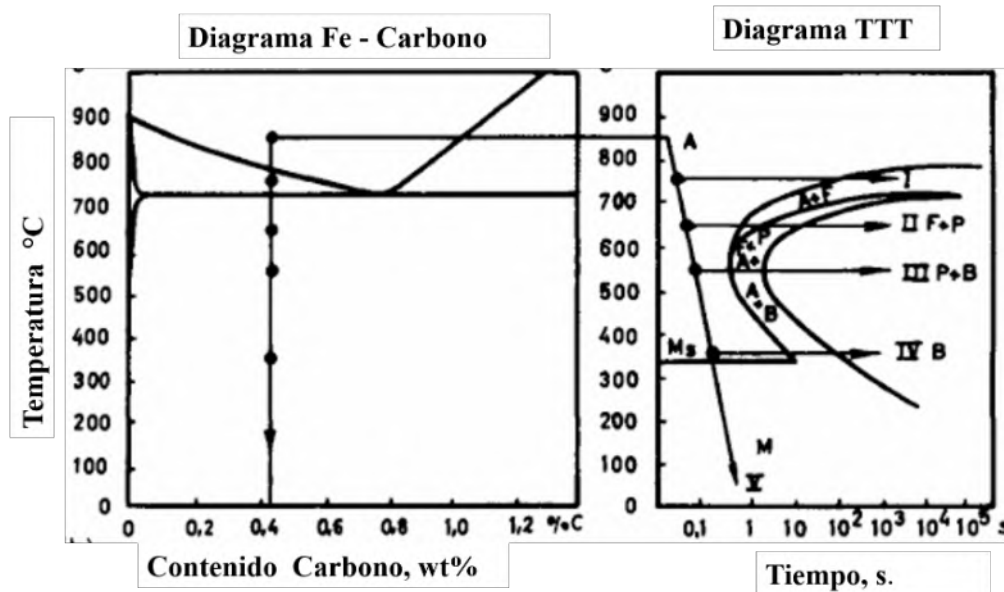


Fig. 2. 6 Diagrama TTT para un acero con un contenido de 0.4% de Carbono wt%. [79]

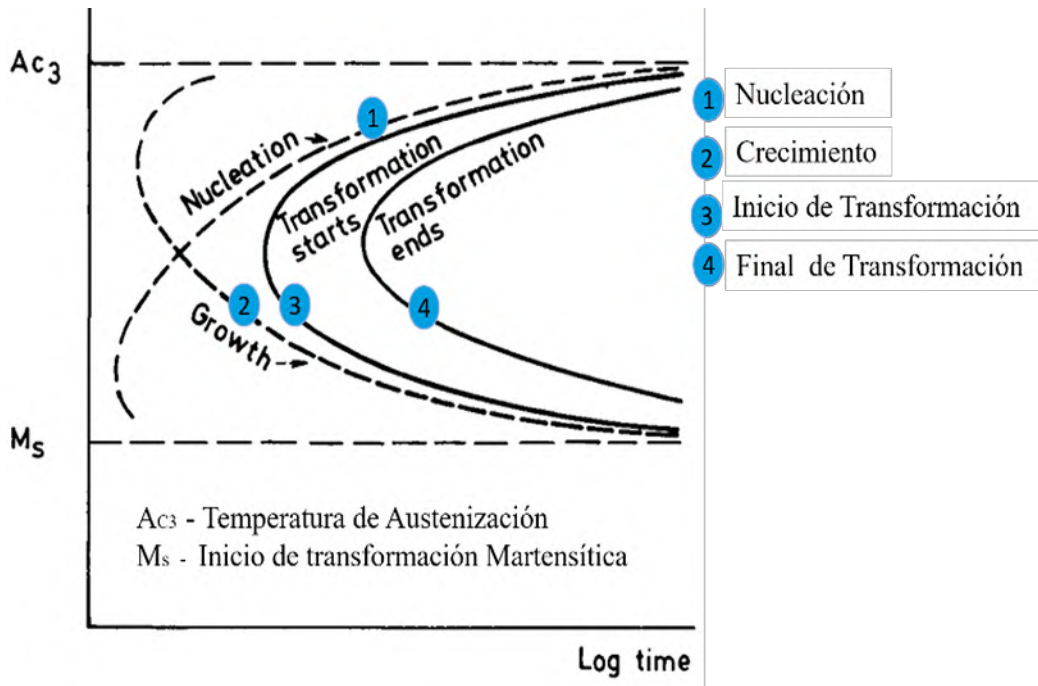


Fig. 2. 7 Diagrama TTT explicación de su formación para el entendimiento de los mismos[68]

Los fenómenos presentes durante la transformación de fase son ilustrados por medio de la Fig. 2. 7 son descritos la nucleación y crecimiento (zonas 1 y 2 de la figura antes mencionada) en estado sólido para la transformación por medio del diagrama TTT, mientras que las zonas (3 y 4) corresponden al inicio y finalización de transformación correspondientes a la fase de equilibrio bajo transformación. En los diagramas TTT son presentados solamente los inicios y finalizaciones de las fases de transformación de interés para su aplicación, en caso de considerar algunos otros elementos como las velocidades de enfriamiento bajo diversos medios enfriantes el diagrama TTT, para a convertirse a otro diagrama llamado CCT, que por sus siglas en ingles corresponde a los diagramas de enfriamiento continuo.[68]

2.4 Efecto de los elementos de aleación, propiedades principales de las fases presentantes en el efecto TRIP

En los elementos de aleación presentes en los aceros asistidos para el efecto TRIP destacan cuatro elementos principales por los efectos que estos causan al sistema Fe-C en donde su presencia impactara directamente sobre la cantidad de Austenita retenida y las propiedades finales de los aceros tanto las propiedades mecánicas como las propiedades que presente la aleación durante el galvanizado por inmersión en caliente y la adherencia sobre la capa del mismo. Recordando los efectos principales de los elementos de aleación y los residuales sobre las propiedades físicas del acero se encuentran:

- Mejora de la resistencia a la tensión sin una disminución apreciable sobre la ductilidad
- Mejora sobre la tenacidad
- Incremento sobre la dureza permisible durante el endurecimiento de secciones grandes
- Mejora en la resistencia al desgaste, y corrosión
- Disminución del tamaño de grano presente en el acero.

Son algunas de las propiedades beneficiadas por el efecto de la adición como elementos aleantes sobre el acero al carbono. Los efectos específicos de los elementos Si, Al, Mn y P son descritos con mayor detalle.

Manganeso, Mn: esta normalmente presente en todos los aceros comerciales, su presencia es asociada a la fabricación del acero, presenta un reconocido efecto estabilizador sobre la Austenita, previniendo la formación de Perlita, así como también presenta un efecto retardante para la transformación bainítica. [32]

Silicio, Si: es uno de ellos principales desoxidantes utilizados en la fabricación de aceros, además de presentar un comportamiento detrimental sobre la calidad de la superficie de aceros bajo carbono al presentar una marcada tendencia a segregarse, mientras que causa un incremento significativo en la resistencia de la Ferrita. [32]

Aluminio, Al: es empleado como agente desoxidante y elemento de control para el tamaño de grano adicionado bajo cantidades específicas, así como también ayuda en el control del crecimiento del grano durante los tratamientos térmicos del acero bajo carbono. [32]

Fosforo, P: se presenta de forma residual y comúnmente considerado como elemento indeseable al tratarse de una impureza durante el proceso de fabricación, incrementa la resistencia y dureza de los aceros, pero afecta severamente la ductilidad y la tenacidad al disminuirlas a valores no deseados, además de incrementar la susceptibilidad a la fragilidad por temple en aceros medio carbono.[32]

Ferrita, α

Es una fase presente en los aceros con una celda cristalina unitaria del tipo BCC, formada entre átomos de hierro y átomos de carbono en las posiciones intersticiales para la formación de una solución sólida convirtiéndose en cercanamente en hierro puro de allí que sea también conocida como hierro alfa (α) o hierro BCC, caracterizada por ser la fase de menor dureza, pero mayor ductilidad y porcentaje de elongación, durante la aplicación de tratamientos térmicos es la primera fase en formarse posterior a la etapa de homogenización para la Austenita. La solubilidad de la Ferrita a 727°C es limitada hasta un 0.02%. [25]

Austenita, γ

Es una fase metalúrgica presente en los aceros en solución sólida intersticial entre átomos de carbono dentro de una celda cristalina de hierro con un arreglo del tipo FCC, está presente a las temperaturas de 723°C en la región denominada intercrítica coexistiendo con otra fase llamada Ferrita. Esta fase es de gran importancia debido a que forma el inicio de las transformaciones de fase en la búsqueda de mejoras en las propiedades que pueden presentar las aleaciones ferrosas el tamaño de la austenita impactara de forma directa las propiedades futuras de los aceros obtenidos por tratamientos térmicos afectando propiedades como esfuerzo a la tensión, maquinabilidad, ductilidad y endurecimiento. [68]

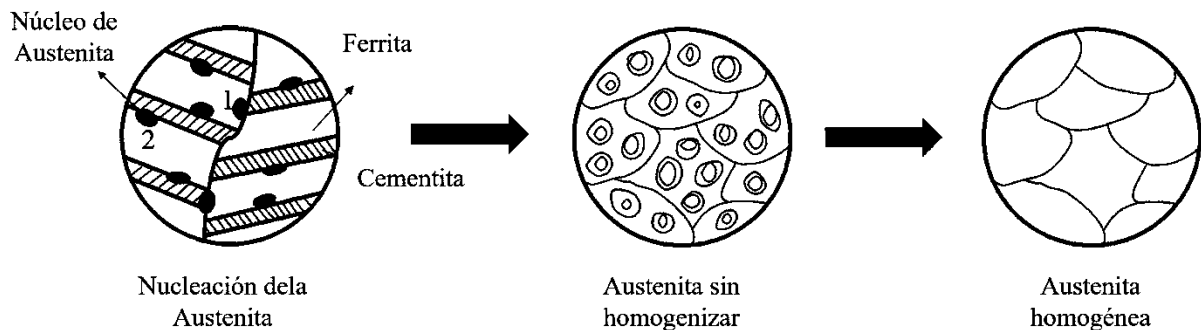


Fig. 2. 8 Nucleación y crecimiento de la Austenita en un acero 1080 por efecto de TTT.[68]

Austenita Retenida, RA

La mayoría de la austenita en un acero eutectoide transformara en martensita a temperatura ambiente durante el temple a temperatura ambiente. La parte sin transformar es llamada austenita retenida (RA) en la Fig. 2. 9 muestra como la cantidad de austenita retenida en un acero sin alear y por debajo de la temperatura ambiente la transformación a martensita continuara. Este método de incremento de la cantidad de martensita es llamado tratamiento subcero.

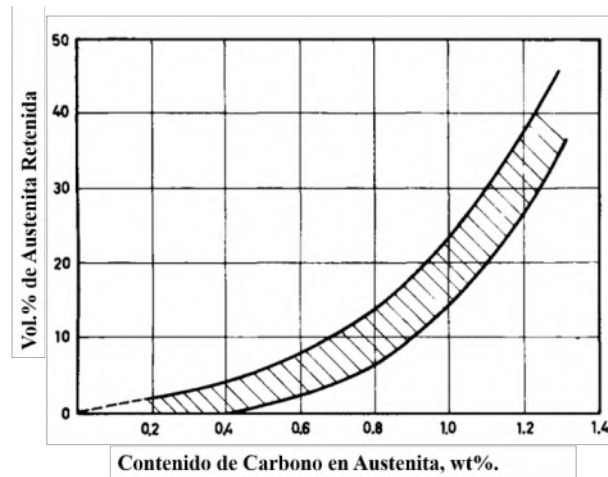


Fig. 2.9 Efecto del contenido de carbono sobre el volumen de austenita retenida[68]

Para el caso de los aceros AHSS y aceros sensibles al efecto TRIP, es llevado a cabo un proceso de retención y estabilización para la Austenita que será la responsable de la transformación por la deformación aplicada al acero sensible. En la Fig. 2.9 se observa la posibilidad de retención de RA en volúmenes cercanos al 5% en aceros bajo carbono con un 0.2%wt el aumento en el volumen retenido de RA para aceros con bajos contenidos de carbono es alcanzado por medio de los efectos de los elementos de aleación retardantes de formación de carburos de hierro (Fe_3C), convirtiéndolos en elementos necesarios en la obtención de aceros multifásicos con efecto TRIP como se muestra en la Fig. 2.10. [33]

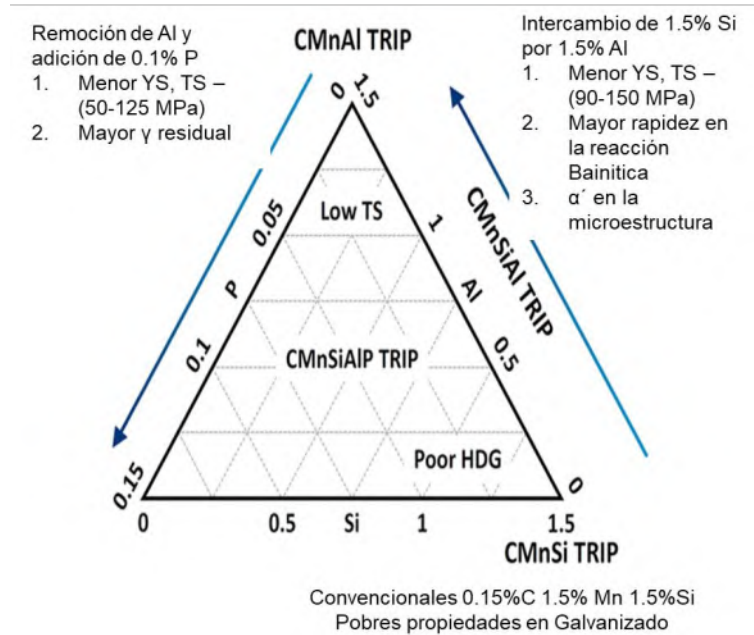


Fig. 2. 10 Sistema CMnSiAlP para aceros asistidos TRIP y los efectos de adición entre la variación de elementos [33].

Martensita, α'

El término martensita es acuñado en honor a Adolf Martens (1850-1914) para describir a una fase dura encontrada en los aceros, actualmente el termino no es exclusivo de los aceros sino también es de encontrarse en otros tipos de materiales como cerámicos, minerales y otras aleaciones. [32]

Es característica al ser una fase con una transformación adifusional formada por medio de una super saturación de carbono en una celda BCC durante un enfriamiento continuo causado por la transformación de Austenita a Ferrita y finalmente en Martensita, causando una distorsión de la red cristalina por efecto del enriquecimiento súbito de los átomos de carbono en la celda, formando una nueva fase llamada Martensita o α' . El posicionamiento de los átomos de carbono sobre los bordes de la celda cubica causan una serie de esfuerzos de tensión y compresión que deforman a la celda cubica para convertirse en una celda tetragonal. Las características de la martensita son la elevada dureza otorgada a sus componentes, microestructura característica al presentarse en forma de agujas, además de requerir en su formación de una cantidad suficiente de carbono disponible para alcanzar la transformación exitosa. [12]

2.5 Metalurgia física de los aceros TRIP

El efecto de la transformación inducida por plasticidad es ocasionado por la presencia de austenita retenida sin transformar y se encuentra en un estado de inestabilidad causando su transformación por efecto de la aplicación de esfuerzos mecánicos externos, al tratarse de aceros con una microestructura multifásica compuesta por una matriz de gran ductilidad de Ferrita, y otras fases de mayor dureza elevada como la Martensita y Bainita, actuando éstas últimas como elementos opositores a los esfuerzos externos aplicados incrementando significativamente los esfuerzos necesarios a fin de producir el encuellamiento de las probetas ensayadas bajo tensión, siendo esta la transformación esencial para el endurecimiento y aumento en la resistencia a la tensión. [72]

La primer clase de aceros que emplearon el acrónimo TRIP, hacen referencia a una serie de aceros inoxidable austeníticos, los cuales por efecto de la adición de elementos de aleación presentaban dicho fenómeno, tal como lo reporto (Zackay y col.) [81] en 1960 y hasta 1990 que investigadores de la Nippon Steel Corporation (NSC) emplean un novedoso proceso de fabricación para esta clase de aceros empleando como base aceros de bajo contenido de aleación y ajuste de elementos modificadores que permitieran alcanzar las fases de interés para el efecto TRIP; dando paso a la clasificación de aceros TRIP-asistidos. Desde entonces diversas investigaciones han permitido la obtención de este acero a partir de una gran variedad de aceros de baja aleación obteniendo como resultado aceros multifásicos TRIP, o solamente aceros TRIP- asistidos. [62]

2.6 Fenómeno TRIP y la adaptación del concepto metalúrgico para aceros de baja aleación

El fenómeno del efecto TRIP es generalmente atribuido a la publicación de Zackay y Parker [81] en 1960, quien había trabajado ampliamente con aceros inoxidable martensíticos altamente aleados 0.25C-9Cr-20Ni-4Mo. Usando un tratamiento térmico artificial (temple en nitrógeno líquido después del laminado en caliente), manejándose hasta obtener una cantidad significativa de austenita “metaestable” retenida, Como resultado, los aceros exhibieron un bajo limite elástico con una significativa retardada inestabilidad plástica, mostrando una “extensión en el encuellamiento” hasta una elongación uniforme del 80%. Los autores propusieron el termino TRIP (TRansformación – Inducida por Plasticidad).

Es sabido que cuando la austenita es deformada a temperaturas cercanas a M_s pero por debajo de la temperatura critica M_f , esta puede transformar a martensita si un esfuerzo critico o esfuerzos han sido adjuntos. El fenómeno TRIP implica la transformación local de austenita metaestable a martensita endureciendo la porción del material donde esta transformación está ocurriendo véase Fig. 2. 11, esto previniendo la localización de esfuerzos futuros en esa región.

El mismo comportamiento luego recorre en la región local siguiente y así sucesivamente sobre todo el espécimen entero asegurando una muy alta velocidad de endurecimiento por deformación facilitando también una elevada elongación uniforme sobre el material.

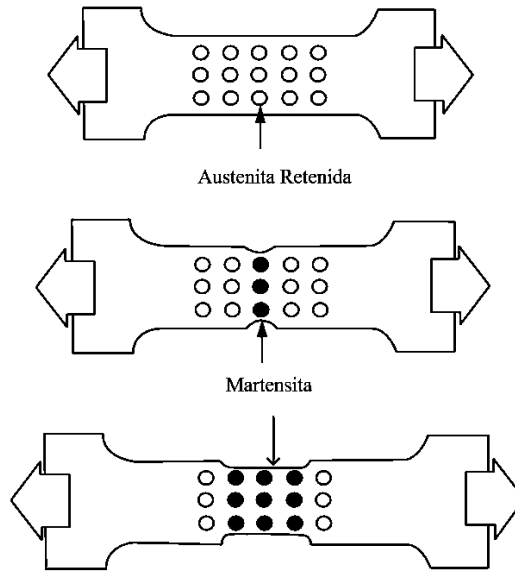


Fig. 2. 11 Esquema del efecto TRIP; los círculos negros son designados a la transformación realizada por la austenita retenida en Martensita.[37]

Así, la precondition para el fenómeno TRIP es que la temperatura M_s de la austenita retenida (RA) debería ser por debajo de la temperatura ambiente.

Tomando en cuenta la composición real de los aceros de baja aleación con 1.5%Mn y sin Ni, Cr y Mo, dirigiendo el contenido de carbono en la RA esta debería ser cerca o superior al 1%, a través de lo acordado por Krauss (2005), pequeñas cantidades de austenita retenida puede ser observada incluso en contenidos de carbono cercanos al 0.3%, probablemente porque la distribución no homogénea del carbono en la fase gama, la temperatura M_f depende sobre la composición química de la RA y su tamaño. Esto también implica que M_d debería ser cercana a la temperatura actual del conformado en autopartes. [37]

En comparación con el acero clásico de alta aleación TRIP, descrito por Zackay, la retención de austenita en aceros de baja aleación requiere de la ocurrencia de ciertas reacciones de transformación que puedan dirigir el tratamiento artificial forzando el enriquecimiento de carbono en la fracción remanente de austenita, en la Fig. 2. 12 se ilustran las etapas del procesamiento. [65]

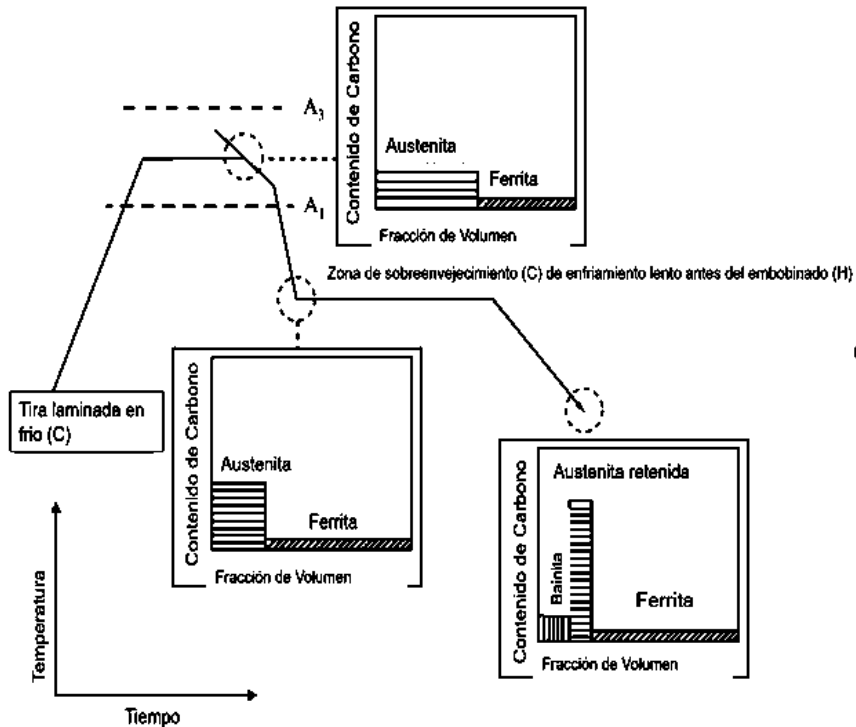


Fig. 2. 12 Etapas de enriquecimiento potencial para la Austenita con el Carbono durante el procesamiento convencional de aceros TRIP. [64]

La descripción de la primera etapa de la Fig. 2. 12 es el enriquecimiento de Carbono sobre la Austenita que puede ocurrir durante el mantenimiento del acero en la región bifásica, debido al particionamiento del C hacia la γ , por la aplicación del recocido intercrítico solamente el 50% de la Austenita presente posee una concentración cercana al doble de la concentración total de Carbono disponible en el acero. La segunda parte es la segunda etapa de enriquecimiento de C durante el inicio del enfriamiento lento tras el rechazo de los átomos de C libres por la formación de la Ferrita. [64]

El carbono rechazado de la nueva formación de ferrita será dirigido al volumen restante de austenita. La última etapa de enriquecimiento de carbono para la austenita ocurrirá en la transformación isotérmica en la región bainítica y debido a la transformación mayoritaria de la austenita disponible para la bainita, el carbono remanente será concentrado en estabilizar al resto de la austenita sin transformar para lograr así su retención en condiciones de baja temperatura. El desarrollo de este método de procesamiento para los aceros asistidos TRIP convirtieron al Nippon Steel Institute en pionero para la obtención de estos aceros a través de los estudios realizados por Fukurama y col. [37]

En 1979 así como también por Matsamura y col. [55]. En 1987 inspirando así la investigación para las numerosas combinaciones que pueden ser capaces de presentar dicho efecto.[55]

2.7 Evaluación electroquímica

Las pruebas de corrosión presentan clasificaciones diversas y con objetivos específicos entre ellas, ejemplo de ello son:

- Pruebas de laboratorio
- Prueba en planta piloto o en semi trabajo
- Pruebas bajo servicio o trabajo actual
- Pruebas de campo

Mientras que los objetivos de las pruebas abarcan desde la experimentación en entornos controlados y cantidades pequeñas acorde a los establecido por las condiciones del laboratorio, mientras que otras de las pruebas realizadas involucran condiciones específicas del entorno bajo evaluación, condiciones de trabajo así como también los tipos de servicio realizados por los materiales examinados que involucran estados estáticos o dinámicos en las condiciones de flujo para el fluido o electrolito de evaluación.

Los propósitos de la evaluación corrosiva cubren aspectos de evaluación y selección de materiales para medios o entornos específicos en las condiciones de servicio, caracterización de nuevos materiales en aplicaciones o entornos que afecten la integridad o con el único objetivo de análisis del comportamiento que estos puedan presentar bajo condiciones específicas o de investigación, en donde es importante establecer controles en la prevención de los efectos causados por la corrosión.[54]

Las técnicas de evaluación y sus metodologías para su ejecución se encuentran normadas bajo distintos estándares internacionales como los implementados por la Asociación Americana de Pruebas y Materiales (ASTM) a través de diversos comités de especialistas en el área. Las normas de mayor relación directa con el proyecto de tesis se encuentran:

ASTM G3-89 en donde se establecen las convenciones aplicables para las mediciones electroquímicas en evaluación corrosiva su orientación practica establece el informar, mostrar y trazar los datos electroquímicos obtenidos durante la evaluación corrosiva considerando las recomendaciones sobre los signos y convenciones empleadas en la presentación de los datos para su comprensión en un formato de estandarización para los laboratorios sobre los resultados obtenidos por las técnicas electroquímicas de polarización potencioestática, potenciodinámica, resistencia a la polarización, mediciones electroquímicas de impedancia y admitancia, corrosión galvánica y las mediciones de potencial de circuito abierto. [7]

ASTM G5-14 estándar de referencia para el método de prueba por mediciones potenciodinámicas de polarización anódica y sus mediciones curvas potenciodinámicas cubre los procedimientos experimentales para la evaluación experimental en las técnicas e instrumentos para brindar un método repetible en las mediciones de polarización potenciodinámica anódica.[8]

ASTM G31-94 Norma guía para los ensayos de corrosión por inmersión en laboratorio de metales cuyo alcance cubre y describe los factores influyentes sobre las pruebas de corrosión por inmersión en laboratorio específicamente las relacionadas o directamente pruebas de pérdida de masa, en ella se enfatiza la importancia del registro de los datos, proporciona una lista de verificación para los informes en los datos de prueba, así como también describe los factores como las condiciones de prueba, duración de prueba, métodos de soporte de las muestras de prueba, métodos empleados para la limpieza de las muestras, interpretación de resultados. [9]

ASTM G102-89 estándar para la práctica en el cálculo de las velocidades de corrosión e información relacionada de las mediciones electroquímicas, debido a que existe el termino de corriente electroquímica y velocidad de corrosión son términos intercambiables en la evaluación corrosiva y se encuentran basados en la ley de Faraday interacción entre aleaciones y metales esta práctica permite la obtención de los cálculos complicados con el objetivo de la orientación en su metodología. [10]

2.8 Caracterización no destructiva

El campo de la caracterización de los materiales a través de las técnicas no destructivas toma un interés particular en la ciencia de los materiales debido a las ventajas que ofrecen sobre las técnicas de caracterización convencional. La evaluación en sitio, durante la etapa de servicio de los materiales, el mantenimiento de la integridad en las piezas y materiales, la escasa o nula preparación así también el empleo de las mismas técnicas de caracterización no destructiva como medidas de control para la calidad contribuyen al incremento en su interés entre la investigación por parte de los científicos y la mejora en su aplicación de las mismas por sectores como aeroespacial, marítimo, fundición, automotriz y manufactura básica. [43]

2.9 Corrientes de Eddy

Las corrientes de Eddy, corrientes de Foucault o también denominadas corrientes parasitas forman parte de la caracterización no destructiva subsuperficial y caracterización por técnicas eléctricas. Está basada en la inducción de una corriente eléctrica sobre la muestra en examinación, permite la evaluación de materiales metálicos al tener como principio el fenómeno del electromagnetismo ampliamente utilizado para la determinación de propiedades eléctricas y detección de inhomogeneidades sobre los metales. Es ampliamente requerido en la clasificación e identificación de defectos en las piezas metálicas conformadas para aplicaciones en estructuras aeroespaciales, nucleares, petroquímicas, termoeléctricas, tubería de transporte de hidrocarburos entre muchas otras más industrias. Los defectos que son detectables por medio de la técnica se encuentran las grietas, indentaciones, muescas, zonas afectadas térmicamente en los materiales unidos por soldadura, corrosión entre otros más. [16]

Las ventajas que ofrece esta técnica se caracterizan por ser una técnica de no contacto debido al fenómeno electromagnético que permite la evaluación de los metales incluso con películas protectoras o recubrimientos manteniendo sin alteraciones la superficie de examinación del componente.

Durante la evaluación no destructiva por EC la muestra es sujeta a la inducción de una corriente secundaria en el material bajo inspección y con la posibilidad de defectos, en la Fig. 2. 13 se observa la superficie del material en examinación y la superficie de la grieta, en ella es visible como el defecto causado por la grieta alterando el flujo de la corriente inducida, generando así la indicación sobre la presencia de un defecto en el material.

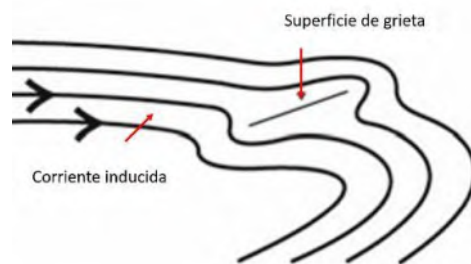


Fig. 2. 13 Esquematización para la evaluación no destructiva por EC en muestra con defectos superficiales [16]

Dentro de la evaluación por EC es posible realizar también la medición de la conductividad eléctrica o también la resistividad eléctrica a través de la relación inversa existente entre estas dos propiedades de los materiales.

Corriente alterna e inductancia electromagnética

La corriente eléctrica es definida como la velocidad a la que los electrones libres pueden desplazarse a través de un material en una dirección particular o también es definida como la razón de cambio llevado a través de un circuito, normalmente emplea las unidades de medición de Coulomb por segundo o también Ampere. Mientras que la fuerza electromotriz o FEM es el movimiento aleatorio de electrones dentro de un material no formando en si una corriente eléctrica, debido a que no resulta en un movimiento para una dirección en particular esto es porque es necesario el empleo de electrones libres en una dirección dada a una FEM causando la fuerza de conducción en un circuito eléctrico, las unidades de FEM conforme al Sistema Internacional de Unidades es representada por E, mientras que sus unidades de medición son V, volt.

La resistencia (R) es definida a través de la cantidad de corriente eléctrica que fluye por medio de un circuito en donde es directamente proporcional a la FEM aplicada, sin embargo, esta representa la oposición puesta al paso del flujo de dicha corriente, dicha oposición es llamada resistencia eléctrica, cuya unidad en medida son los Ohms (Ω).

La variación de la magnitud y dirección en el flujo de la corriente eléctrica con respecto del tiempo es denominada como corriente alterna. Este concepto tiene importancia debido a ser el principal tipo de fuente generadora para los fenómenos como la inducción electromagnética descrita por Michael Faraday, Hans Oersted, Joseph Henry, David Hughes and Friedrich Förster, estos últimos contribuyendo al conocimiento y aplicación de las técnicas eléctricas no destructivas. [16]

Michael Faraday en 1821, descubre el fenómeno de la inducción electromagnética al verse interesado al experimento realizado por Hans Oersted en 1819, Faraday demostró que una corriente eléctrica puede ser producida por un campo magnético, a través de la experimentación realizada en donde enrolla una bobina de alambre conectada a una batería, alrededor de un anillo de hierro. La corriente variable del tiempo que fluye a través de la espira formada de alambre produce (induce) una corriente eléctrica que fluye hacia la placa metálica. Véase la Fig. 2. 14.[16]

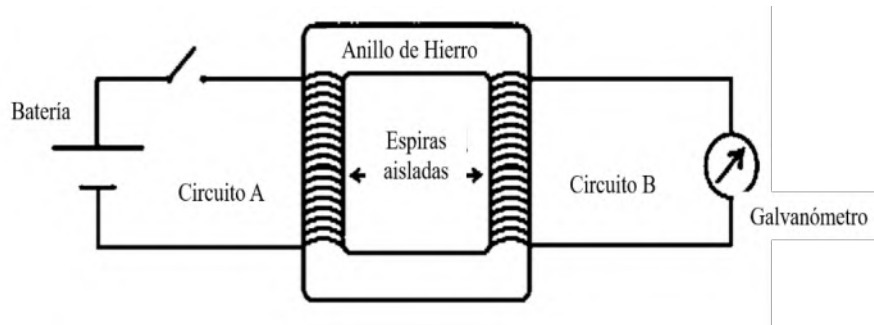


Fig. 2. 14 Ilustración esquemática del transformador de Faraday[16]

De la teoría de inducción electromagnética, es conocido que el promedio de la FEM inducida en un conductor, moviéndose a través de un campo magnético es dado por (1) :

$$e = B \ell v \text{ sen } \theta \text{ (Volt)} \quad (1)$$

En donde B es la densidad del flujo en el campo en Tesla (T), ℓ es la longitud efectiva del conductor en metros (m), v es la velocidad del conductor en metros por segundo (m/s), mientras que θ corresponde al ángulo en el cual el conductor “corta” las líneas del flujo magnético (en grados o radianes). Es decir $v \text{ sen } \theta$ es la componente de la velocidad de los ángulos correctos del flujo.

Al aproximar la bobina con su campo magnético primario (Φ_p) a un material conductor, por el fenómeno de inducción electromagnética, se producen corrientes circulares, cuya trayectoria es perpendicular a dicho campo magnético, (I_s). La corriente en la placa refleja, en cierto sentido, la corriente aplicada que fluye en la espira de alambre, pero fluye en dirección opuesta. Estas corrientes inducidas se conocen como corrientes de Foucault. El término "corriente de Foucault" se acuñó debido a la analogía entre las corrientes de vórtice (remolinos) en el flujo laminar de un fluido y el flujo de estas corrientes eléctricas inducidas y circulantes. De acuerdo a la ley establecida por Lenz, las corrientes secundarias generadas (I_s) son generadas en forma opuesta a la corriente primaria (I_p), formando un campo magnético secundario (Φ_s) con dirección opuesta al primer campo magnético e interaccionando entre sí, tal como lo muestra la Fig. 2. 15.[26]

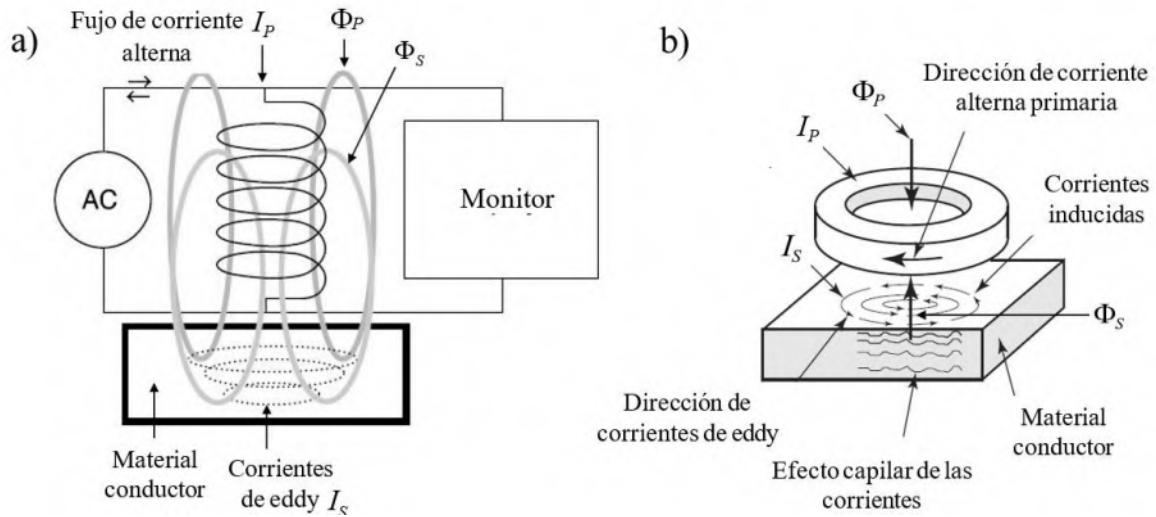


Fig. 2. 15 a) Inducción del efecto electromagnético para la formación de las corrientes de Eddy sobre una placa conductora, b) Ilustración de la inspección por EC. [26]

De acuerdo a la densidad del flujo magnético (B), presente en una bobina es descrito como el número de líneas de fuerza que circulan de manera ortogonal a través de la sección transversal (s). Mientras que el flujo magnético (Φ) es definida como la sumatoria de la densidad de flujo magnético (B) por la superficie que atraviesa (s). En la existencia del flujo magnético primario (Φ_p) formado por la bobina para la inducción del flujo magnético secundario (Φ_s) causando la presencia de las corrientes inducidas y dependientes de la permeabilidad magnética (μ) del material, la dependencia entre el número de espiras de la bobina (N_E), la densidad de corriente y otros parámetros como la geometría, forma, tamaño, distancia y penetración para la inducción (Λ), las ecuaciones matemáticas para las expresiones del flujo primario y secundario son las que se muestran a continuación.

$$\Phi_p = \mu \cdot N_E \cdot I_P \cdot \Lambda_P \quad (2)$$

$$\Phi_S = \mu \cdot I_S \cdot \Lambda_S \quad (3)$$

La permeabilidad magnética (μ) es una propiedad de los materiales definida como, la reacción susceptible ante los campos magnéticos, permitiendo la clasificación de los materiales en base a su permeabilidad magnética como diamagnéticos, paramagnéticos y ferromagnéticos. La permeabilidad relativa (μ_r) es la relación entre la permeabilidad absoluta (μ) del material y la permeabilidad del aire o vacío (μ_0), siendo una cantidad adimensional, la ecuación (4) muestra la expresión matemática.[74]

$$\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0} \quad (4)$$

Los materiales diamagnéticos son aquellos cuya permeabilidad relativa es menor o cercana a la unidad, mientras que los paramagnéticos presentan una permeabilidad relativa superior a la unidad, finalmente los ferromagnéticos alcanzan valores altamente superiores a la unidad, ejemplos de ellos son níquel, hierro y cobalto. Debido a que existe una alteración sobre la saturación magnética en los materiales ferromagnéticos al emplear la técnica de EC es necesario realizar un adecuado proceso de calibración para reducir las condiciones de ruido instrumental. Las perturbaciones sobre las mediciones son presentadas a través de la formación de un plano de impedancia eléctrica formado por las componentes denominadas como reactancia inductiva (X_L) y una componente resistiva (X_R) dependientes de la frecuencia empleada durante la inspección (f) y de la inductancia (L_i). Las expresiones matemáticas para cada una de las componentes son descritas por las ecuaciones (5) y (6).

$$X_R = \frac{V_R}{I} \quad (5)$$

$$X_L = 2 \cdot \pi \cdot f \cdot L_i \quad (6)$$

Durante la evaluación por EC es formado el plano de impedancia o también denominado como plano complejo formado por las antes mencionadas componentes, en donde en el eje de las ordenadas se encuentra la reactancia inductiva (X_L), mientras que en el eje de las abscisas es asignado a la resistividad óhmica conforme a la ley de Ohm (X_R). La resultante vectorial corresponde al módulo de impedancia eléctrica (Z_Ω) formado entre la reactancia y la resistividad, teniendo magnitud y un ángulo (ϕ) denominado como ángulo de fase, tal como se muestra en la Fig. 2. 16. [16]

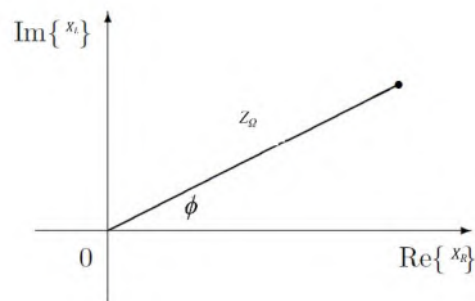


Fig. 2. 16 Plano de impedancia eléctrica formado por EC.

Caída de potencial de corriente alterna (ACPD)

La técnica de caída de potencial de corriente alterna forma parte de la evaluación no destructiva empleada en la detección y medición de la conductividad eléctrica (σ) y la obtención de su equivalente resistivo ($\rho = 1/\sigma$) para metales y aleaciones. Esto es debido al principio de funcionamiento de dicha técnica y la sensibilidad mostrada en las variaciones presentes dentro de la estructura interna del metal o aleación. La aplicación ocurre a través de la inyección de corriente alterna sobre la superficie del conductor, mientras que es realizado una distribución del voltaje por medio de la configuración de cuatro puntas. En Fig. 2. 17 se ilustra la configuración esquemática del pin empleado para la medición por ACPD. [15]

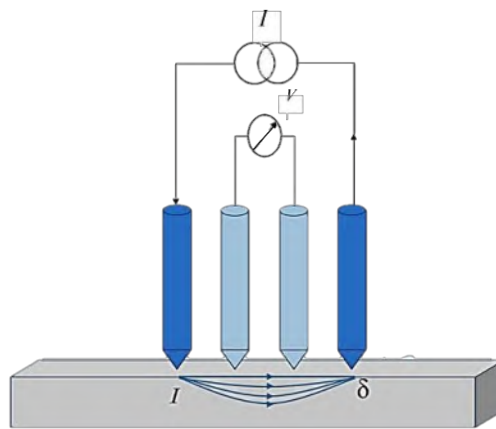


Fig. 2. 17 Representación esquemática de la configuración del pin en la técnica de cuatro puntas para ACPD[28]

La medición es realizada a través de la aplicación de corriente alterna sobre la superficie conductora por medio de dos probetas inyectoras de corriente, mientras las otras dos realizan la medición de la caída del potencial, determinando así la resistencia eléctrica del conductor.

La frecuencia de la corriente alterna gobierna la profundidad de penetración sobre el campo eléctrico, formando el fenómeno conocido como efecto piel esto debido al paso de la corriente alterna por medio del conductor, es observable que el paso de la mayor cantidad de la corriente ocurre en la parte exterior o superficie del conductor denominándose, así como efecto piel. Véase la Fig. 2. 18. [16]

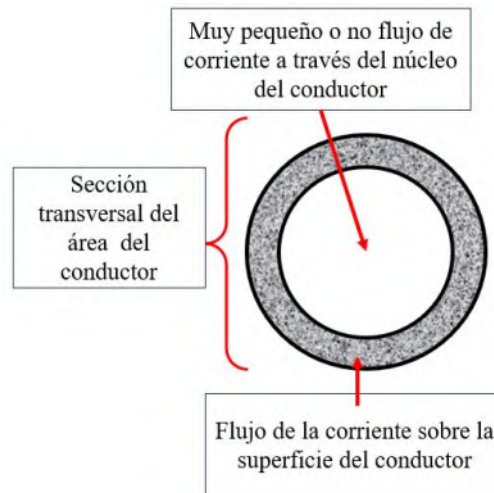


Fig. 2. 18 Ilustración de la sección transversal de un conductor bajo el efecto piel

La presencia de este efecto permite la evaluación superficial y subsuperficial por medio del enfoque de la superficie y regiones cercanas convirtiéndola en una técnica disponible para la evaluación localizada en los cambios posibles de los materiales como los ocasionados por tratamiento térmico, precipitación de fases secundarias, entre algunas otras. La profundidad de penetración es determinada por la frecuencia en la corriente alterna empleada y es descrita a través de la siguiente ecuación.

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot f \cdot \sigma \cdot \mu}} \quad (7)$$

En donde σ corresponde a la conductividad eléctrica del material, μ es la permeabilidad magnética del material, y f corresponde a la frecuencia de la corriente alterna empleada durante la evaluación, esta ecuación es característica para los materiales ferromagnéticos en donde con el objetivo de minimizar los efectos de la inducción electromagnética son empleadas bajas frecuencias a fin de disminuir la afección en las propiedades eléctricas a causa de los campos magnéticos. [28]

2.10 Potencial termoeléctrico

La técnica de evolución por potencial termoeléctrico es una técnica acoplada al efecto térmico y eléctrico en conjunto este efecto recibe el nombre de efecto termoeléctrico, su descubrimiento fue en 1821 por T.J Seebeck, el descubrió que por medio del calentamiento en una unión entre dos diferentes conductores eléctricos se originaba una fuerza electromotriz (FEM), este efecto es demostrado por medio de una conexión entre cables de dos diferentes metales como oro y cobre, mientras que una de las terminaciones de los cables es calentada, será encontrado un pequeño voltaje a través del otro extremo de dicha unión, por medio de la conexión entre la otra terminación y un galvanómetro. Años posteriores este efecto es nombrado en honor a su descubridor siendo conocido como efecto Seebeck. [41]

La termoelectricidad es una propiedad característica mayormente observada en los sólidos cristalinos, la descripción de esta propiedad es asociada al campo de la física y las teorías relacionadas como teoría de banda, electrón libre, entre algunas otras. Resulta de vital importancia su comprensión en el campo de los materiales semiconductores y super conductores debido al transporte de cargas eléctricas por medio de los electrones en estado cuasi libre en los sólidos cristalinos sino también transportar la energía térmica. El coeficiente de Seebeck es descrito por la ecuación (1).

$$s = \frac{\Delta V}{\Delta T}, \mu\text{V}/^\circ\text{K} \text{ o } \mu\text{V}/^\circ\text{C} \quad (1)$$

Donde ΔV corresponde al voltaje generado por efecto del gradiente térmico (ΔT) utilizado. El coeficiente de Seebeck es característico de cada material, sin embargo, existen factores diversos que pueden afectar dicho coeficiente. En donde se consideran los siguientes factores diferente coeficiente de Seebeck para cada metal en la unión (S_1 y S_2), así también como la conductividad térmica característica (k_1 y k_2), mientras que al estar en contacto se produce un gradiente térmico global (ΔT), producido por el diferencial térmico existente en cada uno de los metales debido a ΔT_1 y ΔT_2 asociados directamente con la conductividad de los metales involucrados.

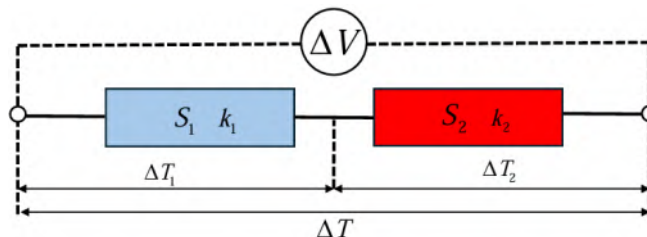


Fig. 2. 19 Representación del circuito abierto entre los metales disimiles para generar el efecto Seebeck [24]

Las ecuaciones (2) y (3) describen de forma matemática los cambios ocurridos durante el efecto Seebeck descrito por el circuito formado. [50]

$$\Delta T_1 = \frac{k_1}{k_1+k_2} * \Delta T \quad (2)$$

$$\Delta T_2 = \frac{k_2}{k_1+k_2} * \Delta T \quad (3)$$

La expresión X considera la dependencia diferencial global del circuito (ΔV) para dicho efecto.

$$\Delta V = \Delta V_1 + \Delta V_2 = S_1 \cdot \Delta T_1 + S_2 \cdot \Delta T_2 = S_1 \cdot \frac{k_1}{k_1+k_2} \cdot \Delta T + S_2 \cdot \frac{k_2}{k_1+k_2} \cdot \Delta T \quad (4)$$

Mientras que para el caso particular de las aleaciones y en consideración de los elementos de aleación la ecuación de Gorter – Nordheim expresa la relación matemática para el cambio del potencial termoeléctrico de Seebeck en la aleación ($\Delta S_{Aleación}$) considerando las resistividades eléctricas individuales (ρ_i), potencial termoeléctrico particular (S_i) y la consideración de la concentración de cada soluto en la solución (X_i), es presentada en la ecuación 5.

$$\Delta S_{Aleación} = \frac{\sum_{i=1}^n \rho_i \cdot S_i \cdot X_i}{\rho_{Base} + \sum_{i=1}^n \rho_i \cdot X_i} \quad (5)$$

La aplicación como técnica no destructiva es asociada en la descripción de defectos superficiales para los diferentes tipos de aleaciones ferrosas y no ferrosas, al contribuir en la detección de defectos como grietas superficiales, poros y presencia de inclusiones, su mayor aplicación se encuentra en el campo de los materiales conductores y semiconductores. El funcionamiento de la técnica es llevado a cabo por medio de la formación de un circuito termoeléctrico sobre la muestra conductora actuando como puente entre la unión de los materiales conductores disimiles, realizando así el transporte acoplado de electrones que serán detectados por un galvanómetro. En la Fig. 2. 20 se muestra la unión realizada entre dos materiales conductores a temperatura distinta para formación del circuito eléctrico equivalente.[50]

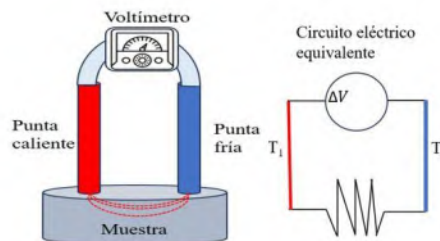


Fig. 2. 20 Esquematación para efecto Seebeck, se muestra la formación del circuito eléctrico equivalente.

En la Fig. 2. 21 se muestran los potenciales de Seebeck para diversos metales puros

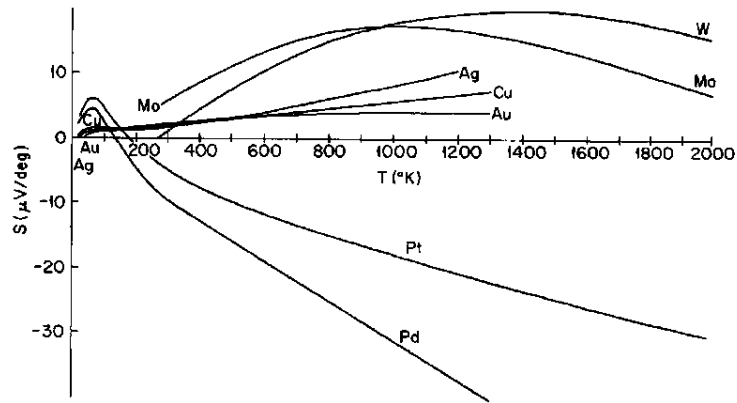


Fig. 2. 21 Potencial de Seebeck para diversos metales puros [30]

2.11 Ultrasonido

El ultrasonido es una de las técnicas de caracterización no destructiva de mayor empleo en la industria debido a ser capaz de inspeccionar las piezas en un carácter volumétrico logrando una evaluación completa a diferencia de otras técnicas no destructivas. Las ondas ultrasónicas son vibraciones de alta frecuencia superiores al rango audible producidas por efecto de la vibración de cristales piezoeléctricos dentro de un sistema embebido denominado transductor. El sonido producido realmente viajará dentro del material en forma de energía propagándose a través del material y de donde será reflectada en una señal eléctrica en el transductor nuevamente produciendo una señal resultante en la pantalla del equipo. [43]

En la Fig. 2. 22 ilustra los elementos presentes en los transductores utilizados en la evaluación por ultrasonido, dependiendo de las necesidades específicas para las condiciones de las inspecciones os transductores pueden cambiar ejemplo transductores de inmersión, aplicaciones bajo condiciones de alta temperatura en donde los transductores presentan cambios.

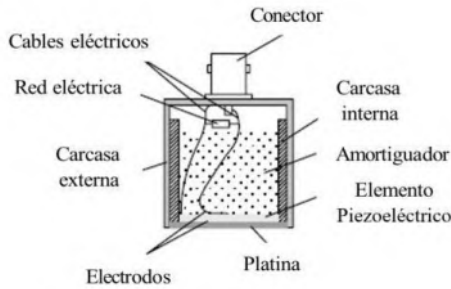


Fig. 2. 22 Elementos presentes en un transductor ultrasónico [52]

Las velocidades ultrasónicas para los materiales se encuentran empleadas mayormente en dos tipos debido a la vibraciones o tipos de desplazamientos que presentan al ser inducidas en los materiales de evaluación, son clasificadas como velocidad longitudinal y velocidad transversal o de corte en la Fig. 2. 23 se ilustran las velocidades ultrasónicas, las expresiones matemáticas para cada una de ellas se presentan las ecuaciones.

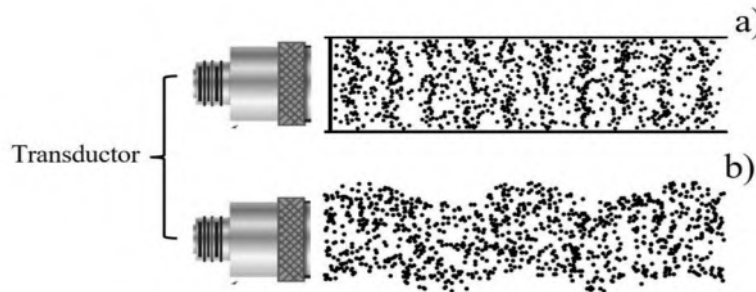


Fig. 2. 23 Clasificación de ondas ultrasónicas a) Ilustración onda ultrasónica longitudinal, b) Onda ultrasónica del tipo transversal o de corte. [48]

$$V_L = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (1) \quad V_T = V_L \sqrt{\frac{1}{2(1+\nu)}} \quad (2)$$

Ecuaciones matemáticas para las velocidades longitudinal (1) y transversal (2)

En donde E corresponde al módulo de Young y ρ asociado a la densidad del material correspondiente. Mientras que para la velocidad de corte o transversal es expresada en términos de la velocidad longitudinal y la consideración del coeficiente de Poisson característica para materiales bajo evaluación. Las expresiones matemáticas para la evaluación ultrasónica en materiales isótropos, es descrita a través de la ecuación (3) realizada por Christoffel.[11]

$$(C_{ijkl} \cdot d_j \cdot d_1 - V^2 \cdot \rho \cdot \delta_{ik}) \cdot p_k = 0 \quad (3)$$

$$\begin{bmatrix} \lambda_{11} - \rho \cdot V^2 & \lambda_{12} & \lambda_{13} \\ \lambda_{12} & \lambda_{22} - \rho \cdot V^2 & \lambda_{23} \\ \lambda_{13} & \lambda_{23} & \lambda_{33} - \rho \cdot V^2 \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} p_1 \\ p_2 \\ p_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (4)$$

Ecuaciones de Christoffel para materiales anisotrópicos

De donde el término (C_{ijkl}) representa el tensor para la rigidez, (d_j) y (d_1) son asignadas a las direcciones de propagación de la onda, (V) para la velocidad ultrasónica, mientras que (ρ) es la densidad del material en evaluación, (δ_{ik}) es para la función delta de Kroenecker, (p_k) es para la dirección de deslizamiento para la vibración de las partículas u átomos. La ecuación de Christoffel puede ser expresada en forma de matriz como se muestra en la ecuación (4), donde (λ_{ij}) son funciones de las constantes de rigidez (C_{ij}). Dicha matriz se puede resolver de forma específica para cada uno de los sistemas cristalinos que componen los materiales cristalinos, en el caso de los aceros y aleaciones en los sistemas cristalinos cúbicos y hexagonales de donde son obtenidas a través de dichas soluciones sus velocidades ultrasónicas longitudinales y transversales. [11]

En la Fig. 2. 24 se ilustra el efecto de la anisotropía en dos materiales distintos como el Cu y la Zirconia cúbica

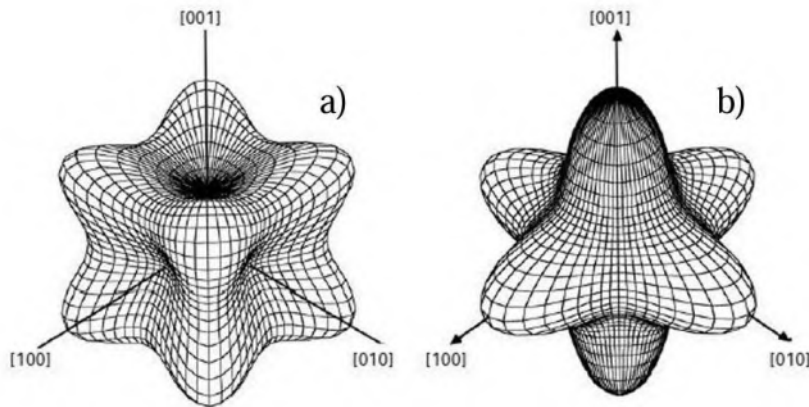


Fig. 2. 24 Efecto de la anisotropía en a) Cu y b) Zirconia cúbica se observa el efecto de la orientación cristalina y su contribución con la velocidad ultrasónica y como esta puede diferir en base a su orientación cristalina.[75]

Dentro de los efectos atribuibles a los fenómenos que presentan las ondas ultrasónicas en los materiales anisotrópicos se presentan los efectos de Atenuación y Birrefringencia ultrasónica.

Birrefringencia ultrasónica

Una de las características comunes en base a la dependencia entre la orientación y la velocidad acústica es la denominada birrefringencia acústica. La birrefringencia se refiere a la refracción de la propagación de la onda ultrasónica en una dirección dada en dos ondas con velocidades ligeramente diferentes y polarización ortogonal entre sí. Dado que las trayectorias de propagación son inherentemente las mismas para cualquier polarización, las diferencias en el tiempo de llegada indican directamente anisotropía. Hasta cierto punto, la birrefringencia puede ocurrir en cualquier dirección, pero es más fácil ilustrarla mediante modos puros. [46]

En ciertas direcciones de propagación, los modos de cizallamiento puro pueden propagarse en direcciones de polarización dadas (ortogonales entre sí) y se produce una sola llegada. Sin embargo, en otras polarizaciones, ambos modos se excitan y se producen dos llegadas en momentos ligeramente diferentes.[21]

En la Fig. 2. 25 ilustra la configuración geométrica en la cual es realizada las mediciones de birrefringencia en los materiales de evaluación, ilustra los ejes de polarización para los “modos puros”

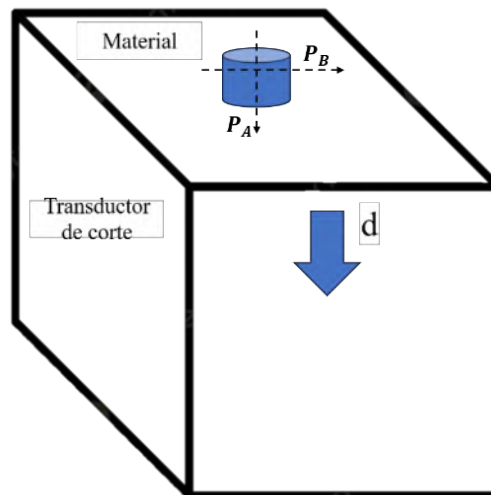


Fig. 2. 25 Configuración geométrica para la medición de la birrefringencia. (Nagy, P.B. Notas clase)

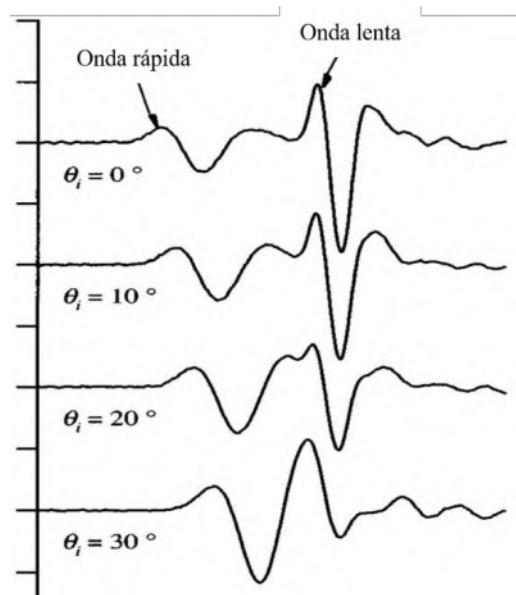


Fig. 2. 26 División de la señal en componentes rápidos y lentos cuando la dirección de polarización está entre las direcciones “puras” debido a la birrefringencia. [21]

Atenuación ultrasónica

Es otro de los fenómenos presentes en la evaluación por ultrasonido asociados con la direccionalidad cristalográfica. La atenuación ultrasónica es definida como la pérdida de energía acústica producida entre dos puntos de propagación. Esta pérdida puede deberse a la absorción, la dispersión u otras características del material. La norma europea EN 1330-4 define un coeficiente de atenuación y suele expresarse en dB/m. Véase la Fig. 2. 27 en ella se ilustra el efecto de la atenuación.

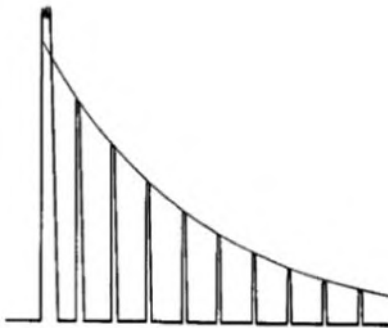


Fig. 2. 27 Ilustración del efecto de atenuación sobre las ondas ultrasónicas propagadas en un material [46]

Las ecuaciones generales asociadas con la atenuación ultrasónica son descritas a continuación

$$L[\text{Neper}] = \ln \frac{A_1}{A_2} \text{ o } L[\text{dB}] = 20 \log \frac{A_1}{A_2} \quad (1)$$

En donde A_2 y A_1 denotan la amplitud con y sin atenuación, respectivamente, en algunos casos, la pérdida L ocurre de forma local como el resultado de la interacción de la onda con una discontinuidad en el material.

La propagación de las ondas ultrasónicas dentro de los materiales se ve influenciada por la microestructura del material a través del cual se propagan. La velocidad de las ondas ultrasónicas en los metales y aleaciones se ve influenciada por los módulos elásticos y la densidad del material, que a su vez se rigen principalmente por la cantidad de diversas fases, tamaño de grano, orientación, y distribución de la microestructura, que rigen las propiedades macroscópicas de los mismos. Es comúnmente relacionada la atenuación por los efectos de dispersión y absorción presentes por efecto del tamaño y forma de los granos constituyentes de la microestructura en evaluación. Este efecto también es relacionado con la dependencia en la orientación para las propiedades, llamada anisotropía. [46]

La dispersión de las ondas elásticas por efecto de los granos constituyentes de los policristales, como los materiales cristalinos han recibido atención considerable al poder asociar fenómenos como la orientación preferencial causada por la aplicación de tratamientos térmicos, maquinados o procesamientos como laminación debido a su asociación con otras técnicas de mayor complejidad como la obtención de los ODF (función de distribución de la orientación) empleados para la descripción de la textura y anisotropía de los materiales).

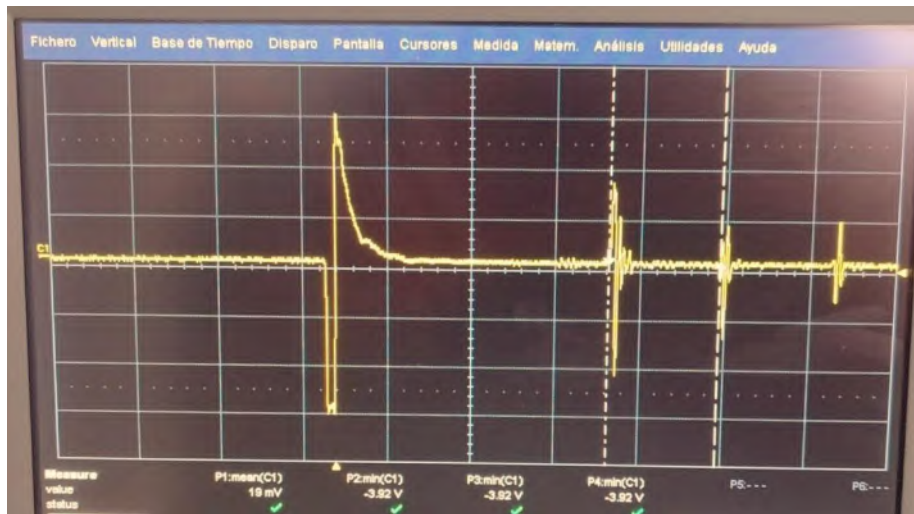


Fig. 2. 28 Efecto de la atenuación ultrasónica sobre los ecos obtenidos en un material metálico.

Capítulo 3. Desarrollo experimental

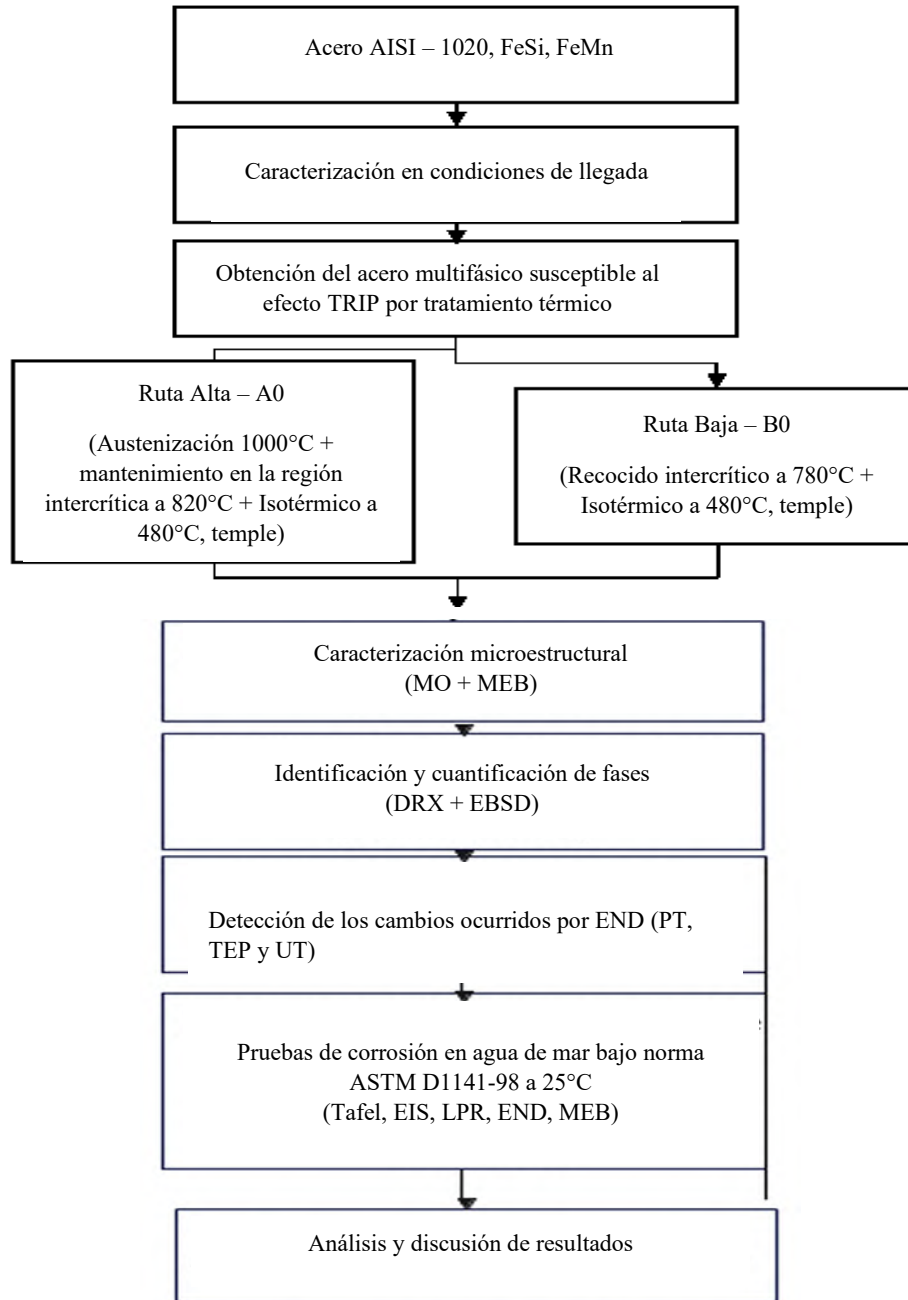


Fig. 3. 1 Diagrama de desarrollo experimental, se muestra la secuencia empleada para su ejecución.

En este capítulo son descritos los procedimientos utilizados en el marco experimental describiendo detalladamente los pasos y consideraciones realizados en cada una de las técnicas, herramientas y equipos utilizados. En la *Fig. 3. 1* se muestra el diagrama experimental empleado para el desarrollo del proyecto.

3.1 Caracterización inicial

Es llevada a cabo con el acero en condiciones de llegada y su evaluación primaria por técnicas clásicas de caracterización las cuales incluyen composición química por espectroscopía de emisión óptica (OES), seguido de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido para finalmente ser examinado para identificación y cuantificación de fases por medio de las técnicas de difracción de rayos x y difracción de electrones retrodispersados.

En la Tabla 3. 1 se muestra la composición química obtenida por OES para la condición inicial del acero 00-1020, también llamada metal base (MB), se observan contenidos ajustados para los elementos Si, Al, y Mn con el objetivo de ser promotores para las fases buscadas para el acero multifásico.

Tabla 3. 1 Composición química obtenida por OES para la composición 00-1020

<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Al</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>
0.19	0.97	0.51	1.14	0.120	0.170	0.290	96.6

Las placas metálicas fueron seccionadas en dimensiones de 6 cm x 4 cm x 0.8 cm³ para realizar las mediciones en las diversas técnicas no destructivas, sin embargo, también fueron realizadas otras dimensiones específicas para la evaluación en las técnicas de EBSD y DRX debido a las limitaciones para las dimensiones en el análisis de las muestras, en donde se obtuvieron las probetas de menor tamaño 1 x 1 x 0.8 cm para EBSD, mientras que para DRX se emplearon dimensiones de 0.5 cm x 0. 5 cm x 0.5 cm³, las cuales fueron obtenidas en etapas posteriores para cada una de las condiciones de evaluación.

3.2 Tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos se realizaron en hornos mufla (Felisa, modelo mufla FE- 360) y baños de plomo para finalmente ser templados en agua con hielo. En la Fig. 3. 2 se muestra el diagrama TTT para la composición de acero bajo estudio, obtenido a través del software Jmat Pro.

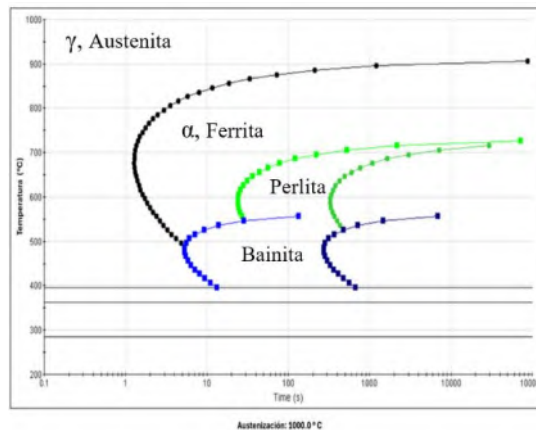


Fig. 3. 2 Diagrama TTT obtenido por software Jmat Pro para el acero 00-1020

3.3 Ruta de tratamiento de alta temperatura

Es realizado en un arreglo múltiple de hornos muflas con control de temperatura, para cada una de las rutas diseñadas se empleó un diagrama TTT específico obtenido por medio de software. Para la ruta alta o A0 son tres etapas de transformación marcadas en la Fig. 3. 3

1000°C: Tratamiento isotérmico de homogenización para la austenita, logrando alcanzar su totalidad en la microestructura, denominándose por este paso a la condición tratada térmicamente como A0.

780°C: Mantenimiento en la región intercrítica, obtención de la primera fase de transformación coexistiendo las fases ferrita y austenita, paso importante en ambas rutas debido a ser el paso principal en el procesamiento de los aceros multifásicos asistidos para el efecto TRIP.

480°C: Mantenimiento isotérmico para la transformación bainítica, en ella se retarda la formación de carburos de hierro por la acción de los elementos Si y Al, es la etapa final de transformación teniendo las fases para el acero multifásico de interés llevándose a cabo un enfriamiento por temple en agua con hielo para lograr la retención de austenita retenida.

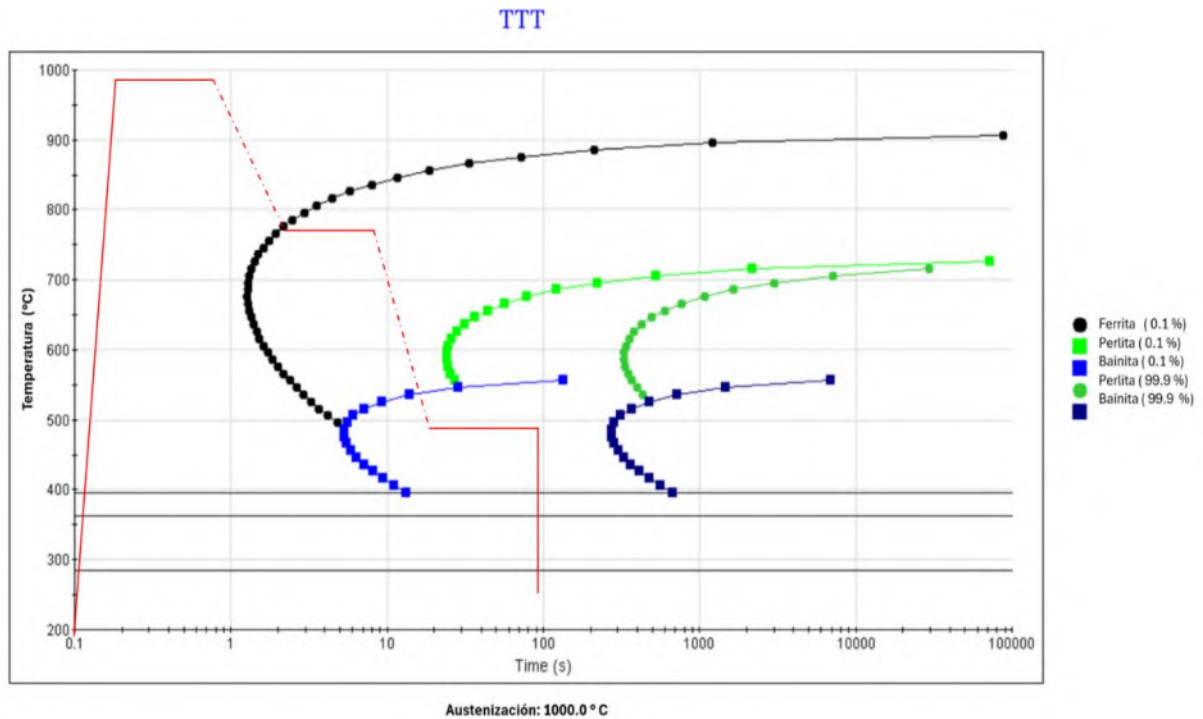


Fig. 3. 3 Diagrama TTT para la ruta de tratamiento térmico A0, se ilustran etapas presentes de transformación sobrepuestas en el diagrama.

3.4 Ruta de tratamiento convencional

La ruta de tratamiento convencional es ejecutada en solamente los dos pasos desarrollados por la literatura en la obtención de aceros bajo carbono asistidos para el efecto TRIP, al emplear como primer paso un recocido de relativa baja temperatura (780°C) es denominada la condición baja o B0. Empleando también un arreglo múltiple de hornos muflas y el mismo medio como enfriante. Fig. 3. 4

780°C: Tratamiento de recocido en la región intercrítica para la coexistencia de las fases α y γ , de acuerdo al diagrama TTT empleado para esta ruta se muestra la existencia de ambas fases en valores cercanos al 50 -50 en volumen de fase.

480°C: Mantenimiento isotérmico para propiciar la transformación en el rango bainítico, seguido una retención por temple para la austenita, como medio de temple se emplea agua con hielos.

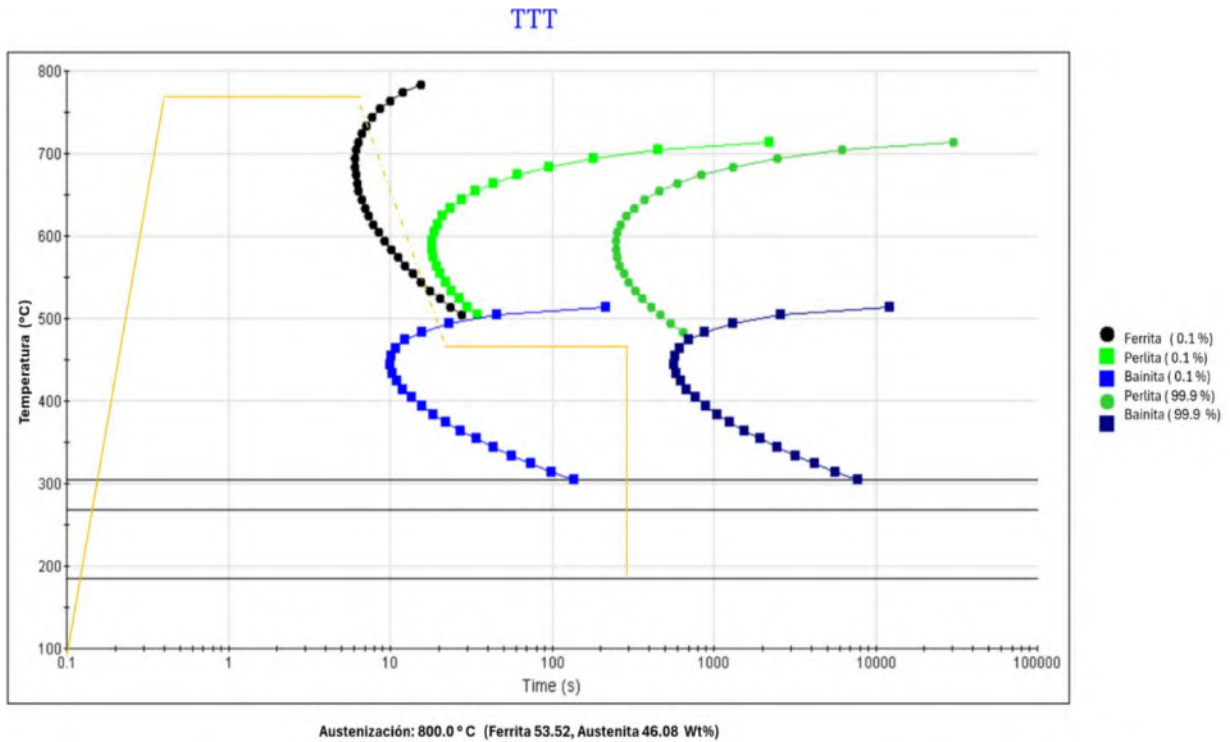


Fig. 3. 4 Diagrama TTT para la ruta de tratamiento térmico convencional o B0, en ella se observan las dos etapas de transformación importantes.

Una vez realizados los tratamientos térmicos son llevadas a cabo las pruebas para su caracterización correcta y conforme a lo estipulado en el desarrollo experimental, finalizando con las tres condiciones para su estudio A0, B0 y MB.

3.5 Caracterización por técnicas convencionales MO, MEB, DRX y EBSD

La caracterización por medio de la microscopía electrónica de barrido y microscopía óptica describen las características comprendidas en el análisis microestructural para cada una de las condiciones, obteniendo imágenes de la morfología que caracteriza a cada una, considerando el empleo de las condiciones de tratamiento térmico.

3.6 Microscopia Óptica

Es realizado en primera instancia como método de control para la validación de las microestructuras deseadas en los aceros antes y después de las modificaciones causadas por los ciclos de tratamiento térmico, empleado un procedimiento conocido como preparación metalúrgica iniciando por un desbaste grueso, medio y fino para finalizar con un pulido de acabado tipo espejo. Posterior a la etapa de pulido es llevado a cabo un ataque químico controlado por medio de reactivos químicos específicos empleados a fin de revelar la microestructura de los aceros, para el ataque químico empleado en las condiciones tratadas térmicamente se ha empleado combinaciones de agentes llamados nital 2% + LePera con el objetivo de buscar las condiciones de revelado óptimo en el microscopio óptico Zeiss primo star 1. Este procedimiento es reproducido para las muestras en MEB, siendo diferente en las etapas finales posterior al pulido, empleando solamente para su revelación el agente nital 2% y llevando una limpieza ultrasónica con el objetivo de eliminar partículas contaminantes en las condiciones estudiadas y procurando el cuidado del microscopio electrónico de barrido Jeol JMS-7000F. En la Fig. 3. 5 y Fig. 3. 6 se muestran los equipos empleados para microscopia.



Fig. 3. 5 Microscopio óptico Zeiss primo star 1, disponible en el IIMM.



Fig. 3. 6 Microscopio electrónico de barrido Jeol JMS-7000F.

El análisis de las micrografías obtenidas por MO, es asistido con el software Fiji, con el objetivo de lograr realizar la estimación volumétrica en el contenido de las fases obtenidas por transformación. El procedimiento es indicado a continuación.

Obtención de múltiples micrografías en con las mismas condiciones en cada una de ellas, modificando solamente la región de captura para las mismas dentro de la microestructura revelada. Este procedimiento es repetido en cada una de las condiciones y tomando un valor de 10 micrografías por condición tratada para A0 y B0. Véase Fig. 3. 7, Fig. 3. 8 y Fig. 3. 9.

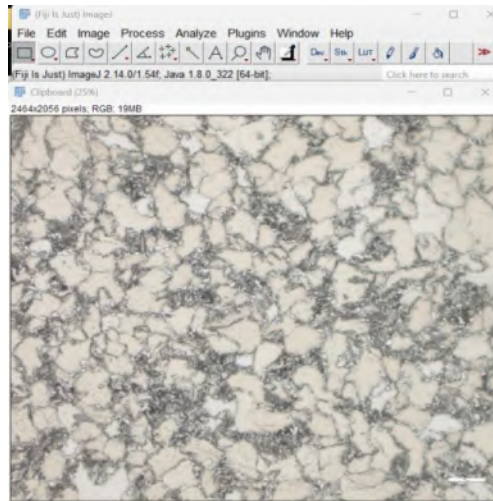


Fig. 3. 7 Micrografía óptica a 20X obtenida para la estimación de fases transformadas por análisis de imagen.

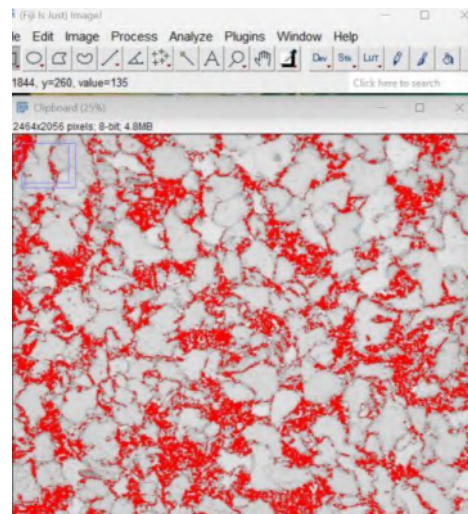


Fig. 3. 8 Aplicación de mascara de contraste para el ajuste de fases transformadas en las condiciones tratadas térmicamente

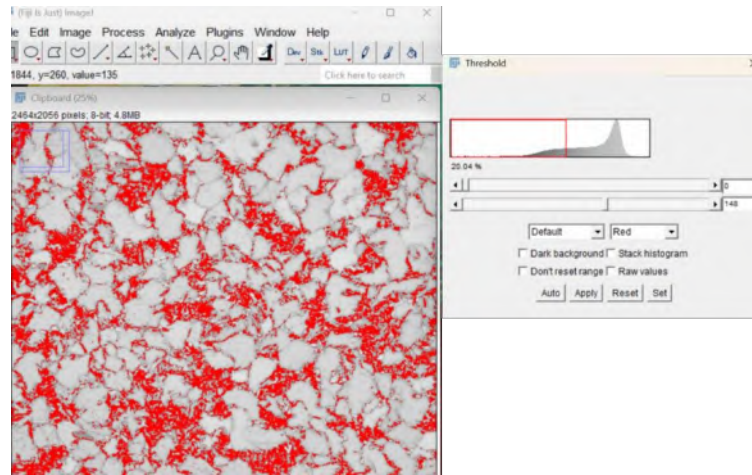


Fig. 3. 9 Obtención del volumen de fases transformadas por estimación sobre las micrografías ópticas obtenidas para cada condición.

3.7 Microscopia Electrónica de Barrido

Obtención de imágenes de MEB se realiza bajo las mismas condiciones de magnificación y preparación de las muestras. Tal como se muestra en la Fig. 3. 10.

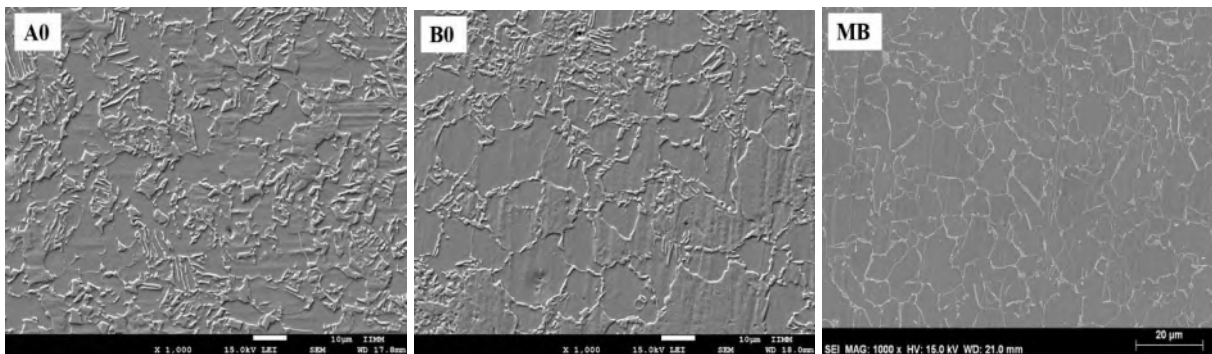


Fig. 3. 10 Micrografías electrónicas de barrido para las condiciones de estudio, se observa la misma magnificación empleada en cada condición.

El control de las condiciones para la obtención de las imágenes por MEB, es requerido con el objetivo de lograr establecer las principales características de diferenciación por medio de la aplicación de las rutas de tratamiento térmico y el acero en condición inicial. En ellas se observan claramente el efecto del tamaño de grano, dispersión de fases transformadas y morfologías presentes para cada condición, resultando importante este factor en la identificación del microconstituyentes y fases presentes en el acero multifásico.

3.8 Difracción de Rayos X

Como se mencionó anteriormente las muestras de menores dimensiones fueron realizadas para las pruebas de DRX y EBSD, en donde se realizaron preparaciones metalográficas simples para el análisis por DRX realizando un desbaste medio hasta la lija con grano 800, mientras que para EBSD fue realizado una preparación minuciosa hasta un pulido empleado como abrasivo silica coloidal de 0.24 μm , para posteriormente ser limpiadas vía ultrasónica.

En la técnica de difracción de rayos X, se empleó el equipo Bruker D2-Phaser con un arreglo Bragg – Brentano, y radiación de $\text{Cu K}\alpha$ con una longitud de onda de 1.54060 \AA en la Fig. 3. 11 se muestra el equipo; durante la etapa de indexación se empleó la base de datos Crystallography Open Data base (COD) para la respectiva identificación para cada una de las fases. En la Fig. 3. 12 se muestra el trabajo de indización de las fases con ayuda del software desarrollado por Bruker.

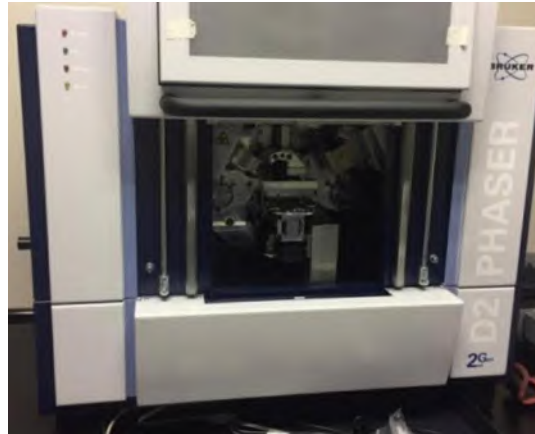


Fig. 3. 11 Equipo de Difracción de Rayos X Bruker®, equipo disponible en la UNAM campus Morelia.

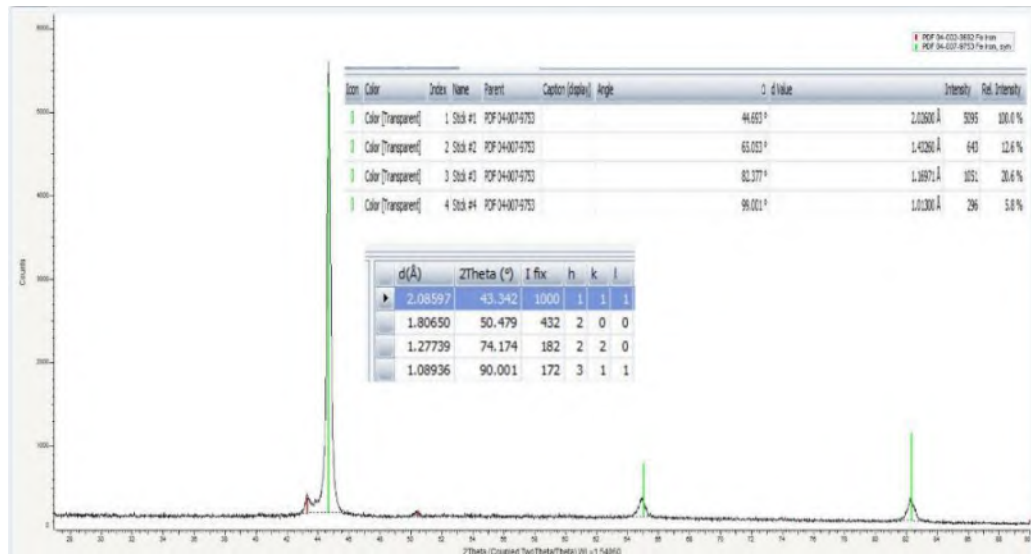


Fig. 3. 12 Patrón de difracción obtenido para una de las condiciones tratadas térmicamente, se muestra uso de los resultados mostrados a través del software de Bruker®

3.9 Difracción por Electrones Retrodispersados (EBSD)

La identificación de las fases y microconstituyentes por EBSD se obtiene mediante los mapas de fase obtenidos durante el barrido de la zona en evaluación, debido a su exhaustiva preparación en el empleo de la técnica se muestran los mapas de principal interés, los cuales son nombrados por el mismo software como mapas patrón de calidad, de granos y de fase, respectivamente.

El mapa patrón de calidad es importante debido a ser la primera herramienta desplegada durante la construcción pixel a pixel del hipermapa en el área selecta de la muestra, dependiendo de las características del sistema o detector esta puede ser asociada a revelar características comúnmente ocultas o no visibles en la imagen MEB, (ver Fig. 3. 13) permitiendo observar rayaduras, contaminación, fases presentes, también logrando ver con mayor detalle la morfología resolviendo granos, bordes de grano, estructura intergranular, dispersión de fases. Para la evaluación por EBSD el detector cuenta con el sistema ARGUS®, dicho sistema de imagen contribuye en el mapa patrón de calidad al lograr realizar un contraste químico o contraste atómico en escala de grises, herramienta útil en la identificación de diversas fases en la muestra.

Sistema de imagen ARGUS®, se trata de un sistema de imagen único integrado al detector Bruker® diseñado a contribuir al contraste de imágenes de alta densidad en muestras inclinadas, contraste por orientación codificado en imágenes por colores, y la baja pérdida de señales e imágenes brillantes. En la construcción del mapa patrón de calidad en escala de grises el color negro es asignado a la resolución por contraste con cero soluciones dentro de la base de datos, los grises siguientes asociados en la distinción de fases.

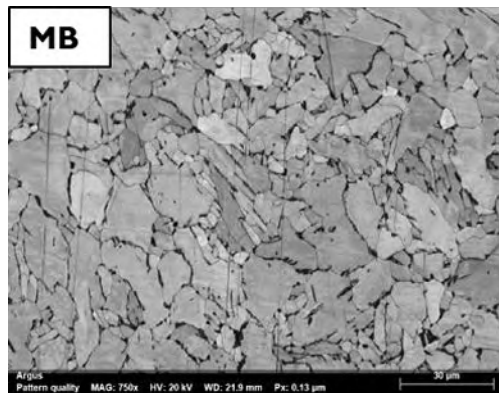


Fig. 3. 13 Mapa patrón de calidad para muestra evaluada por EBSD, mapa obtenido de forma automática por medio del sistema Argus.

Mapa de fases: a través de él se logra la identificación y distribución de diferentes fases, su aplicación es importante al contribuir en la detección de fases secundarias, así como su morfología y distribución proporcionando fracciones de área precisas para cada fase como se muestra en la Fig. 3. 14.

Mapa distribución de granos: está formado por la obtención de los datos de orientación de los granos y subgranos constituyentes de la microestructura, el sistema ARGUS®, permite la representación de la orientación individual por medio de la visualización de colores, empleados en la representación de la dirección preferencial facilitando la extracción de información conforme a la textura, los colores suelen ser similares o bien únicos en la construcción del mapa, el mapa principal es Euler, debido a la compleja comprensión del mismo es posible emplear los mapas IPF (Inverted Pole Figure) debido a que estos muestran una escala de colores similares o únicos para la muestra, permitiendo una mayor comprensión, estos mapas se encuentran disponibles en los ejes x, y, y z. El principal empleo del mapa de granos en el proyecto es sobre estimación del tamaño de grano en cada una de las condiciones permitiendo evaluar los efectos ocasionados por las rutas de tratamiento térmico empleados en la Fig. 3. 15 se muestra un ejemplo del mapa de granos obtenido por el análisis EBSD.

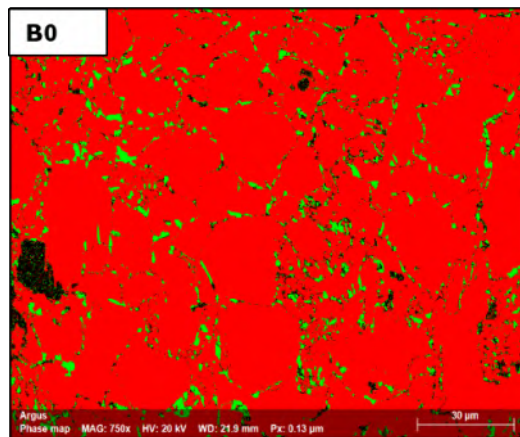


Fig. 3. 14 Mapa de fases, en ella se identifican las fases presentes para cada condición de evaluación asociándose un color distintivo de cada fase.

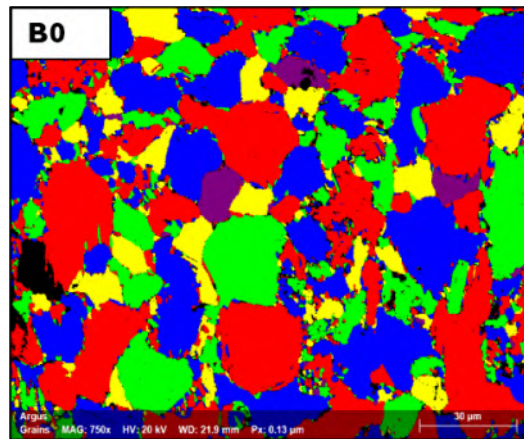


Fig. 3. 15 Mapa de granos, se ilustra la distribución de granos presentes en la zona de construcción para el mapa EBSD, las tonalidades mostradas son asociadas a las direcciones de crecimiento para cada grano.

3.10 Análisis por las técnicas END

3.10.1 Potencial Termoeléctrico (TEP)

La obtención del coeficiente diferencial de Seebeck mediante de la técnica de potencial termoeléctrico, se realizaron con un equipo Thermo-Sorter Walker Scientific, empleando las puntas de Cu y Au, para cada una de las condiciones de estudio, véase Fig. 3. 16. Una de las mayores ventajas que ofrece esta técnica de evaluación es no requerir ninguna preparación previa en la superficie a evaluar así mismo no necesitar de medios acoplantes.



Fig. 3. 16 Equipo de potencial termoeléctrico Thermo-Sorter Walker Scientific.

Las mediciones se realizan poniendo en contacto directo las puntas de Au y Cu sobre la superficie de cada condición tratada térmicamente, en la Fig. 3. 17 se ilustra la medición, repitiendo este método durante una cantidad considerable de 50 repeticiones para la adquisición de datos y realizando un barrido en todas direcciones de la superficie de la muestra. Se emplean condiciones repetibles y reproducibles durante este ensayo monitoreado la temperatura constante en la punta caliente por medio del empleo de un termopar tipo K en la Fig. 3. 18 se muestra el monitoreo de la temperatura.

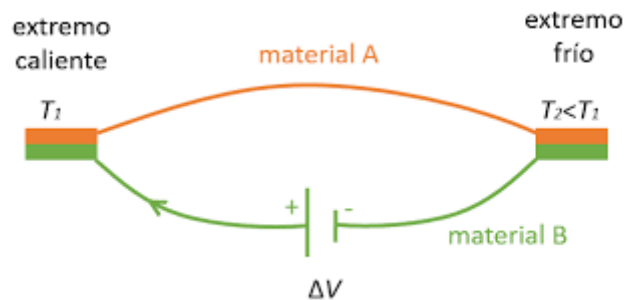


Fig. 3. 17 Esquema de medición de la técnica PTE sobre la superficie del acero en evaluación también es ilustrado un circuito eléctrico equivalente formado entre las puntas y el material.



Fig. 3. 18 Monitoreo empleado sobre el control de temperatura para la punta caliente, se observa la temperatura fija para la evaluación por PTE.

El coeficiente diferencial de Seebeck se obtiene a partir del coeficiente diferencial relativo entre la diferencial de cada gradiente térmico empleado en las puntas. Véase el ejemplo siguiente:

Potencial termoeléctrico relativo: $54 \mu\text{V}$

Gradiente térmico entre puntas: 45°C , 70°C y 25°C , en punta caliente Au y Cu para punta fría.

Mientras que el coeficiente diferencial absoluto se obtiene a partir del cociente entre Potencial termoeléctrico relativo y el gradiente térmico, teniendo por resultado el valor de $1.20 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$. La obtención de los coeficientes se realizó por medio promedios mostrados durante las mediciones. Este método es reportado por Da Rosa [130]

3.10.2 Corrientes de Eddy (EC)

La utilización de la técnica de corrientes de Eddy es para la obtención de la conductividad eléctrica de las condiciones A0, B0 y MB, por medio del equipo NORTEC 500D, marca OLYMPUS, utilizando las sondas tipo lápiz y pan cake empleado multifrecuencias de 0-250 KHz y mono frecuencias de 480 KHz y 60 KHz para las sondas tipo pan cake. En las Fig. 3. 19 se muestra el equipo EC y en la Fig. 3. 20 y Fig. 3. 21 las sondas descritas.



Fig. 3. 19 Equipo Nortec 500D, marca OLYMPUS disponible en el IIMM.



Fig. 3. 20 Sonda tipo pan cake para EC, mono frecuencia.



Fig. 3. 21 Sonda tipo lápiz multifrecuencia para EC.

Para la sonda tipo lápiz se empleó la frecuencia de 60 KHz debido a ser la frecuencia en la que mejor mostraba los cambios presentes para cada una de las condiciones bajo estudio, sin mostrar un sobre posicionamiento en cada una de las señales indicadas en la pantalla del equipo. Tal como lo muestra el plano de impedancia mostrado por el equipo en la Fig. 3. 22.

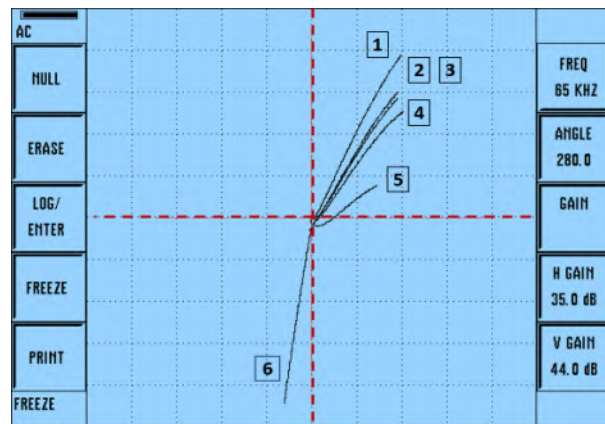


Fig. 3. 22 Plano de impedancia mostrado en el la pantalla del equipo, se observan la frecuencia empleada para obtención de las señales óptimas para cada condición tratada térmicamente y los aceros empleados para calibración del equipo, se sobrepone los cuadrantes con el objetivo de establecer el aumento en la conductividad eléctrica.

Mientras que para las mediciones de las sondas de mono frecuencia se empleó el procedimiento descrito por el manual de usuario y practica del equipo Nortec, utilizando la modalidad directa para la medición de la conductividad eléctrica, tal como se muestra en la Fig. 3. 23.

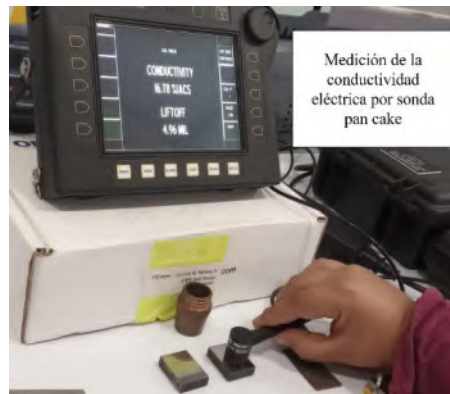


Fig. 3. 23 Medición de la conductividad eléctrica por medio de la sonda de mono frecuencia tipo pan cake.

3.10.3 Ultrasonido (UT)

Las mediciones por ultrasonido se realizaron por medio de un osciloscopio LeCroy Wave Surfer 350 MHz Oscilloscope, acoplado a un emisor receptor para la modalidad pulso eco, la sonda empleada de 20Mhz, usando como medio acoplante gel neutro base de celulosa para las ondas longitudinales, mientras que para las mediciones de ondas de corte se usó miel como acoplante debido a la viscosidad que presenta dicho fluido. En la Fig. 3. 24 se ilustra el equipo empleado.



Fig. 3. 24 Osciloscopio LeCroy Wave Surfer, equipo disponible en el laboratorio de END – IIMM.

La recolección de datos obtenidos para las velocidades ultrasónicas se realizó con 50 mediciones obtenidas a partir del tiempo de vuelo entre los ecos obtenidos para cada una de las condiciones de estudio. Las velocidades ultrasónicas son asociadas por relaciones matemáticas existentes entre las constantes elásticas de los materiales, para la modalidad en modo eco al ser la medición entre la distancia de inicio y retorno se considera a la distancia como dos veces la distancia recorrida por parte del eco emitido.

La expresión matemática es establecida por la ecuación 3.1

$$V = \frac{2d}{\Delta t}, \text{ ecuación 3.1}$$

Donde d corresponde al espesor conocido del material en metros, m. mientras Δt responde al tiempo de vuelo entre los ecos x_1 y x_2 sus unidades responden a los segundos, s. Obteniendo por lo tanto la velocidad ultrasónica lineal correspondiente a cada condición de evaluación.

Para la obtención de la velocidad ultrasónica transversal o de corte se utilizó la relación existente en donde se establece que la velocidad ultrasónica corresponde al 50% de la velocidad longitudinal.

3.11 Evaluación corrosiva

La evaluación electroquímica se realizó por medio de las técnicas de curvas de polarización potenciodinámicas (curvas de Tafel), espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS) y resistencia lineal a la polarización (LPR), empleando un potencióstato de la marca GillAC Instruments, equipo empleado en el monitoreo instrumental para la corrosión, véase la Fig. 3. 25 muestra el potencióstato utilizado; así como también la utilización de una celda electroquímica con un arreglo de tres electrodos en la Fig. 3. 26 se muestra la celda empleada para las pruebas electroquímicas.



Fig. 3. 25 Potenciostato GillAC, empleado para las pruebas electroquímicas.

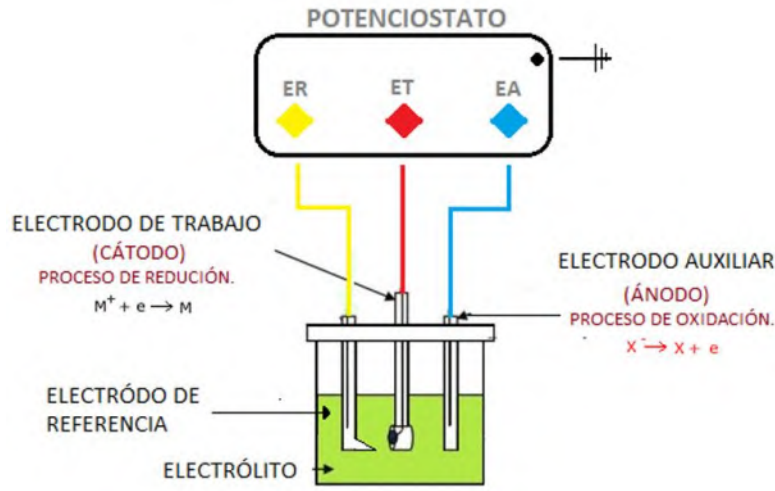


Fig. 3. 26 Arreglo para celda de tres electrodos para las pruebas de corrosión.

Como electrolito se utilizó agua de mar sintética bajo norma ASTM D1141-98, la cual presenta una composición química establecida en la Tabla 3. 2, se presentan los elementos de mayor presencia en su composición química y destacando la abundancia de cloruros.

Tabla 3. 2 Composición química para agua de mar sintética bajo norma ASTM D-1141-98

Compuesto químico	Concentración en solución (g/L)
NaCl	24.54
CaCl ₂	1.16
KCl	0.695
NaHCO ₃	0.201
MgCl ₂	5.2
Na ₂ SO ₄	4.094

3.12 Cálculo de las constantes electroquímicas y velocidades de corrosión por medio de la extrapolación de Tafel

Para la obtención de las constantes electroquímicas y velocidades de corrosión se utilizó la norma ASTM G -102 la que se describe a continuación.

La obtención de las curvas potenciodinámicas se obtuvieron por medio del software integrado al equipo Gill AC, llamado Analysis donde a partir de las curvas es posible realizar el análisis de los datos presentes en ellas como el potencial de corrosión tomado de forma directa de las curvas, así como también la corriente de corrosión. En la Fig. 3. 27 se ilustra el procedimiento realizado.

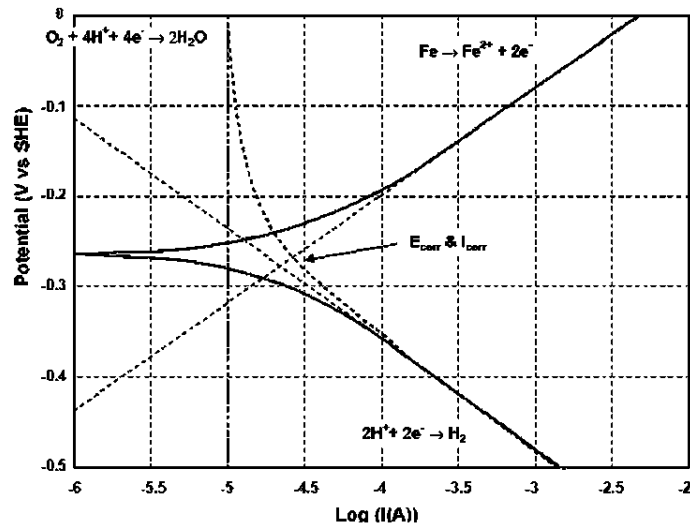


Fig. 3. 27 Curva potenciodinámica, en ella se ilustra la extrapolación de Tafel dónde de forma gráfica son obtenidas los valores de las constantes electroquímicas de interés.

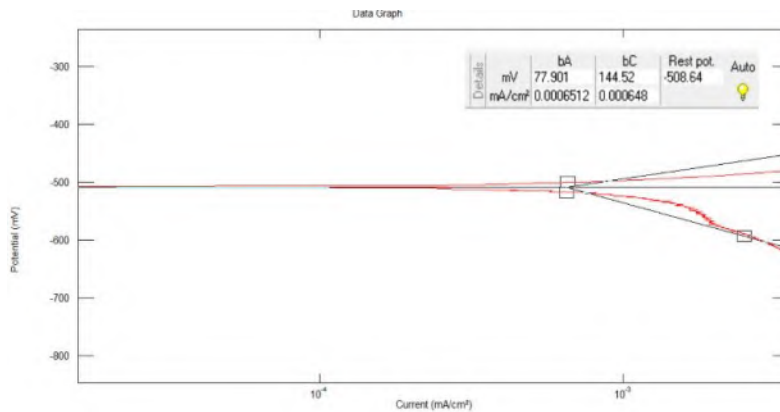


Fig. 3. 28 Curva potenciodinámica para una de las condiciones de evaluación se ilustra la obtención de las constantes electroquímicas involucradas en la corrosión por medio del software Analysis.

La ecuación 3.2 ilustran el cálculo de la velocidad de corrosión para las muestras examinadas por la técnica de extrapolación de Tafel y de acuerdo al procedimiento marcado por la norma ASTM G-102.

$$CR = K_1 \frac{i_{corr}}{\rho} EW \text{ (mm/año)}, \text{ ecuación 3.2}$$

i_{corr} = Densidad de corriente, obtenida por la extrapolación de Tafel

K_1 = Constante de unidades dependientes a las variables de CR o pérdida de masa (MR), los valores son establecidos por la norma ASTM G-102

ρ = Densidad del material o aleación

EW = Peso equivalente de la aleación, que se calcula por medio de la expresión siguiente.

$$EW = \frac{1}{Q};$$

De donde Q expresa la relación entre la fracción en masa de los elementos formadores de la aleación, su peso atómico y la valencia en cuestión. Al tratarse de más de dos elementos generalmente su expresión real es la mostrada, donde se emplea la sumatoria real de cada uno de los elementos de mayor presencia en dicha aleación.

$$Q = \sum \frac{n_i f_i}{W_i}, \text{ ecuación 3.3}$$

n = Valencia del elemento de aleación

f = Fracción en masa del elemento dentro del sistema de aleación

W = Peso atómico del elemento bajo evaluación.

Capítulo 4. Resultados y discusión

4.1 Microscopía Óptica

La caracterización inicial por microscopía óptica se empleó para las condiciones A0, B0 y MB siendo esta última la primera muestra bajo evaluación, en la Fig. 4. 1 se muestra la microestructura compuesta de ferrita y perlita, debido al empleo de nital 2% se observa una coloración azul bajo la luz polarizada del microscopio para la fase Ferrita mientras que en color oscuro es adjudicado a la cementita (Fe_3C) presente en el microconstituyente perlita, la distribución de granos muestra un crecimiento equiaxial procedente del proceso de laminación.

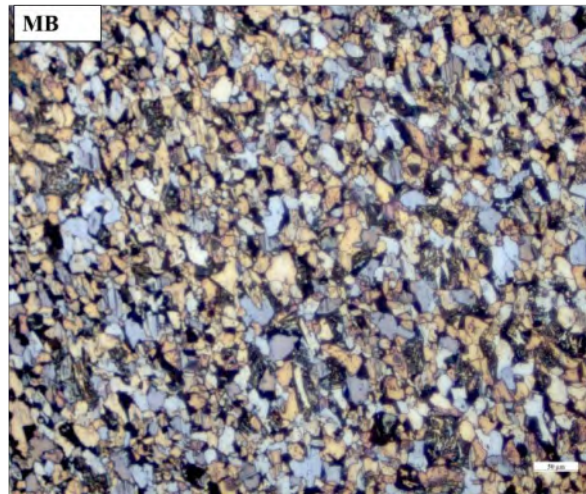


Fig. 4. 1 Micrografía óptica 50X condición MB.

Una vez obtenidos los tratamientos térmicos satisfactorios para el acero multifásico se adquirieron las micrografías ópticas finales. En la Fig. 4. 2 y Fig. 4. 3 se muestran las micrografías para las condiciones A0 y B0.

La Fig. 4. 2 correspondiente a la ruta de tratamiento térmico de tres etapas o ruta alta exhibe una microestructura multifásica formada por Ferrita como matriz siendo rodeada en los límites de grano por la austenita retenida y bainita, fase y microconstituyente de mayor dureza con respecto a la matriz ferrítica, presenta un tamaño de grano menor al mostrado por la condición B0 bajo las mismas condiciones de magnificación, mientras que las morfologías predominantes son ferrita poligonal, en donde es posible observar el particionamiento de granos de ferrita en sub granos, mientras que para las fases transformadas se observa una mayor dispersión de las mismas sobre la microestructura total.

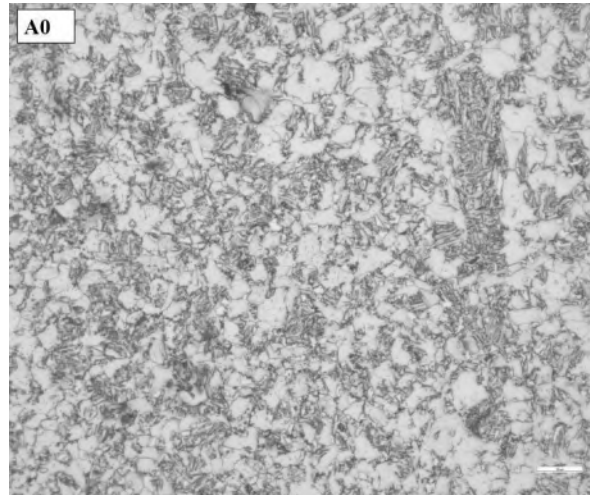


Fig. 4. 2 Micrografía óptica 50x condición A0 constituida por Ferrita y otras fases.

La Fig. 4. 3 corresponde a la condición de tratamiento térmico convencional también denominada B0, en ella es visible la presencia de la fase ferrita, presentando un tamaño de grano superior a las condiciones evaluadas, mientras que las fases transformadas secundariamente se encuentran rodeando a la fase ferrita indicando el inicio de transformación ocurrida a través de los límites de grano a austenita debido al recocido realizado en la región intercrítica, en donde fueron realizadas posteriormente las transformaciones a bainita, finalizando con el temple para la retención de la austenita.

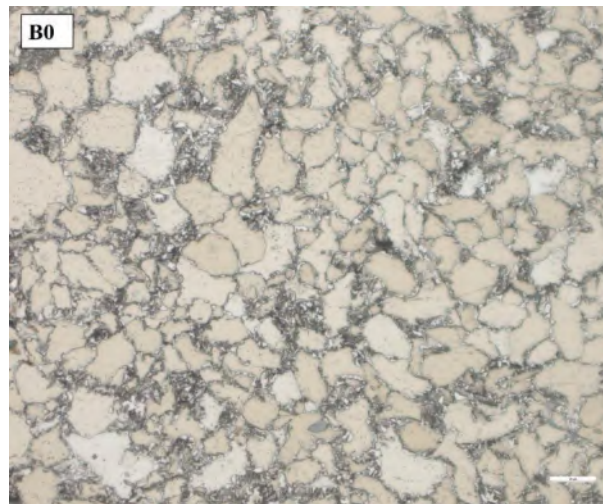


Fig. 4. 3 Micrografía óptica para B0, 50X.

En Fig. 4. 4 se presentan las micrografías ópticas con la mayor resolución permisible por el microscopio óptico, se evidencian las principales diferencias microestructurales entre las condiciones tratadas térmicamente, los efectos de dispersión en las fases transformadas secundariamente son evidentes, mientras que ambas condiciones comparten la matriz ferrítica, en ambas muestras es visible la presencia de granos en forma de bloques en su microestructura, los cuales podrían ser asociados a una transformación inconclusa por parte de la austenita permitiendo ser relacionada con su retención en la microestructura de los aceros multifásicos; se observa también la presencia de una tercer morfología que podría ser adjudicada a la bainita sin embargo debido a la falta de resolución no es posible asociarse de forma correcta, en la condición A0 es posible ver algunas agujas que podría tratarse bainita, sin embargo para la condición B0 no es posible hacer dicha observación; siendo limitada su caracterización microestructural por MO. Resalta la diferencia entre las condiciones A0 y B0 el tamaño de grano constituyente de la matriz ferrítica.

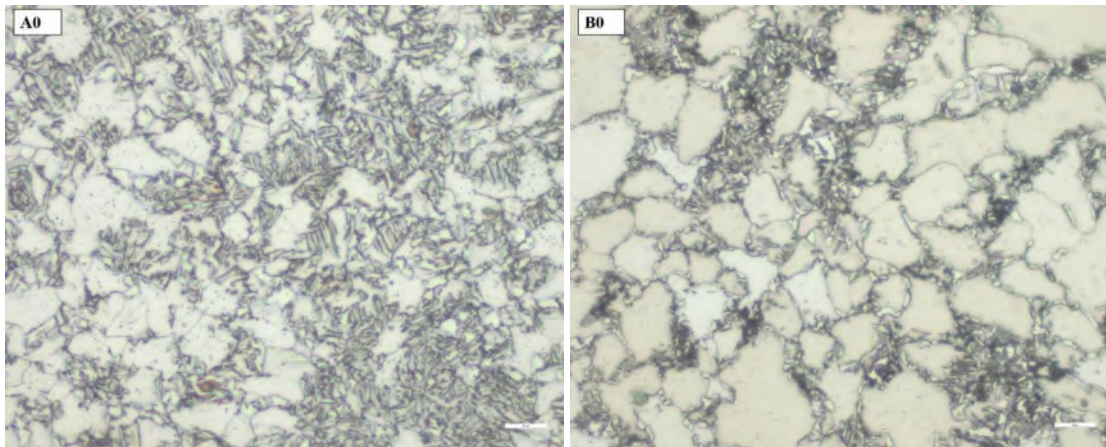


Fig. 4. 4 Micrografías ópticas de las condiciones A0 y B0, comparten condiciones de evaluación 100X resolución óptica máxima permisible por equipo Carl Zeiss.

En ambas condiciones no es observable la presencia de perlita que indique algún efecto adverso durante la realización de los tratamientos térmicos realizados. Debido a las limitaciones presentes en la MO para las fases secundarias de transformación; es empleada la técnica de estimación de fases para la cuantificación volumétrica de las fases secundarias y la matriz. En la Fig. 4. 5 se muestra la estimación volumétrica para cada una de las condiciones, en contraste rojo se encuentran las fases secundarias de transformación asociadas a la austenita retenida (RA) y bainita (α_B) debido a la limitación en su resolución son tomadas como un solo valor para ambas, mientras que en blanco y negro se encuentra la matriz ferrítica. El resultado obtenido por la estimación volumétrica a través del análisis de imagen es:

A0: 60.4% ferrita - 39.6% fases secundarias y B0: 68.18% ferrita - 32.18% fases secundarias

Tomando como resultado de dicha estimación que la mayor cantidad en volumen para la matriz de ferrita es para la condición B0, mientras que la condición con una mayor cantidad relativa de fases secundarias de transformación es para la condición A0.

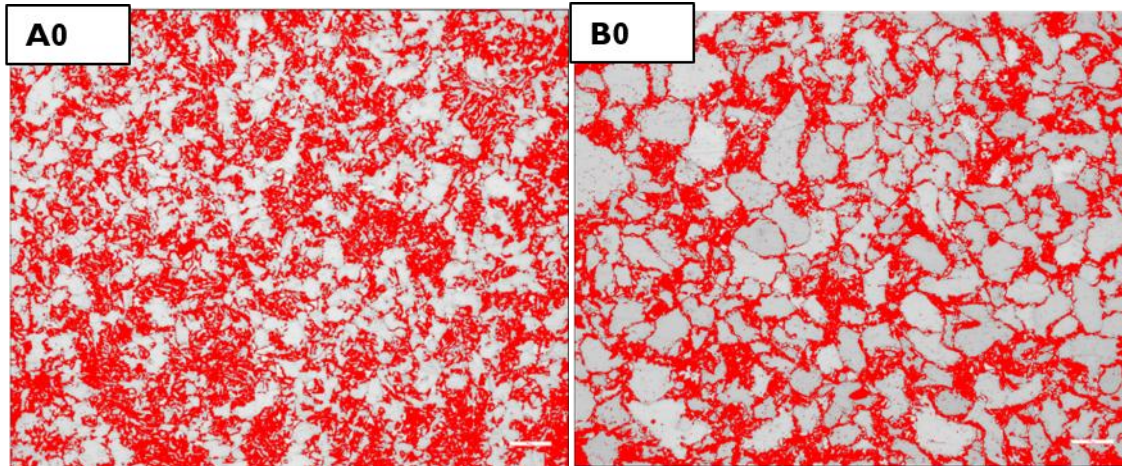


Fig. 4. 5 Imágenes de las muestras empleadas en el análisis de imagen para la estimación volumétrica de fases en el acero multifásico.

4.2 Cuantificación de fases por DRX

Los resultados de la caracterización por difracción de rayos X se muestran en la Tabla 4. 1 en ella se resume la cuantificación de fases (%peso), ángulo de difracción y parámetro de red; confirmando las fases presentes en cada una de las muestras y su condición.

El volumen de fases presentes puede verse afectado por la característica de las muestras que se encuentran en estado sólido los cuales es conocido que pueden experimentar una orientación preferencial y verse afectado en su cuantificación durante la difracción, sin embargo, la técnica permite el análisis cuantitativo y cualitativo permitiendo ser comparable los resultados de cuantificación de fases con la técnica de EBSD. Para la identificación de las fases fueron usadas las tarjetas pertenecientes a la Crystallography Open Database, para la ferrita COD 9008536, austenita COD 901537 y para la cementita COD 9012188.

La muestra A0, presenta el mayor valor correspondiente al volumen de fases para la Austenita con un 7.2% mientras que la condición tratada por la ruta convencional B0, presenta un 6.1% de RA, pero mostrando un valor superior de Ferrita en su matriz con un valor cercano al 94% en su composición microestructural. Mientras que la condición de inicio para MB presenta los valores de 95.2% para la Ferrita mientras que presenta un 4.8% de Cementita compuesto presente en el microconstituyente Perlita (Ferrita + Cementita), siendo de importancia su identificación para su relación con las técnicas no destructivas.

El parámetro de red de las fases permanece sin cambios significativos esto debido a que el cambio observable en su dimensionamiento no es suficiente para mencionar la existencia de micro deformaciones.

Tabla 4. 1 Resultados obtenidos a través de técnica de DRX para las condiciones A0, B0 y MB.

Muestra	Fases presentes (% peso)		Parámetro de red (Å)		2θ	(h k l)
	Ferrita	Austenita	Ferrita	Austenita		
AO	92.8	7.2	2.8665	3.6148	44.68	(101)
BO	93.9	6.1	2.8672	3.6148	64.92	(200)
MB	95.2	4.8	2.8687	-	82.24	(211)
		(Cementita)				

En la Fig. 4. 6 se ilustran los patrones obtenidos para cada una de las condiciones bajo estudio, para las condiciones A0 y B0 es observable la presencia de un pico previo a otro pico de la fase ferrita, este otro pico difracta antes de él y es asociado a la fase austenita, permitiendo confirmar su retención en la microestructura del acero tratado térmicamente, permitiendo establecer la existencia de más de una sola fase en el acero y entrar al campo de aceros multifásicos debido a contar con la presencia de austenita retenida.

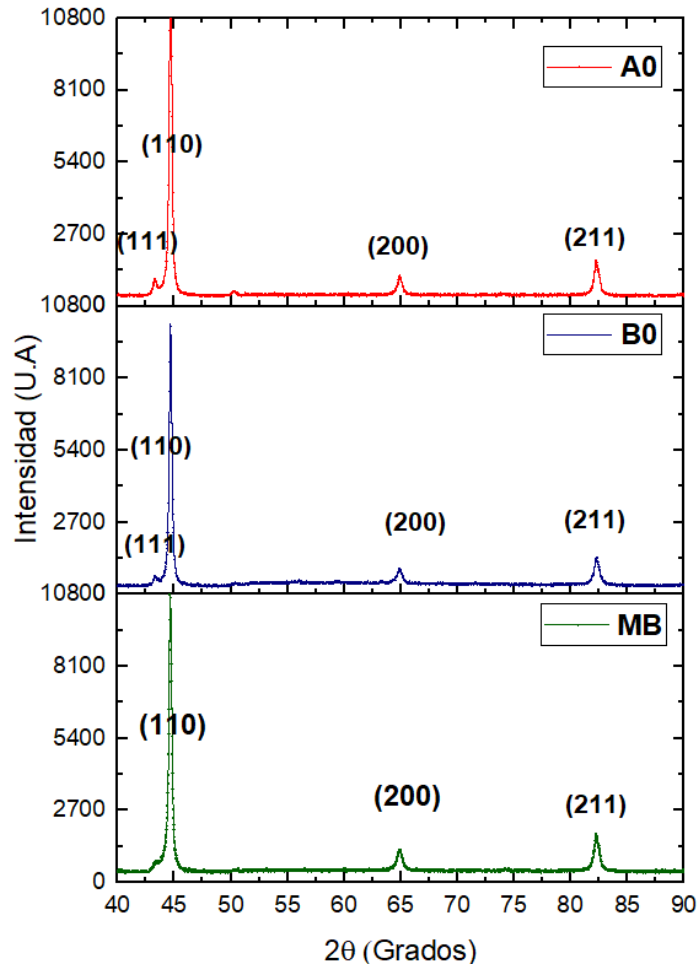


Fig. 4. 6 Patrones de Difracción de Rayos X para las condiciones A0, B0 y MB.

4.3 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

La identificación de las fases y microconstituyentes por EBSD es obtenida gráficamente por medio de los mapas capturados durante el barrido de la zona en evaluación, con el empleo de la técnica se muestran los mapas de principal interés, los cuales son nombrados por el mismo software como mapas patrón de calidad, de granos y de fase, respectivamente. En la Fig. 4. 7 se muestran la micrografía de la zona de evaluación dónde serán construidos los mapas de difracción para las tres condiciones estudiadas, desplegándose a partir del mismo el primer mapa patrón de calidad.

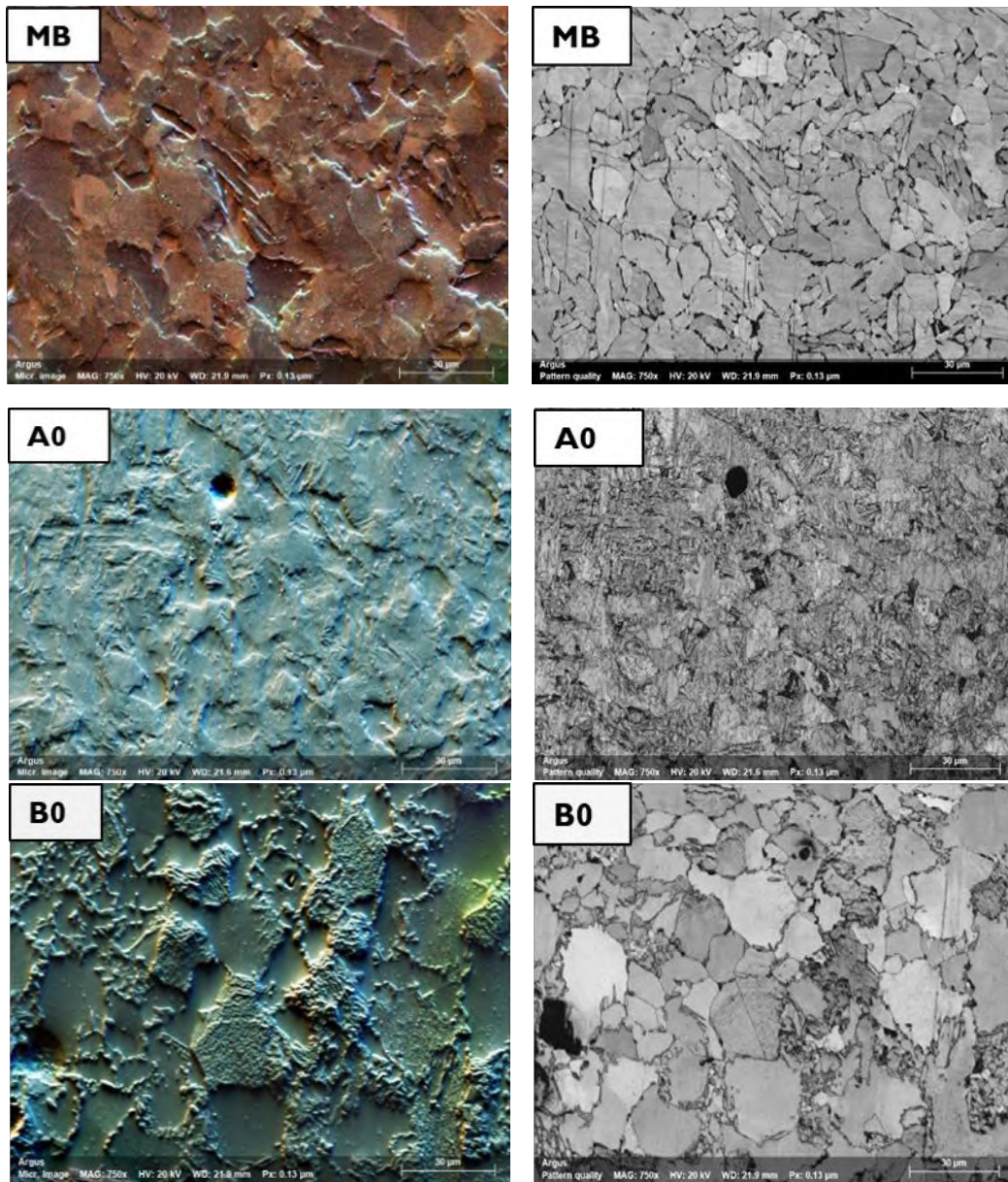


Fig. 4. 7 Micrografías MEB y patrones de calidad obtenidos por EBSD para las condiciones MB, A0 y B0.

La micrografía MEB o zona de evaluación para la difracción de electrones retrodispersados, es el área del material expuesta para llevar a cabo la indexación durante la formación de las líneas de Kikuchi para la difracción de los electrones retrodispersados, los cuales permitirán la formación de las señales que construirán al hipermapa, en ellas al experimentar interacción con los electrones y las señales producidas por la superficie de los aceros bajo evaluación, es posible presentar efectos diversos entre sí de sombra, contorno y coloración sobre la superficie de los especímenes, tal como lo muestra las imágenes de las zonas de evaluación en la *Fig. 4. 7*, dichas diferencias son resaltadas por la preparación previa en su evaluación; resaltando la coloración, tamaño de grano y efectos de contorno sobre la superficie de cada una de las condiciones.

La condición MB, presenta un tamaño de grano intermedio entre las condiciones B0 y A0, esta característica es apreciable en el mapa de calidad al resaltar los límites de grano presentes de cada condición. Mientras que los mapas de fase y granos se encuentran en la *Fig. 4. 8* respectivamente.

En los mapas de fase es asociado el color rojo a la fase ferrita mientras que el verde es para la RA, en la *Fig. 4. 8* se disponen de los mismos.

Tabla 4. 2, se presentan los datos obtenidos a partir de los mapas mencionados anteriormente y en la *Fig. 4. 8* se disponen de los mismos.

Tabla 4. 2 Datos obtenidos por EBSD a través de los mapas de fase y granos

	A0	B0	MB
Porcentaje de fases	95.1% ferrita y 4.91% austenita	90.1% ferrita y 5.81% austenita	94.3% ferrita y 5.7% cementita
Tamaño de grano	11.1 μm , ferrita 1.41 μm , austenita	18.4 μm , ferrita 1.74 μm , austenita	15.8 μm , ferrita 0.369 μm , cementita

El porcentaje de fases obtenidos por EBSD para la fase ferrita tiende a mostrar valores cercanos a los también obtenidos por DRX, sin embargo, los valores para la austenita retenida se alejan de los valores obtenidos por la otra técnica de difracción. Es la condición A0 la que presenta la discrepancia en la cuantificación de RA. Así también es importante mencionar que los mapas de EBSD constituyen una herramienta visual y su comprensión resulta ser más fácil al tratar de evidenciar las diferencias entre las condiciones de investigación; se destaca la magnitud en el tamaño de grano presente para la condición A0, siendo ella no solamente la magnitud del tamaño para la ferrita sino también para la austenita.

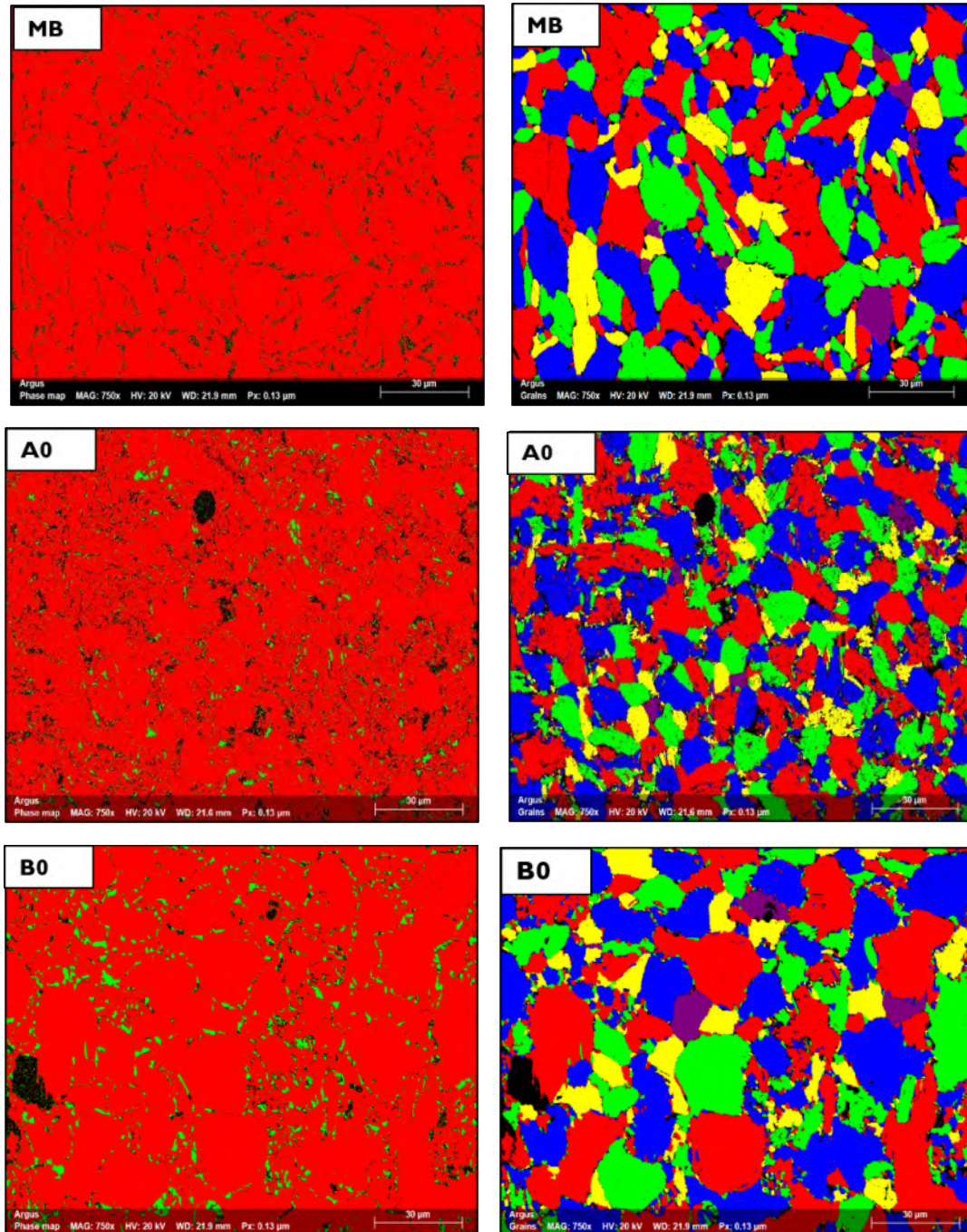


Fig. 4. 8 Mapas de fase y granos para las condiciones A0,B0 y MB.

A partir de la información obtenida por medio del mapa de granos se realizó un análisis estadístico del tipo ANOVA, con la finalidad de evidenciar las diferencias existentes en su conjunto de datos a través de su media, el resumen se presenta en la Tabla 4. 3

Tabla 4. 3 Análisis estadístico para resultado del tamaño de grano obtenidos a través de EBSD

Condición/ Variable	Tamaño de la media (μm)	Error estándar de la media	Desv. Est.	Tamaño mínimo (μm)	Tamaño máximo (μm)
MB	15.22	0.582	4.157	9.045	26.754
A0	12.90	0.362	2.583	9.950	18.645
B0	18.57	0.964	5.190	12.116	27.967

Por medio del ANOVA se demuestra la existencia de las diferencias entre las medias de cada una de las condiciones de estudio, en donde A0 responde al valor mínimo dentro de las tres condiciones, por su parte la condición B0 posee el valor máximo de las comparaciones, mientras que MB tiene una media intermedia entre las condiciones tratadas térmicamente para la obtención del acero multifásico.

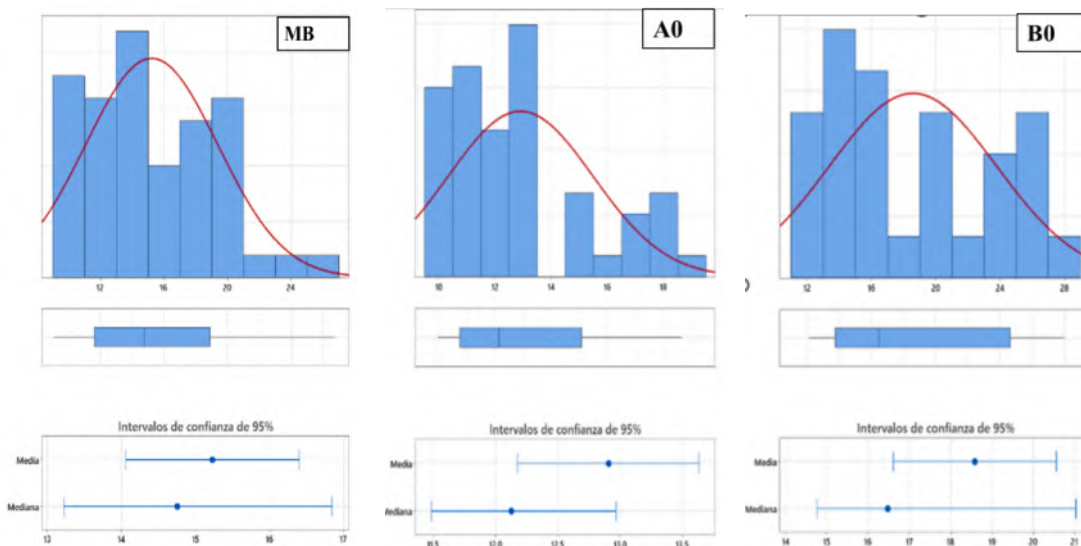


Fig. 4. 9 Distribución estadística para los datos obtenidos para el tamaño de grano por EBSD en las condiciones A0, B0 y MB.

En la Fig. 4. 9 se muestran las distribuciones estadísticas para las colecciones de datos adquiridas para el tamaño de grano, considerando una distribución normal y empleando una confiabilidad al 95% para las clases obtenidas, se muestra la media y mediana en las clases obtenidas para los tamaños de grano en cada una de las condiciones.

4.4 Evaluación no destructiva (END)

4.4.1 Potencial termoeléctrico

Por medio de la evaluación no destructiva de potencial termoeléctrico o PTE se obtuvieron los coeficientes diferenciales de cada una de las condiciones de análisis. Dichos coeficientes son únicos para los materiales como polímeros, aceros y otras aleaciones los cuales pueden verse afectados por diversos factores tal como lo reportan De la Rosa y col. [31] así también Hernández y col. [44] en sus investigaciones y así también como la presencia o ausencia de elementos caracterizados por su comportamiento conductor.

En la Fig. 4. 10, se muestran los coeficientes diferenciales de Seebeck obtenidos para las condiciones A0, B0 y MB en donde las lecturas realizadas evidencian una diferenciación en las condiciones evaluadas, siendo la condición MB la de menor coeficiente absoluto de Seebeck asociado directamente con los efectos microestructurales presentes en cada condición; mientras que las condiciones A0 y B0 presentan las mayores magnitudes en sus coeficientes diferenciales.

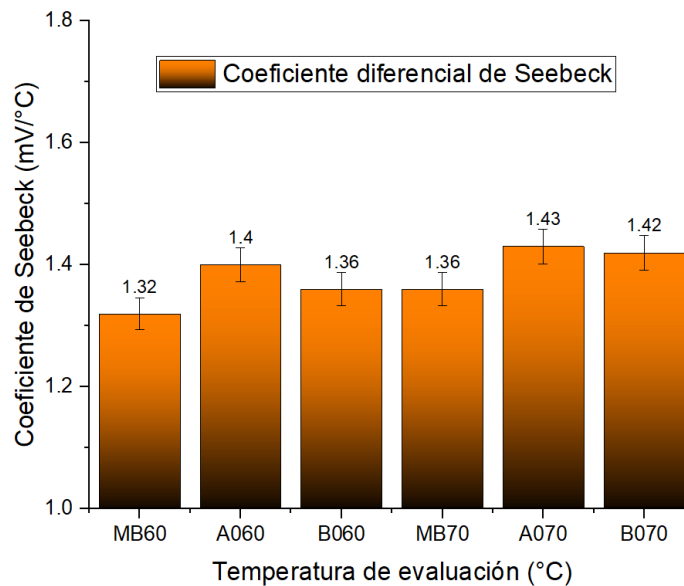


Fig. 4. 10 Coeficientes diferenciales de Seebeck para las condiciones MB, A0 Y B0.

La disminución presente en el coeficiente para MB, es asociado a la cementita presente en el microconstituyente Perlita y debido a que esta se presenta en forma laminar entre capas de ferrita y cementita, esta última al poseer una composición química estequiométrica de Fe_3C y con enlace del tipo covalente dentro de una matriz metálica tiende actuar como resistencia al no tener electrones disponibles que ceder ante el paso de la corriente, tal como lo demostró Hernández y col. [44], de allí que el coeficiente de Seebeck para la condición MB sea afectado con respecto a las condiciones tratadas térmicamente.

En las evaluaciones por TEP, se emplearon tres condiciones térmicas para la evaluación de los aceros tratados térmicamente, utilizando los gradientes térmicos en la punta caliente de 70°C, 60°C y 50°C manteniendo fija la temperatura en la punta fría a 25°C, con el objetivo de lograr aumentar el flujo de los electrones en la punta caliente y lograr el establecimiento de una temperatura de evaluación para llevar a cabo la dilucidación de las muestras evaluadas.

Como parte del análisis de los resultados obtenidos por TEP, se llevó a cabo un ANOVA de un solo factor; en el cual se busca lograr la evidencia de la varianza existente entre las muestras, los resultados se muestran en las Fig. 4. 11, Fig. 4. 12 y Fig. 4. 13 para cada una de las condiciones y en la Tabla 4. 4 se muestra el resultado del análisis ANOVA, donde las medias para todas las condiciones y muestras difieren de MB, mientras que no existe una diferencia significativa para las condiciones A0 y B0 es utilizado un índice de confiabilidad al 95% para las medias estableciendo los valores mínimos y máximos dentro de este análisis, dichos valores se encuentran también dentro de los límites para las gráficas de caja calculados en cada una de las condiciones y muestras estudiadas.

Tabla 4. 4 Resultados obtenidos del análisis ANOVA para los datos obtenidos por TEP.

Muestra/ Variable	Tamaño de la muestra	Media	Desviación estándar	IC individual 95% para media
MB	99	1.3653	0.0654	(1.3421, 1.38885)
A0	99	1.4354	0.1001	(1.3999, 1.4709)
B0	99	1.4271	0.0832	(1.3976, 1.4566)

La condición A0 muestra un comportamiento sin varianza significativa en las condiciones térmicas de evaluación a 70°C y 60°C, mientras que para la condición térmica de 50°C presenta una diferencia significativa con respecto a las otras temperaturas no permitiendo considerar a esta última como óptima para su evaluación en los aceros.

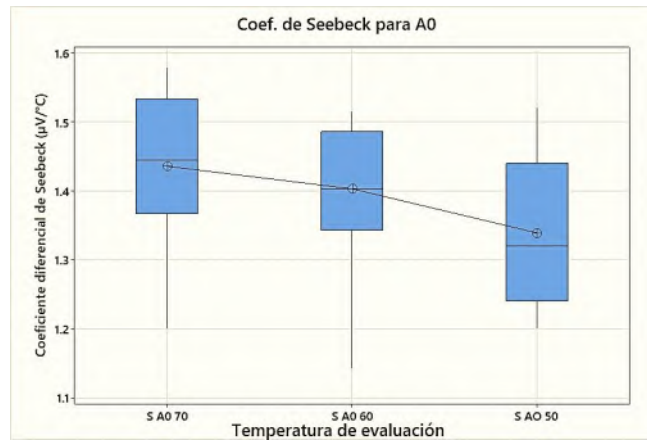


Fig. 4. 11 Coeficientes de Seebeck para A0 bajo las diferentes temperaturas empleadas en su evaluación.

En MB se observa una mayor sensibilidad ante los datos obtenidos por PTE bajo las condiciones térmicas de 60°C y 50°C ,respectivamente, así también es observable la presencia de datos atípicos y de magnitud comparables a los otros especímenes bajo la condición térmica de 70°C para MB, permitiendo concluir que al aumentar el gradiente térmico en la punta caliente los datos obtenidos en el material MB dejan de presentar el menor coeficiente de Seebeck indicando la pérdida de la sensibilidad de la técnica al comportamiento resistivo en MB asociado ante la presencia de Fe₃C o cementita. Véase Fig. 4. 12.

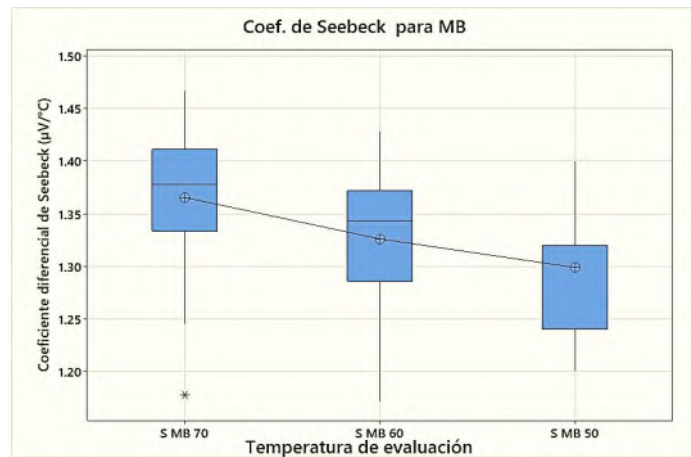


Fig. 4. 12 Coeficientes de Seebeck para MB bajo las diferentes temperaturas empleadas en su evaluación

Sin embargo, para B0 las condiciones en las temperaturas empleadas para su evaluación muestran un comportamiento de mayor sensibilidad bajo las condiciones de 70°C y 60°C, véase Fig. 4. 13; caso similar presentado en A0 y por ende es considerable el empleo para la caracterización de las condiciones A0, B0 y MB los gradientes térmicos obtenidos en las temperaturas de 70°C y 60°C para la punta caliente con el objetivo de la dilucidación entre los

tres especímenes, mientras que para demostrar la existencia del comportamiento resistivo en MB es considerable utilizar las temperaturas de 60°C y 50°C.

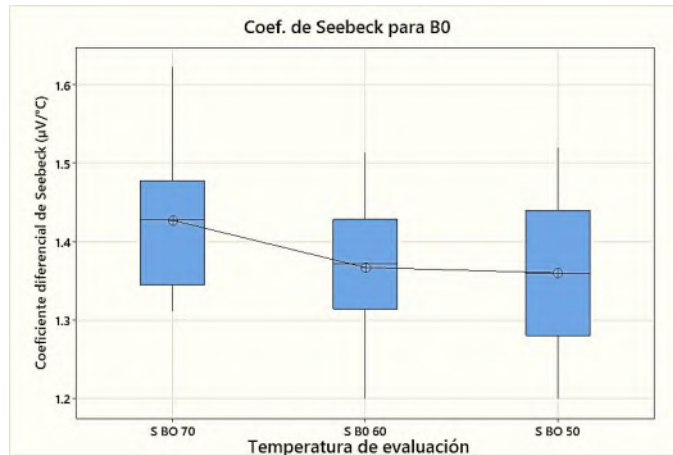


Fig. 4. 13 Coeficientes de Seebeck para B0 bajo las diferentes temperaturas empleadas en su evaluación

4.4.2 Evaluación por corrientes de Eddy (EC)

Es una técnica, metodología y práctica bastante citada por parte los sectores como el industrial y el campo de investigación, empleado no solamente en la detección de defectos superficiales y subsuperficiales sino también como técnica de caracterización al lograr medir de forma directa la conductividad eléctrica de los materiales, evadiendo el efecto de la presencia de recubrimientos no conductores sobre materiales metálicos a través de llevar a cabo la evaluación por medio de una profundidad de penetración sobre la superficie y subsuperficie del material asociado directamente con la frecuencia de inspección utilizada. Las grandes ventajas que posee esta técnica es el poder llevar a cabo su práctica en actividades de campo y directamente sobre materiales de componentes en servicio sin causar alteraciones y así como la obtención de resultados inmediatos por medio de las indicaciones obtenidas en el equipo, sin necesitar emplear preparación alguna o requerir medios intermediarios para su funcionamiento como es el caso del ultrasonido.

4.4.3 Ángulo de fase

La modalidad de EC por ángulo de fase como se mencionó anteriormente está formado directamente por la respuesta que brinda el equipo de corrientes de Foucault, brindando un vector resultante con un origen en cero entre los ejes planares de la reactancia inductiva y la resistividad características de los materiales, así como también, el estado en el que éstos se encuentren por efecto de tratamiento térmico, termomecánico, bajo efecto de deformaciones plásticas por laminación, conformado, etcétera.

De manera que los resultados mostrados en la Fig. 4. 15 se encuentran asociados a las siguientes relaciones, el vector resultante igual a la magnitud vectorial pitagórica entre la resistividad (R) y reactancia inductiva (X_L), a la oposición puesta en el flujo de corriente es denominado resistividad y se encuentra asociado a las características conductivas de los materiales, también denominados como cantidad de electrones libres. Mientras que la reactancia inductiva es descrita como la oposición del flujo de corriente al cambio de dirección o bien al flujo sinusoidal en la corriente alterna, al involucrar el flujo de corriente y ser descrita matemáticamente por medio de números complejos se le denomina como la parte imaginaria en el plano de EC. Al tratarse de forma pitagórica la resultante también llamada como impedancia eléctrica (Z_{Ω}), el ángulo formado entre ellos recibe el nombre de ϕ , teniendo como expresión matemática:

$$\phi = \arctan\left(\frac{X_L}{X_R}\right),$$

Mientras que la impedancia eléctrica (Z_{Ω}), es descrita como;

$$|Z| = \sqrt{X_R^2 + X_L^2}$$

De tal forma que el plano de impedancia eléctrica está formado, como se esquematiza en la Fig. 4. 14.

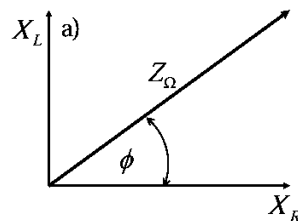


Fig. 4. 14 Plano de Impedancia eléctrica formado entre la reactancia inductiva X_L y resistencia X_R

El plano de impedancia eléctrica (Z_{Ω}) obtenido para los especímenes evaluados se muestra en la Fig. 4. 15, se enlistan los materiales empleados para llevar a cabo la calibración del equipo en la modalidad de ángulo de fase, considerando la afectación de los aceros por la permeabilidad magnética al tratarse de aleaciones ferromagnéticas se emplean muestras con conductividad eléctrica conocida y disponible como patrón para la calibración, aceros SAE 1080 y API X65, así como también un patrón de calibración para el cobre, con la finalidad de poder asociarlo con la norma internacional del cobre recocido (% IACS, International Annealed Copper Standard) empleada como unidad de medida para la conductividad eléctrica por la ASNT.

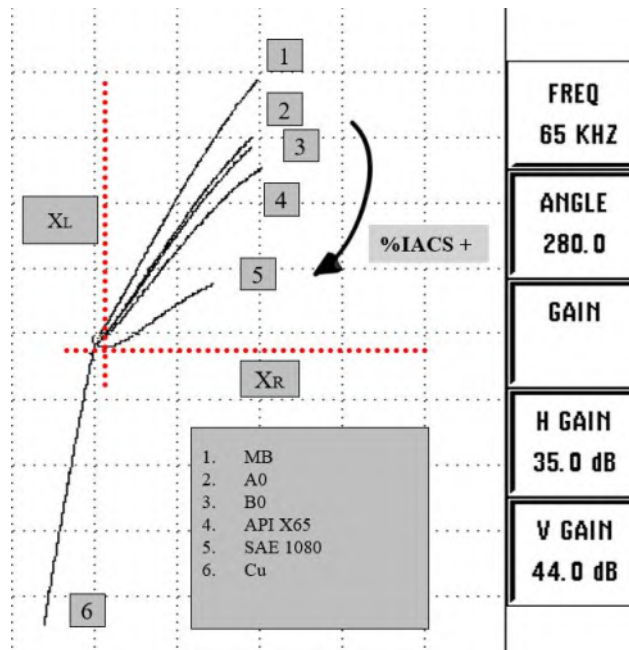


Fig. 4. 15 Plano de impedancia eléctrica obtenida directamente en el equipo Nortec 500D, de EC para las diferentes especies bajo estudio de conductividad eléctrica.

En Tabla 4. 5 , es notable que la muestra con menor conductividad eléctrica es para la condición MB, seguida por A0 y B0 en tercera posición ante las indicaciones mostradas en el plano de impedancia eléctrica. La flecha presente en la Fig. 4. 15 muestra el sentido del incremento en la conductividad eléctrica de los aceros hasta llegar al cobre.

Tabla 4. 5 Resultados obtenidos a través del plano de impedancia en EC.

<i>Material</i>	<i>Conductividad (%IACS)</i>	<i>Ángulo de fase Φ</i>
MB	4.67	52.0
A0	7.06	47.37
B0	7.18	47.14
API X65	7.35	45.18
SAE 1080	16	36.0

4.4.4. EC Modo sonda pan cake.

El equipo de corrientes inducidas presenta distintas modalidades para la medición de la conductividad eléctrica, otra de sus variantes es la modalidad pan cake o sonda tipo pan cake; en la cual se obtiene el valor de forma directa del material a ensayar en la escala de %IACS, utilizando solamente dos patrones de calibración un valor máximo y un mínimo. Las mediciones fueron realizadas empleando sondas tipo pan cake con una mono frecuencia de 480 y 60 KHz respectivamente, y tomando como patrones de calibración las conductividades eléctricas de la aleación TiAl₆V₄ con 1% IACS y un acero SAE 1080 con 16 % IACS. Los resultados obtenidos posteriores a una serie de repeticiones en las mediciones, son mostrados en la mostrada en la Fig. 4. 16.

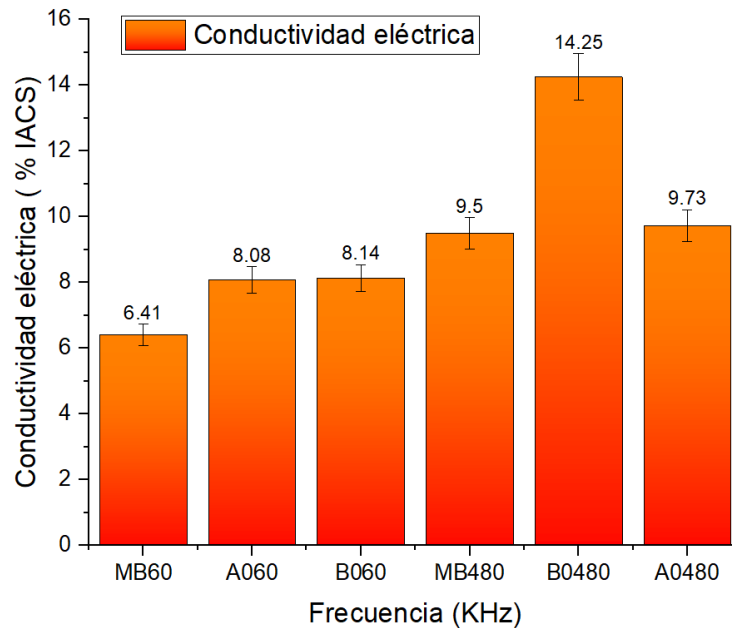


Fig. 4. 16 Gráfica de Frecuencia vs. Conductividad eléctrica en EC para sondas de mono frecuencia tipo pan cake.

Dentro de los resultados obtenidos por las sondas de 60 KHz y 480 KHz, destaca el comportamiento de la condición B0 con la mayor magnitud de conductividad eléctrica entre las condiciones bajo estudio, por su parte MB sigue presentando el comportamiento resistivo con la menor magnitud en ambas frecuencias durante el empleo de la técnica. A0 posee un valor intermedio en su conductividad entre las condiciones citadas anteriormente permitiendo sugerir la existencia de una relación entre el tamaño de grano entre cada uno de los especímenes y no solamente asociarse a la existencia entre las diferentes fases y microconstituyentes de cada condición.

Es importante mencionar que el empleo de sondas de elevada frecuencia no es recomendable debido a la interacción electromagnética en este tipo de aceros en donde existe afectación por los campos magnéticos y dificultando la medición de la conductividad eléctrica real. Motivo por el cual, aunque no se encuentra el empleo de la técnica caída de potencial de corriente alterna (ACPD) en el diagrama experimental es citada con el objetivo de brindar soporte a los resultados obtenidos y es descrita brevemente su principio y resultados obtenidos

4.4.5 Medición de la conductividad eléctrica por la técnica de caída de potencial de cuatro puntas (ACPD)

El empleo de la técnica de caída de potencial de corriente alterna se utilizó con la finalidad de llevar a cabo una verificación y dar soporte en la medición de la conductividad eléctrica de las condiciones A0, B0 y MB para la técnica de EC, debido a la inhabilidad en la separación de los efectos magnéticos y eléctricos en los materiales ferromagnéticos donde existe una polarización magnética, característica de los aceros ferromagnéticos. La caída de potencial (PD) es un método no destructivo usualmente utilizado usando una resistencia de cuatro puntas; en la cual se realiza la medición de la resistencia eléctrica en corriente alterna y se emplea un amplio rango de frecuencias las cuales pueden ser desde frecuencias muy bajas a elevadas en la inspección de materiales metálicos como placas, tubos, o fundiciones.

Las mediciones de ACPD se realizan en la superficie de las placas conductoras, en la cual pueden determinarse las propiedades como conductividad eléctrica, efectividad linear en la permeabilidad magnética, así como también la detección paramétrica de las grietas y espesores de placa de las muestras en inspección. Al poder medir la resistividad eléctrica es posible determinar la conductividad eléctrica de los materiales.

El funcionamiento de la técnica es el suministro o inyección de una corriente dada I , la cual es conducida entre los dos electrodos exteriores y la caída de potencial resultante V entre los otros dos electrodos interiores es medido, debido al contacto entre los electrodos de entrada o inyección y los otros dos electrodos interiores del espécimen de evaluación permitiendo llevar a cabo la medición de la caída del potencial o voltaje entre los electrodos y la muestra de inspección. Véase la Fig. 4. 17.

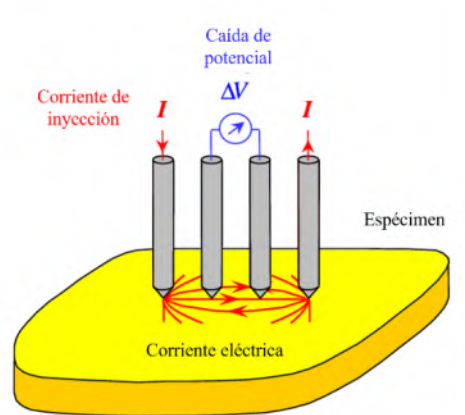


Fig. 4. 17 Esquema de la técnica ACPD por Nagy y col.[56]

Conductividad y resistencia eléctrica: La medición de la propiedad de los metales a transmitir a corriente eléctrica es la conductividad eléctrica, está basada en la teoría de bandas y enlace metálico, es uno de los parámetros intrínsecos de cada material y este puede verse afectado por un aumento o disminución debido a la disponibilidad entre las interacciones de los electrones de conducción y la estructura cristalina. Mientras que el término de resistividad eléctrica de los materiales, es la habilidad de los mismos a impedir o resistir el paso del flujo de la corriente eléctrica. La resistividad es recíproca a la conductividad, y es descrita en términos del flujo de corriente en un cable DC como: R (Ohm, Ω) resistencia del cable, es proporcional a la longitud del cable l , e inversamente proporcional al área de sección transversal, S , de tal forma que matemáticamente queda la siguiente expresión.

$R = \rho \frac{l}{S}$, ρ es la constante de proporcionalidad para la resistividad del material con la cual el material es hecho y sus unidades son (Ωm , Ohm metro) en términos de conductividad puede ser escrita equivalentemente en Siemens metro (Sm^{-1}).

Durante la evaluación de las muestras por ACPD, se empleó una curva de calibración fue empleada para finalmente seleccionar las frecuencias de 3 Hz y 6 Hz, con el objetivo de disminuir la interacción de la permeabilidad magnética, los resultados de las mediciones son mostrados en la Fig. 4. 18 dónde se aprecia la conductividad eléctrica de cada una de los especímenes evaluados.

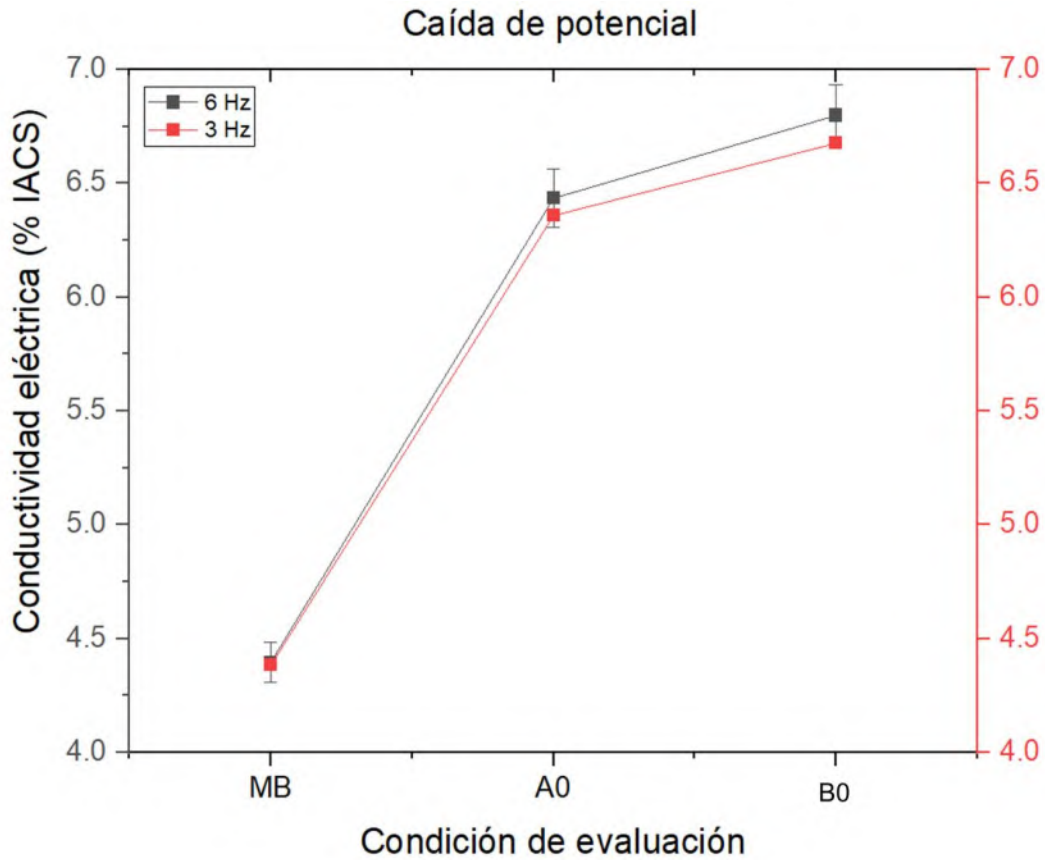


Fig. 4. 18 Grafica de conductividad eléctrica por ACPD para MB, A0 y B0 en las frecuencias de inspección de 3 y 6 Hz

Se aprecia el valor más bajo en la conductividad eléctrica para la condición MB, y para B0 se confirma la mayor conductividad eléctrica presentada en las condiciones de estudio, permitiendo soportar los resultados obtenidos por EC en ambas modalidades, concluyendo el mismo comportamiento eléctrico mostrado para MB, A0 y B0, relacionando el aumento de la conductividad eléctrica con el tamaño de grano, fases y microconstituyentes presentes para cada acero. Por ACPD ha sido posible la obtención real de la conductividad eléctrica disminuyendo significativamente el efecto de la permeabilidad magnética con el uso de bajas frecuencias, en la Fig. 4. 19.

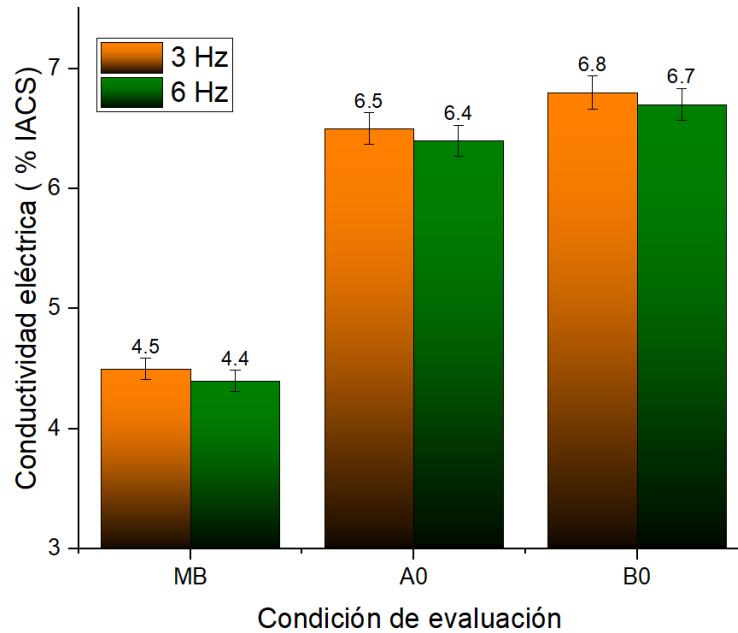


Fig. 4. 19 Valores de conductividad eléctrica por ACPD para todas las condiciones.

4.4.6 Evaluación de la precisión en las mediciones sobre la conductividad eléctrica

El cálculo del error permite evaluar la precisión de las mediciones realizadas en las distintas modalidades de corrientes de Eddy en la determinación de la conductividad eléctrica para cada una de las condiciones de estudio, se busca encontrar la diferencia entre las magnitudes tomadas como reales obtenidas por la técnica ACPD con respecto a las modalidades de EC, por el empleo de sondas pan cake de mono frecuencia 60 KHz y 480 KHz (P60 KHz – P480 KHz) con respecto a la modalidad en ángulo de fase obtenida mediante el plano de impedancia eléctrica

En la Tabla 4. 6 se muestran los errores absolutos determinados a partir de la consideración como valores verdaderos a los resultados de ACPD con respecto a cada una de las modalidades de EC, en ella se evidencia la diferencia en magnitud de las mediciones de ACPD el valor resultante puede considerarse como valor de confiabilidad en las mediciones realizadas.

Tabla 4. 6 Resultados obtenidos para la determinación del error absoluto en las modalidades de EC

Especimen	Error Absoluto		
	EC - A	EC - P60 KHz	EC - P480 KHz
MB	0.17	1.91	5
A0	0.56	1.58	3.23
B0	0.38	1.34	7.45

Mientras en la Tabla 4. 7 se describen los porcentajes de error sobre la confiabilidad en las mediciones obtenidas por las diferentes modalidades de EC, en donde los porcentajes de menor error se obtuvieron por la modalidad de ángulo de fase, en el caso de la modalidad por sondas de mono frecuencia tipo pan cake de 480 KHz no es recomendable su uso debido a alcanzar elevados porcentajes de error dónde no es posible realizar o aceptar la medición solamente de la conductividad eléctrica, en donde podría verse afectado la interacción electromagnética por la aplicación de los campos magnéticos al tratarse de aceros con ferromagnetismo.

Tabla 4. 7 Porcentaje del error en las mediciones de la conductividad eléctrica por EC

% Error para conductividad eléctrica entre modalidades EC			
Espécimen	EC - A	EC - P60 KHz	EC - P480 KHz
MB	3.8	42.4	111.1
A0	8.6	24.3	49.7
B0	5.6	19.7	109.6

4.4.7 Modelo empírico para la relación entre conductividad eléctrica y tamaño de grano

A través de la experimentación realizada con las técnicas no destructivas de caracterización y el empleo de las técnicas convencionales se logró establecer un modelo empírico para la determinación de la conductividad eléctrica en cada uno de los aceros, los cuales presentan una aceptabilidad variable en cada uno de los modelos y condiciones de tratamiento térmico, el modelo presentado se encuentra fundamentado en la relación existente del tamaño de grano con la conductividad eléctrica bajo condiciones cercanas a las exhibidas por el estándar internacional del cobre recocido (%IACS), considerando la naturaleza química del acero en las condiciones MB, A0 y B0.

El modelo planteado para la relación entre la conductividad eléctrica y tamaño de grano para A0 se presenta en la Fig. 4. 20, es importante mencionar las condiciones de procesamiento térmico para la condición final, en donde se presenta un tamaño de grano fino con respecto a las otras condiciones B0 de mayor tamaño de grano compartiendo la presencia de las mismas fases metalúrgicas en A0 y B0, sin embargo, mientras el modelo A0 presenta una correlación cercana al 92% para la condición B0 alcanza solamente un 75%. Debido al valor alcanzado en ambos modelos es posible mostrar la relación existente entre el aumento del tamaño de grano y el aumento en la conductividad eléctrica mostrando así una correlación directa y positiva en ambas condiciones. El modelo para B0 es disponible en la Fig. 4. 21.

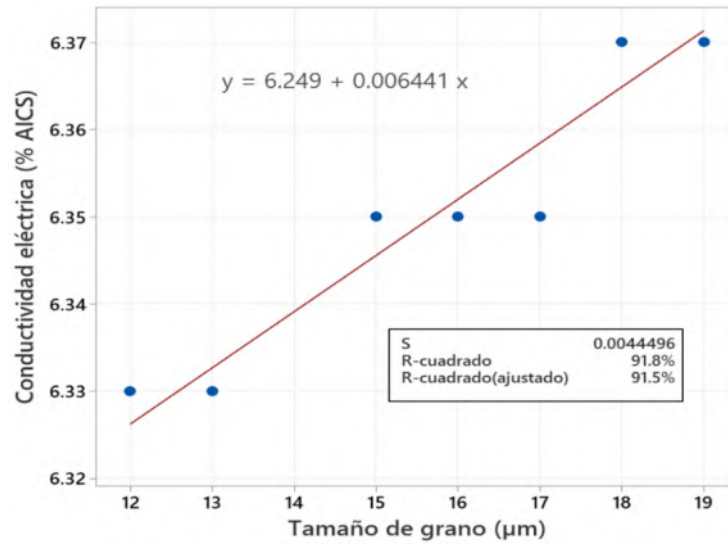


Fig. 4. 20 Modelo empírico para A0, conductividad eléctrica vs tamaño de grano.

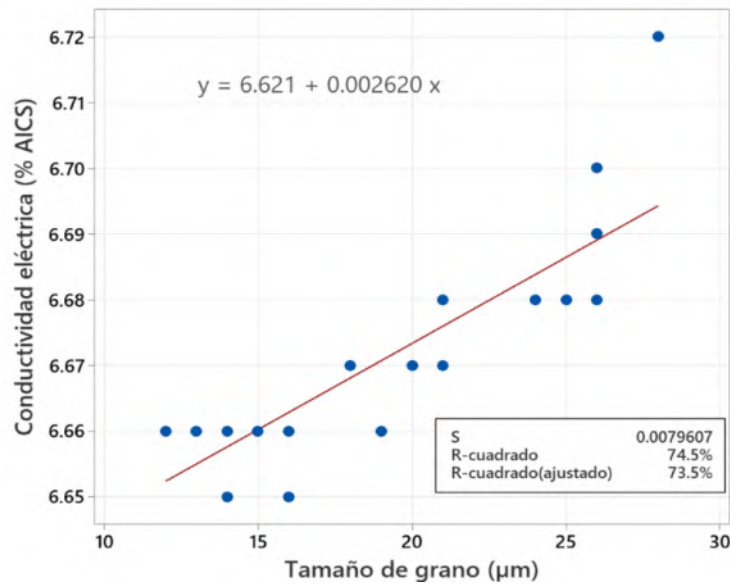


Fig. 4. 21 Gráfica modelo empírico para B0, conductividad eléctrica vs tamaño de grano.

Para el modelo en MB en la Fig. 4. 22 se presenta la misma correlación existente entre tamaño de grano y conductividad eléctrica alcanzando cerca de un 59% en su aceptabilidad, pero no mostrando una mayor correlación debido a los efectos anteriormente discutidos en EC y directamente asociado a la presencia de los constituyentes metalúrgicos en su microestructura.

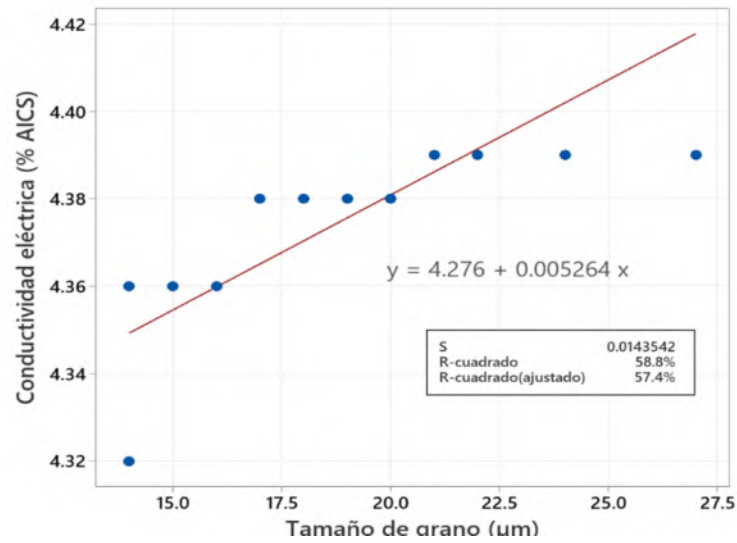


Fig. 4. 22 Modelo empírico para MB, conductividad eléctrica vs tamaño de grano.

4.4.8 Evaluación por Ultrasonido

Los resultados obtenidos teóricamente a partir de las velocidades ultrasónicas para los módulos de corte y Young son ilustrados a través de la Fig. 4. 23, donde se muestran magnitudes muy cercanas entre ellas, el MB presentó la mayor magnitud en los módulos teóricos correspondientes, mientras que las condiciones A0 y B0 se encuentran por debajo la condición antes mencionada, los resultados en A0 y B0 podrían predecir un comportamiento de alta ductilidad y resistencia propiedades buscadas en los aceros multifásicos empleados en el sector automotriz donde los componentes alcanzan espesores de hasta 1.5 mm. Los valores en MB pueden ser asociados a la presencia de la cementita, la cual puede causar un incremento en la resistencia del acero sin embargo esta suposición requiere de las pruebas mecánicas correspondientes.

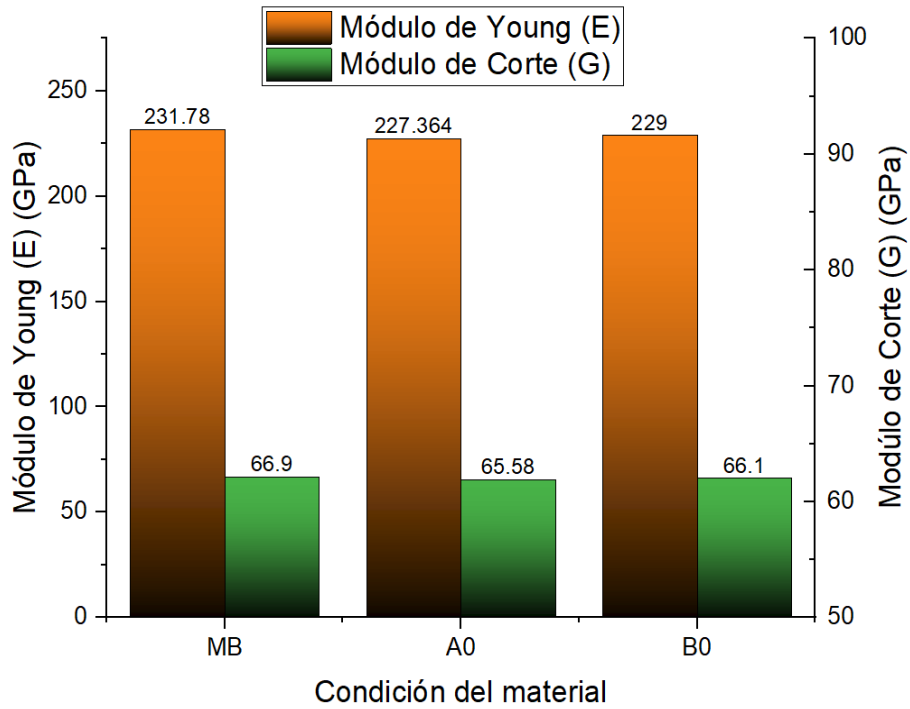


Fig. 4. 23 Módulo de Young y módulo de corte obtenidos por UT.

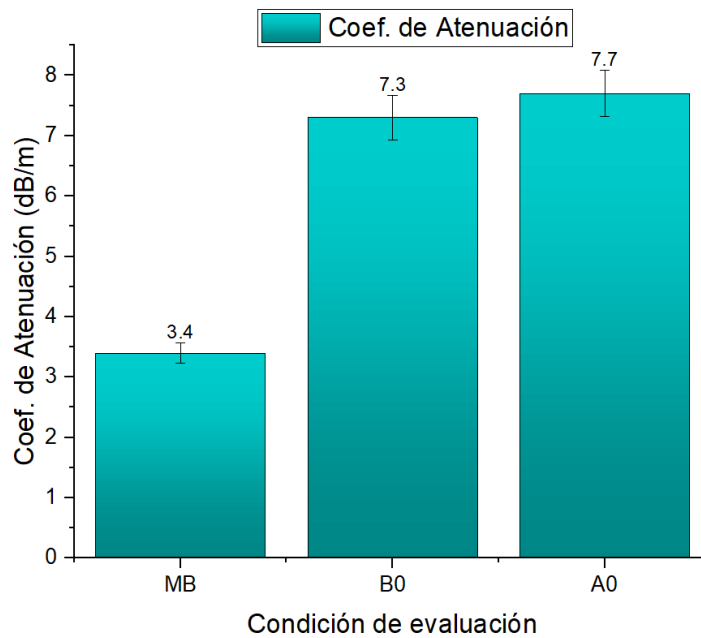


Fig. 4. 24 Gráfica para los coeficientes de atenuación ultrasónica para las todas las condiciones de estudio.

4.4.9 Birrefringencia y atenuación ultrasónica

Los coeficientes de birrefringencia y atenuación se utilizaron en la descripción de los fenómenos de anisotropía y recristalización presentes en las condiciones estudiadas, partiendo del material base y los materiales tratados térmicamente a fin de describir la existencia de los efectos antes mencionados y como se ven afectados por el tamaño de grano, presencia de más de una sola fase cristalina, entre otros. Se obtuvieron los coeficientes por medio de la evaluación ultrasónica mostrados en las *Fig. 4. 24* y *Fig. 4. 25*.

La atenuación ultrasónica relativa es la propagación de la onda ultrasónica a través del material en inspección y es influenciada por la microestructura, consiste en la suma de la absorción y dispersión del haz ultrasónico, dependiendo del amortiguamiento y la dispersión de la onda ultrasónica, al ser dependiente de la cantidad de fases y mayormente de los límites de grano al existir una disminución asociada al aumento en el tamaño de grano o la acción contraria su aumento al existir un refinamiento de grano causado por fenómenos como la recristalización y por ello el aumento de las fronteras entre los granos finos. [46]

En la *Fig. 4. 24* se reportan los resultados de los coeficientes de atenuación ultrasónica para los aceros MB, A0, y B0. La condición A0 presentó el mayor coeficiente de atenuación asociado a dos factores importantes, el número de fases presentes en su microestructura formada por Ferrita, RA y Bainita el segundo factor es el aumento en los límites de grano al experimentar un particionamiento en la Ferrita formando otros granos dentro de los ya existentes causados por una recristalización durante la etapa de transformación. La suma de estos dos factores contribuye significativamente al incremento del coeficiente de atenuación para las condiciones A0 y B0, mientras que en A0 existe el aumento en los límites de grano por efecto de una recristalización, para B0 este efecto ocurre de forma contraria debido a la disminución en las fronteras de grano causadas por el aumento en el tamaño de grano para la fase Ferrita. Mientras la evaluación en grupo para las tres condiciones es afectada mayoritariamente por el número de fases, disminuyendo el efecto causado por los bordes de grano.

Otro fenómeno importante en la caracterización ultrasónica es la birrefringencia acústica, a través de su medición es posible determinar la presencia de los esfuerzos residuales originados en los aceros durante su procesamiento, tratamiento térmico, acabado superficial o químico. Debido a tratarse de un material policristalino al ser sujeto de una deformación experimental cambios en su microestructura debido a la activación planos y direcciones de desplazamiento durante preferencial característicos del material en cuestión, este otro fenómeno es denominado como textura al tratarse de una orientación preferencial sujeta a la aplicación de esfuerzos intencionados durante su procesamiento o de forma indirecta al tratarse de esfuerzos residuales

causados por las distorsiones sujetas en las celdas cristalinas durante la aplicación de tratamientos térmicos y las transformaciones de fase causadas por su utilización. [69]

La birrefringencia en este trabajo tiene como objetivo la detección de la anisotropía existente en los aceros tratados térmicamente con respecto al material en condición inicial, en la Fig. 4. 25 se presenta los resultados obtenidos para las condiciones de estudio, en ella se observa que la condición MB presenta el menor porcentaje de birrefringencia con respecto a los aceros A0 y B0 influenciado por efecto del número de fases y el direccionamiento cristalino existente en las distintas fases coexistentes con respecto a la condición inicial, al tratarse de un efecto similar al efecto de polarización en la luz, es considerable que este efecto sea afectado por la presencia de las fases que forman la microestructura debido a la textura característica en cada una de ellas como es caso entre la Ferrita, con un arreglo cristalino del tipo BCC, mientras que para la fase austenita presenta la textura tipo Cu o FCC.

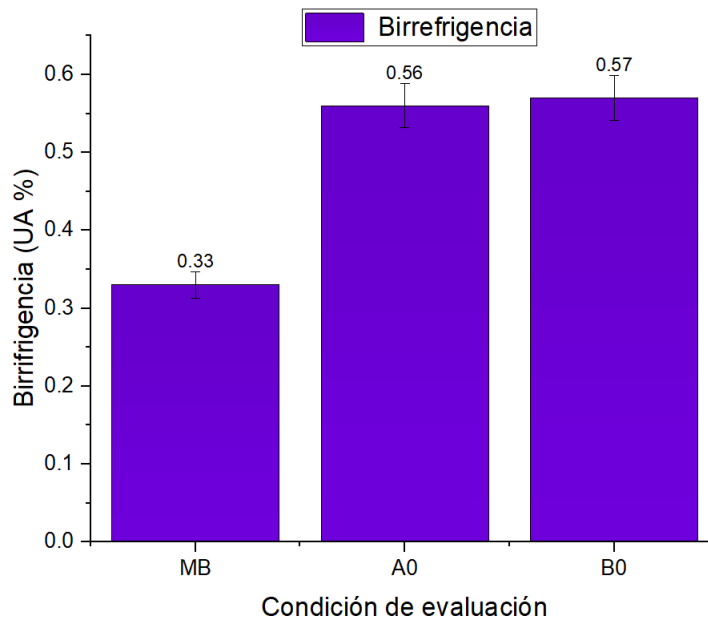


Fig. 4. 25 Gráfica de coeficientes de Birrefringencia ultrasónica para MB, A0 y B0.

4.5 Evaluación Corrosiva

La evaluación de la resistencia del material ante el fenómeno de la corrosión se llevó a cabo por medio del análisis electroquímico del comportamiento de cada una de las condiciones conocidas como MB, A0 y B0; para las pruebas de carácter destructivo y no destructivo, se realizaron las pruebas potenciodinámicas (extrapolación de Tafel), espectroscopia de impedancia electroquímica (EIS), resistencia a la polarización lineal, y evaluación por microscopia electrónica de barrido (MEB) así como también se utilizaron las técnicas no destructivas de corrientes de Eddy (EC) y potencial termoelectrónico (TEP) en la detección de los efectos ocasionados por las reacciones de oxido reducción sobre la superficie de cada una de los especímenes en inspección.

La celda electroquímica utilizada para las condiciones MB, A0 y B0 se muestra en la Fig. 4. 26.

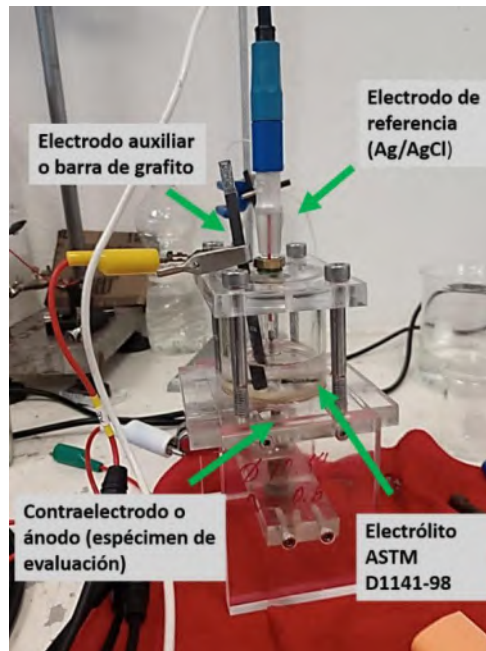


Fig. 4. 26 Celda electroquímica utilizada en la evaluación corrosiva

El sustituto de agua de mar sintética presenta especies químicas y concentraciones de las mismas consideradas como severas en la evaluación corrosiva, por ende, que el electrolito sea considerado como crítico en su aplicación. En Tabla 4. 8 se muestran algunos de los compuestos presentes en el medio empleado como electrolito, cabe destacar que al encontrarse en solución algunas especies debido a su afinidad química tienden a precipitar nuevamente en forma de sales debido a su presencia en forma iónica en el medio, por lo que sería de esperar su presencia también en la superficie de los aceros en evaluación.

Tabla 4. 8 Composición química para el agua de mar sintética bajo norma ASTM.

Compuesto químico	Concentración en solución (g/L)	Especie Iónica
NaCl	24.54	[Na ⁺], [Cl ⁻]
CaCl ₂	1.16	[Ca ⁺²], [Cl ⁻]
KCl	0.695	[K ⁺], [Cl ⁻]
NaHCO ₃	0.201	[Na ⁺], [HCO ₃ ⁻¹]
MgCl ₂	5.2	[Mg ⁺²], [Cl ⁻]
Na ₂ SO ₄	4.094	[Na ⁺], [SO ₄ ⁻²]

Adicional a las pruebas corrosivas por medio del software HSC Chemical, y el módulo de simulación fue posible obtener el diagrama EpH o también llamados diagramas Pourbaix, dónde se relacionan las especies químicas presentes en la celda, empleado una temperatura de 25°C y un pH de 8.2 como lo establece la norma ASTM. En la Fig. 4. 27 se muestran los posibles productos de corrosión.

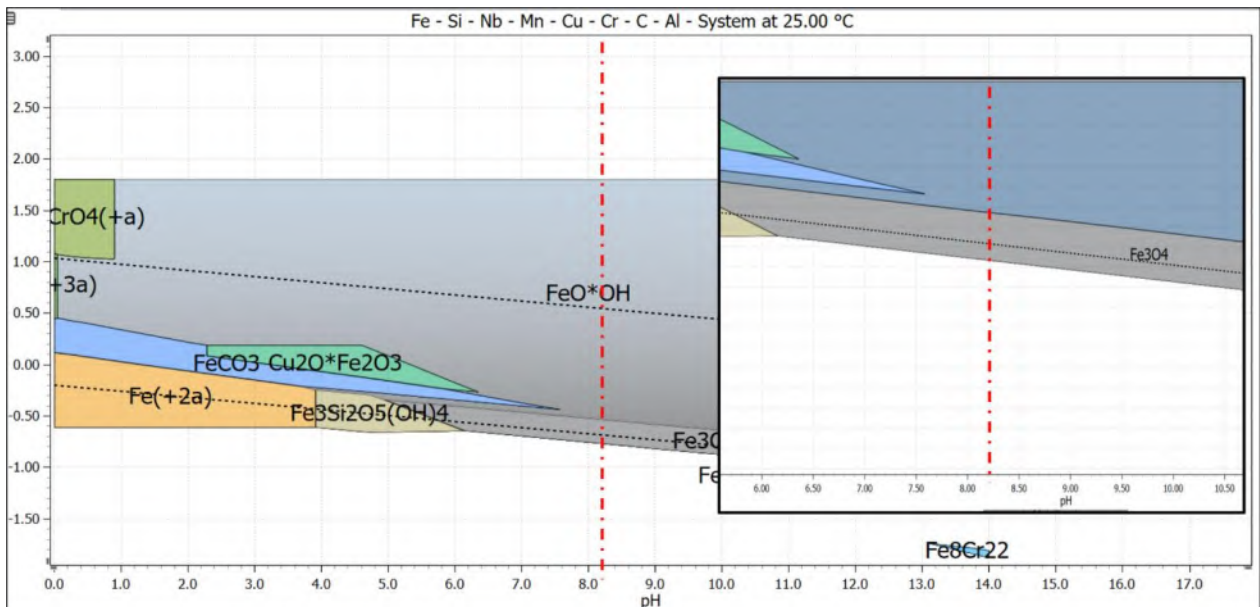


Fig. 4. 27 Diagrama EpH obtenido por software para el sistema bajo evaluación

4.5.1 Curvas Potenciodinámicas

Los resultados obtenidos por medio de la extrapolación de Tafel se resumen en la Tabla 4. 9, en ella se encuentran los valores promedios de las constantes de evaluación para la corrosión considerando el empleo de verificación de pruebas corrosivas en 1-3 en donde para considerar una prueba correcta resulta necesario realizar la medición en tres distintos experimentos, así como lo marca la norma ASTM G102-89. Adicionalmente se muestran las curvas de tafel evaluadas en las Fig. 4. 28, Fig. 4. 29 y Fig. 4. 30 en ellas se muestran los resultados obtenidos para las condiciones MB, A0 y B0.

Tabla 4. 9 Constantes electroquímicas obtenidas por la extrapolación de Tafel

Condición del Material	Densidad de Corriente de Corrosión i_{corr} ($\mu A/cm^2$)	Potencial de Corrosión (mV)	β_a	β_c	Velocidad de Corrosión ($\mu m/año$)
MB	2.02	-519.19	30.18	29.47	23.92
A0	2.004	-456.59	38.77	33.64	23.68
B0	2.18	-537.31	68.23	74.19	25.81

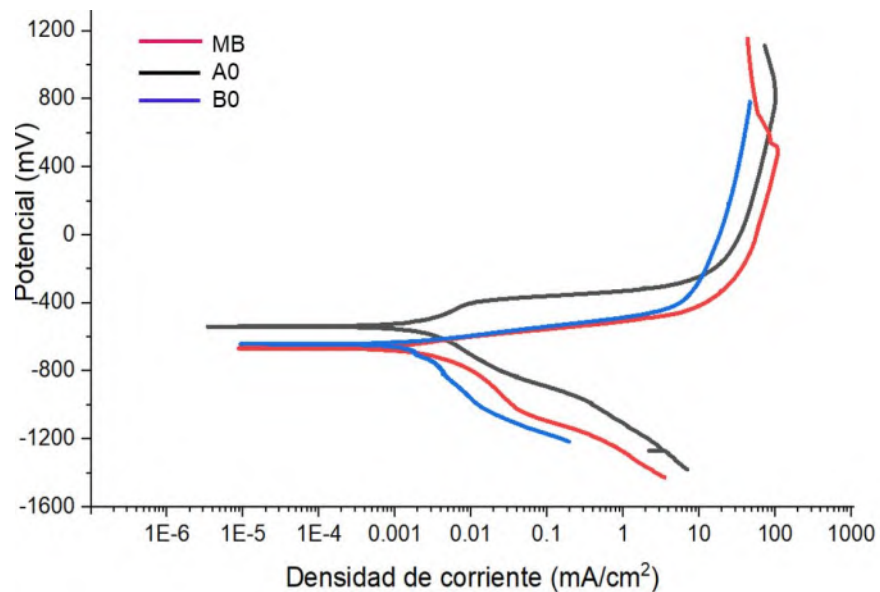


Fig. 4. 28 Curvas de polarización potenciodinámica para todas las condiciones, experimento #1.

El comportamiento que presentan los aceros ante la corrosión es evidente desde las curvas de polarización en las cuales el potencial de corrosión para A0 se encuentra por arriba del mostrado entre MB y B0 donde ambas condiciones tienden un potencial menor y muy cercano entre ellas.

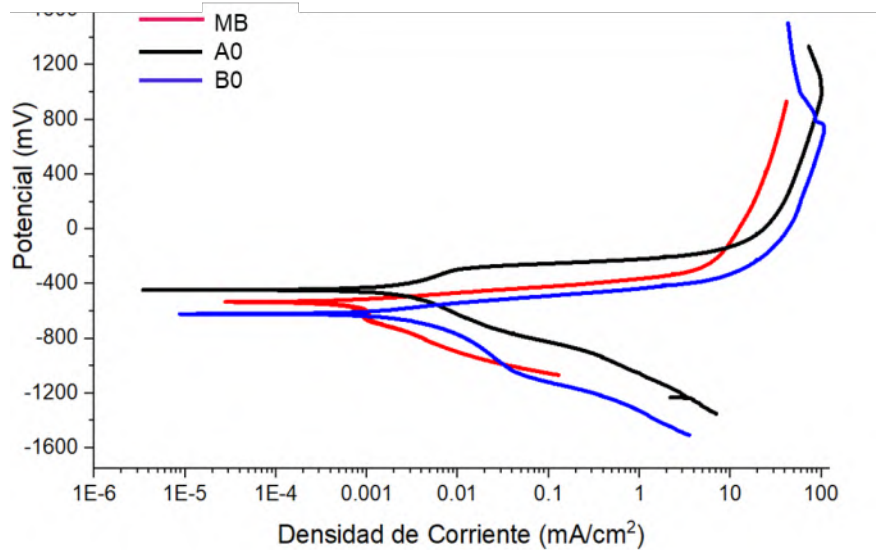


Fig. 4. 29 Curvas de polarización potenciodinámica para todas las condiciones, experimento #2.

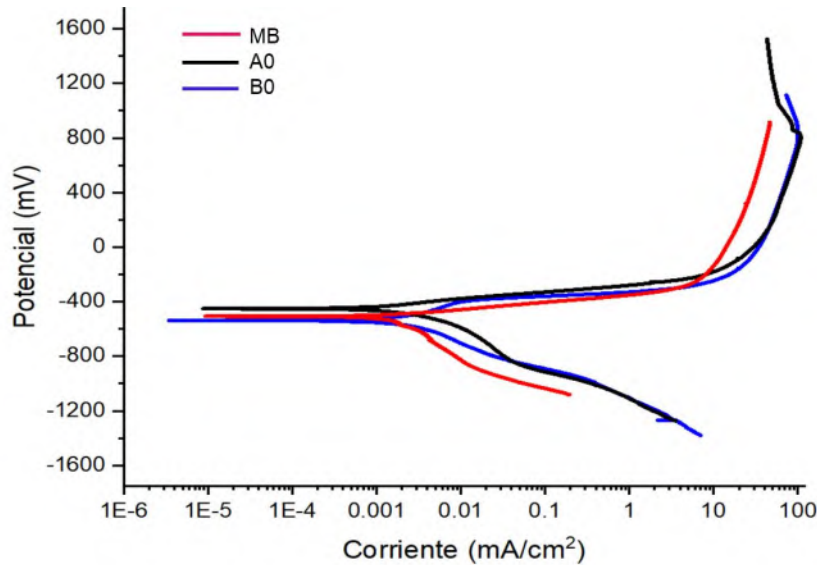


Fig. 4. 30 Curvas de polarización potenciodinámica para todas las condiciones, experimento #3

4.5.2 Espectroscopía de Impedancia electroquímica (EIS)

Los resultados obtenidos por EIS se encuentran agrupados en la Fig. 4. 31 y Fig. 4. 32 , dónde se muestran los datos de las mediciones promedio a través de las gráficas de Nyquist y Bode.

El también conocido como diagrama de Argand, brinda información relevante desde su geometría particular permitiendo establecer relación entre los sistemas electroquímicos y su consiguiente relación en el campo eléctrico, el cual es graficado por medio las impedancias reales contra imaginaria, la geometría semi circular que presentan las condiciones de evaluación (MB, A0 y B0) es relacionado con los procesos interfaciales presentes sobre la superficie como las reacciones redox en el electrolito.

La impedancia puede ser descrita desde el plano complejo graficado, de donde el módulo y ángulo de fase (Ω) están dados por las expresiones:

$$|Z| = \sqrt{R^2 + \frac{1}{(\omega C)^2}}$$

$$\varphi = \text{atan} \left(\frac{Z''}{Z'} \right) = \text{atan} \left(-\frac{1}{\omega RC} \right)$$

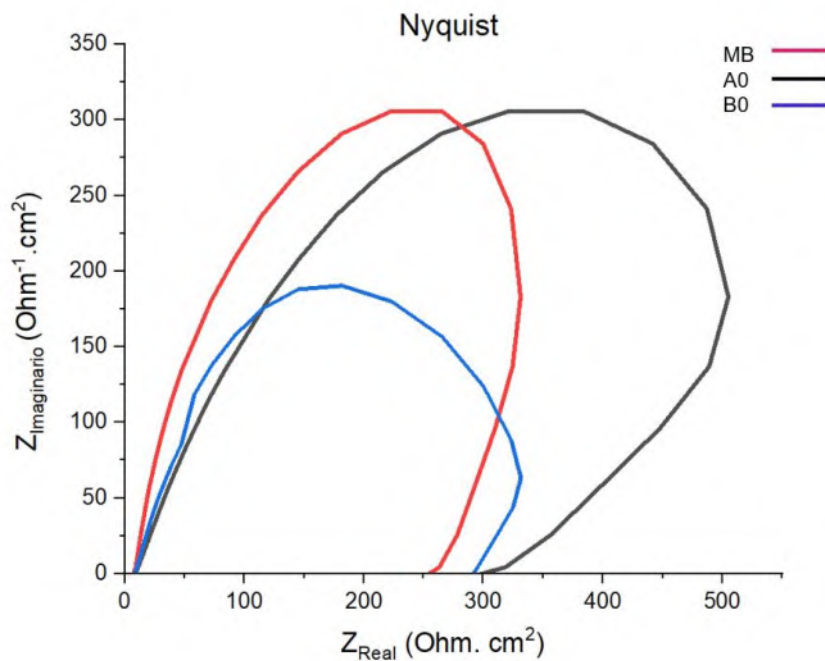


Fig. 4. 31 Graficas de Nyquist para todas las condiciones

Z_{real} , siempre será la parte constante e igualmente de forma matemática $Z' = R$, por lo tanto, la altura que presentan las gráficas es tomado como la resistencia máxima presentada por el material, mientras que Z'' o $Z_{\text{imaginaria}} = -1/\omega C$, considera la capacitancia de las muestras la cual puede ir desde cero al infinito, o bien del infinito a un valor cero asociados directamente con la frecuencia, f .

Mientras que el diagrama de Bode, para el cual existen dos tipos

- a. Log Magnitud de versus log de la frecuencia, f
- b. Ángulo de fase φ versus log de frecuencia.

En la Fig. 4. 32 se muestra el diagrama de Bode tipo a, para las condiciones evaluadas (MB, A0 y 0B). La magnitud de la impedancia involucra el efecto causado también por el empleo de la corriente alterna y frecuencia.

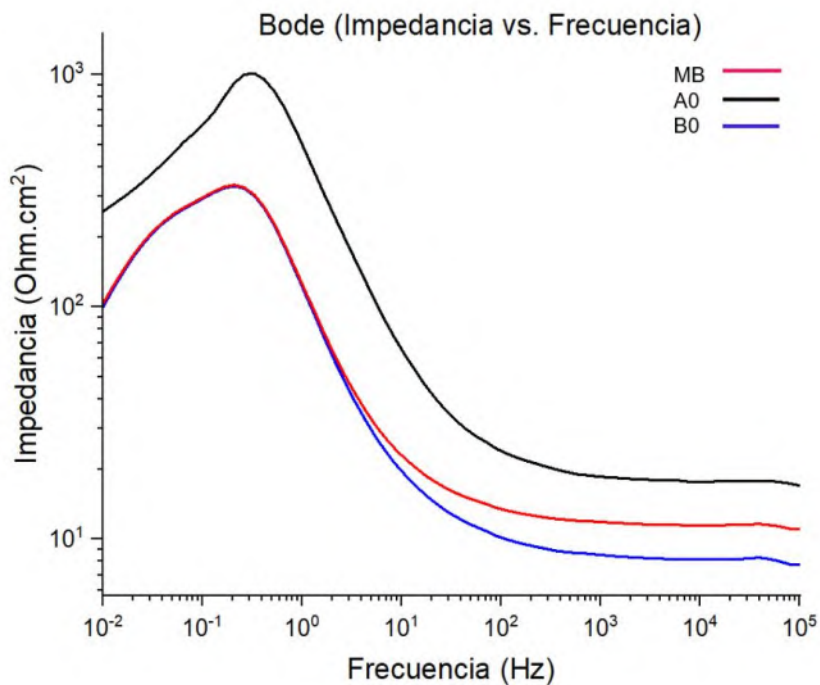


Fig. 4. 32 Grafica de Bode para todas las condiciones.

En el plano de Bode contiene elementos importantes como la resistencia R , y $1/\omega C$ (capacitancia), cuando en el diagrama de Argand presenta un semicírculo, es común encontrar que la frecuencia tiende a ir al infinito, y por lo tanto la $Z_{\text{imaginaria}}$ irá a cero debido a la impedancia capacitiva presente en el elemento capacitor es reducida a cero y cuando la frecuencia tiende a cero la $Z_{\text{imaginaria}}$ se convierte en Z_{real} , $Z = R$, y una corriente constante puede fluir a través del circuito, en otras palabras el sistema ha sido estabilizado a través de los mecanismos presentes en las reacciones de oxidación – reducción. Esta situación es mostrada en la Fig. 4. 31 se muestra evidencia de este fenómeno ocurrido por la evaluación EIS.

4.5.3 Resistencia lineal a la polarización:

Los resultados obtenidos por LPR se muestran a través de la gráfica formada en Fig. 4. 33, en ella se ilustra el comportamiento obtenido por los aceros, en ella la condición A0 presenta el potencial de corrosión de menor magnitud mientras MB y B0 se ubican por arriba de las mismas indicando la facilidad de presentar las reacciones de oxidación y reducción involucradas en la corrosión.

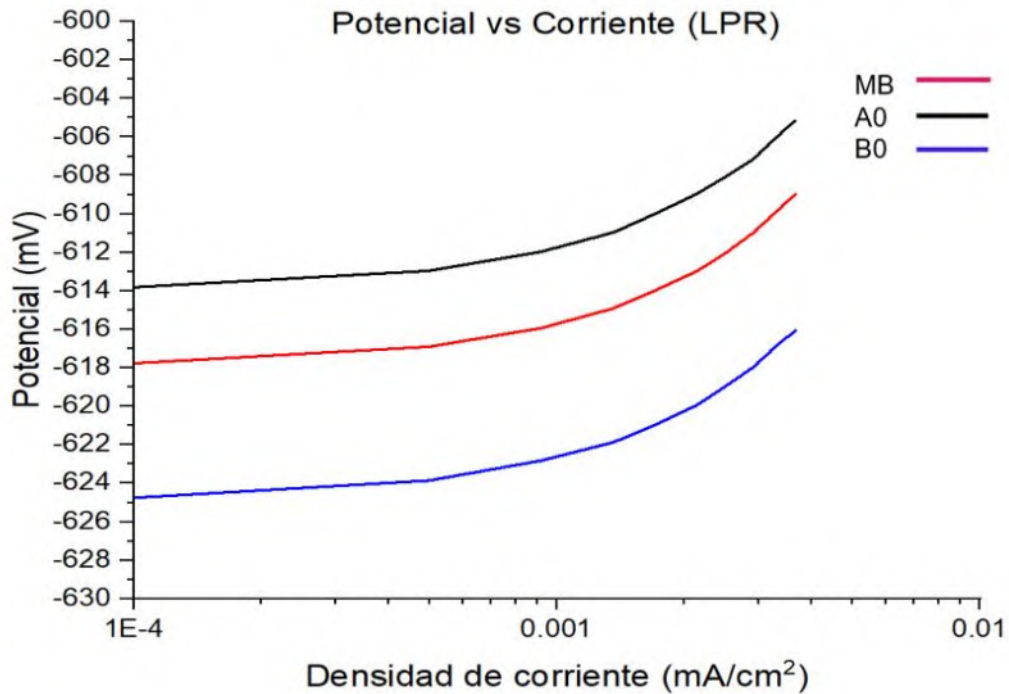


Fig. 4. 33 Potencial de corriente de corrosión vs. Densidad de corriente de corrosión

4.5.4 Evaluación por MEB para muestras corroídas

Durante la evaluación electroquímica para la corrosión existe la interacción de la superficie de los aceros expuestos ante el agua de mar sintética llevando se a cabo las reacciones de óxido - reducción así como también la deposición por efecto de la precipitación de sales y los productos de corrosión formados por las interacciones de los aceros con el electrolito en un determinado periodo de evolución, la técnica empleada para llevar inspeccionar dichas superficies y los productos de corrosión así como también el daño físico causado a cada uno de los especímenes ha sido la evaluación por microscopía electrónica de barrido.

En la Fig. 4. 34 y Fig. 4. 35 se muestran las imágenes obtenidas por MEB para la condición A0 donde observa la presencia de los productos de corrosión sobre la superficie, en la Fig. 4. 34 a 100 aumentos presenta deposiciones de lo que podría tratarse de los productos de corrosión y precipitación de las especies disueltas en el electrolito formando cráteres sobre toda la superficie y sobre ellos mismos de manera que asemejan un ampollamiento o burbujeo, en la imagen es también visible la existencia de grandes cúmulos sobre los cráteres de lo que podría ser alguna especie de compuesto químico formado durante las pruebas.

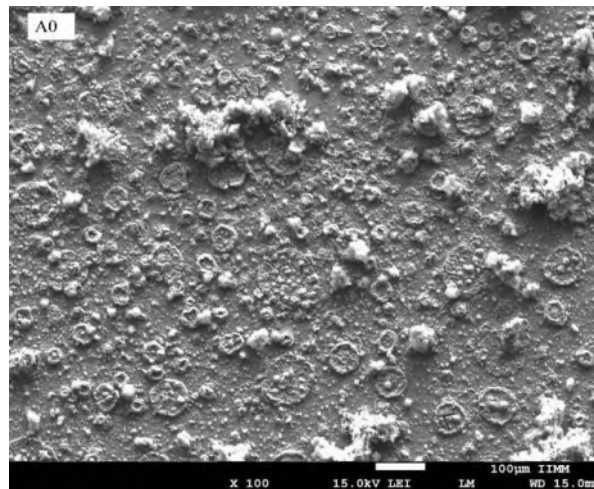


Fig. 4. 34 Imagen obtenida por MEB a 100X para muestra corroída de la condición A0.

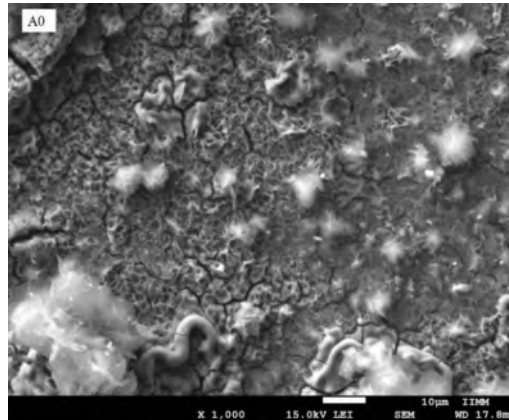


Fig. 4. 35 Imagen MEB a 1000x A0 bajo corrosión

En la Fig. 4. 35 con una magnificación de 1000 aumentos sobre la superficie de A0 corroída es apreciable la morfología de dicha capa, la cual presenta un agrietamiento que podría indicar que se trata de una capa porosa y debido a que en ella fue empleada un procedimiento de preparación para disminuir la humedad presente sobre la misma presenta dicho agrietamiento, sobre la misma se observa también la existencia de otro compuesto químico sobre la capa porosa. En la Fig. 4. 38 se realizó un análisis elemental por espectroscopia de dispersión de energía (EDS) para los especímenes mostrados sobre la superficie y realizado en tres zonas diferentes entre sí, con el objetivo de identificar los elementos de mayor presencia y también un examen cualitativo de las especies elementales formadoras de compuestos químicos que podrían actuar como productos de corrosión.

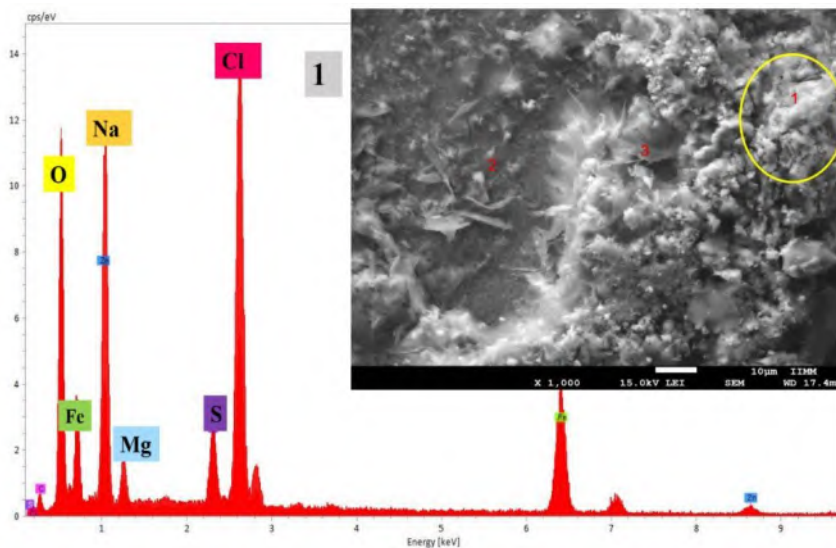


Fig. 4. 36 Resultados del análisis elemental por EDS para A0 corroída 1-3

En Fig. 4. 36 se presentan elementos como Na, Cl, S Mg, O y Fe. Los cuales tienen como origen la composición química del agua de mar sintética utilizada durante las pruebas de corrosión y están presentes en compuestos como NaCl, MgCl, NaSO₄, ZnSO₄ al tratarse de un análisis elemental no es posible realizar su cuantificación correcta por esta técnica para confirmar la presencia de los compuestos químicos precipitados en el electrolito. El origen de Fe en la superficie es proveniente de cada una de las muestras ensayadas al ser el elemento en mayor presencia en la aleación y experimentar las interacciones electroquímicas con las partes formadoras de la celda electroquímica. En la Zona de análisis 1 se observa la presencia de Na y Cl con un aspecto voluminoso, con porosidad y un crecimiento diferente con respecto a la morfología restante que indicaría una sobre existencia de sus partículas formadoras al existir un exceso de este par de elementos es probable su precipitación y debido también a su gran afinidad de ser formadores para dicho compuesto como sal.

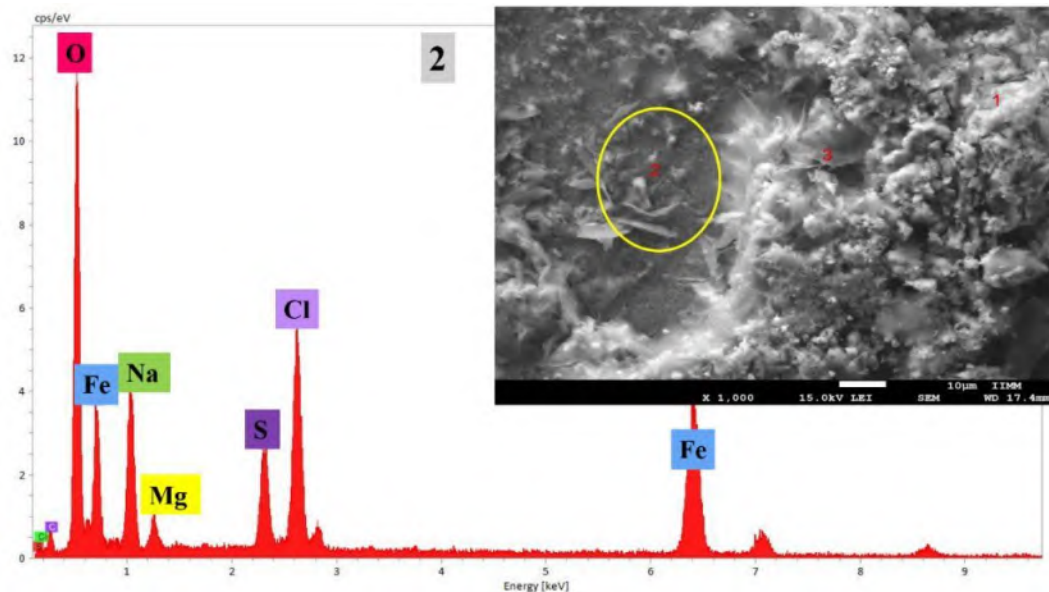


Fig. 4. 37 Resultados del análisis elemental por EDS para A0 corroída 2-3

En la zona 2 de la Fig. 4. 37 se presenta en mayor presencia el elemento oxígeno, el cual puede presentarse en compuestos múltiples y en combinación con los otros elementos de menor intensidad.

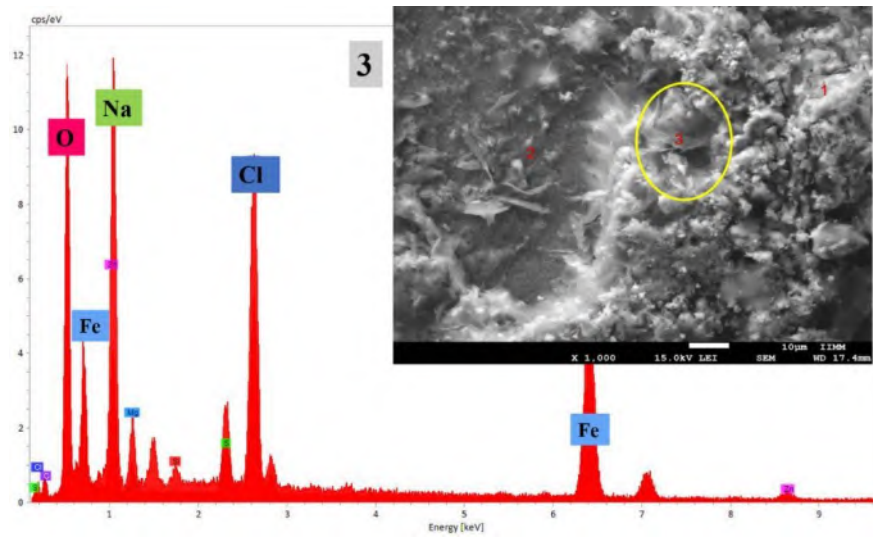


Fig. 4. 38 Resultados del análisis elemental por EDS para A0 corroída 3-3

Mientras en la región de análisis 3 resultan con mayor intensidad Oxígeno, Sodio, Cloro y Hierro. Al presentar la posibilidad de compuestos como Fe_3O_4 y $\text{FeO}(\text{OH})$ como lo muestra el diagrama de la Fig. 4. 27, se utilizó el mapeo químico por SE que ofrece también el análisis por MEB, donde las coloraciones asignadas a los elementos realizan una mejor comprensión a los compuestos químicos posiblemente formados, el mapa general y elemental por SE para la condición A0 es presentado en la Fig. 4. 39

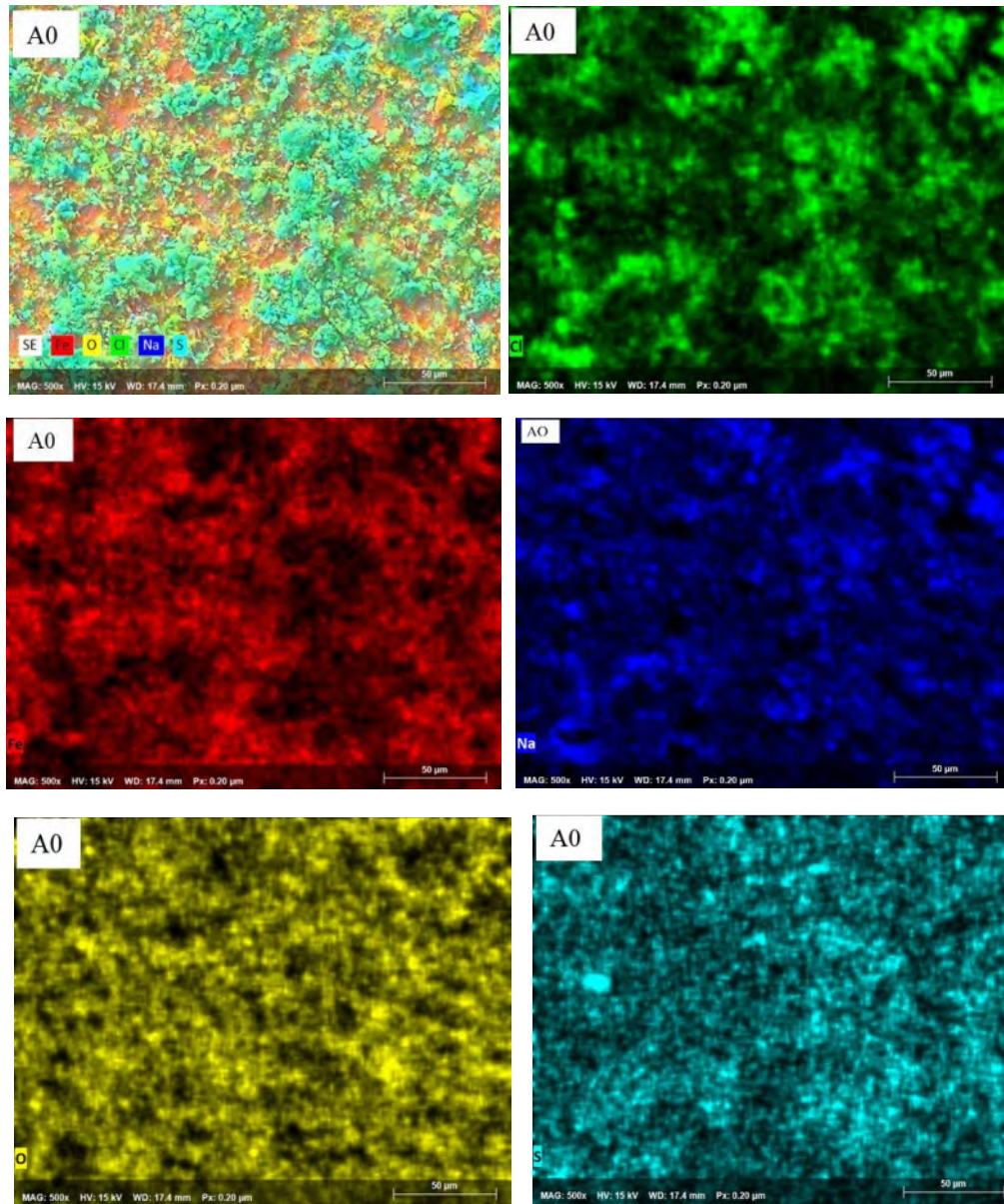


Fig. 4. 39 Mapeos elementales por SE para la condición A0 corroídas muestran las distribuciones elementales sobre la superficie de barrido en la muestra.

En la Fig. 4. 39 el mapeo general por SE para A0 se observan las distribuciones elementales consideradas, para el caso particular del hierro y oxígeno es evidente que muestran una asociación para la formación de un compuesto entre ellos, al presentar una tonalidad naranja combinación entre los colores asignados a cada uno de los mismos.

La evaluación por microscopia electrónica de barrido para B0 se realizó con el mismo procedimiento experimental que A0, desde la caracterización a bajos aumentos hasta los mapeos elementales por EDS y SE. Para la Fig. 4. 40 muestra la deposición de los productos de corrosión y los compuestos precipitados descritos anteriormente para A0. Al incrementar los aumentos a 1000x en la Fig. 4. 41 se observa una mayor cantidad de sales y otro compuesto químico con una morfología del tipo aguja sobre una capa porosa formada en la superficie de B0.

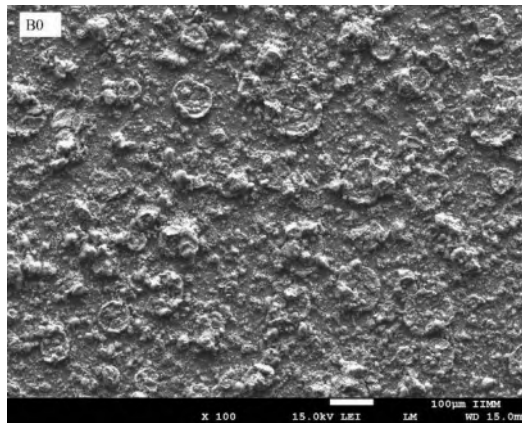


Fig. 4. 40 Imagen obtenida por MEB a 100x para la condición B0.

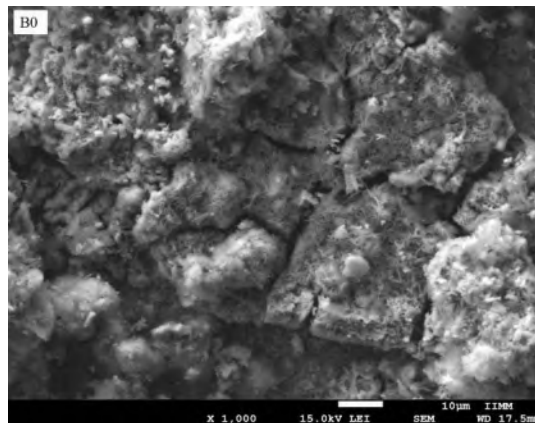


Fig. 4. 41 Imagen MEB para B0 a 1000X.

Los resultados elementales por EDS se exhiben en las Fig. 4. 44 y Fig. 4. 45 muestran las zonas de mapeo marcadas con las posiciones superficiales 1, 2 y 5 donde se busca la diferenciación de los compuestos presentes como el cloruro de sodio (NaCl) y algún tipo de óxido de hierro (FeO, Fe₃O₄).

En Fig. 4. 44 la zona 1 de análisis, presenta una geometría tipo placa hexagonal rodeada con otras partículas de menor tamaño en color blanco, el EDS indica la presencia en mayor cantidad de oxígeno, seguido un compuesto entre Na y Cl de lo que podrían tratarse las partículas de menor tamaño incluidas en la geometría descrita. En la zona 2 (Véase Fig. 4. 44 Resultados EDS para B0 regiones 1 -2) de análisis situado en la misma imagen MEB, el EDS resultante muestra la presencia elemental de sodio y cloro, indicando la presencia de ambos y debido a la sobresaturación existente de los iones de ambas especies, estos precipitarían nuevamente en NaCl formando las deposiciones de sal en color blanco y formador de cúmulos sobre la capa de lo que pueden ser óxidos de hierro generando un relieve con diferencias entre la dispersión de esta sal y otros compuestos presentes.

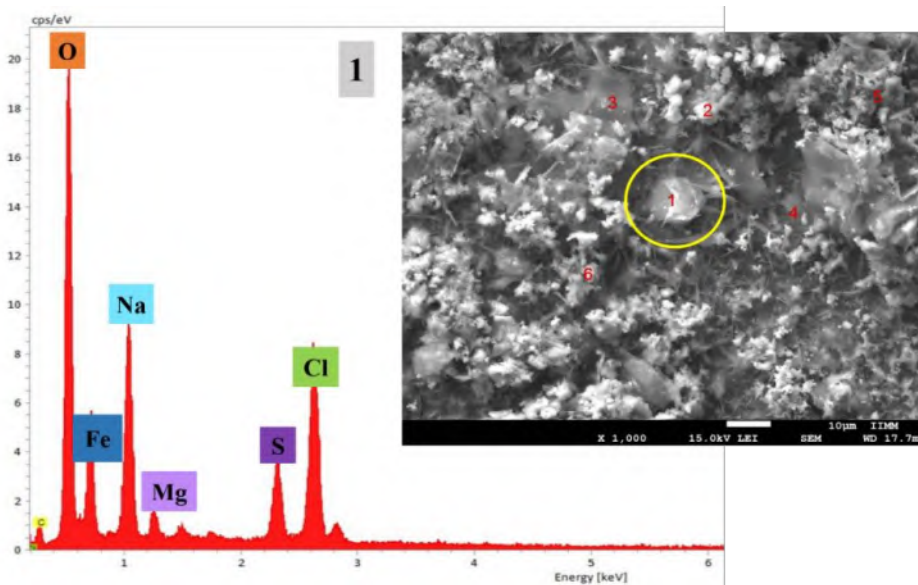


Fig. 4. 42 Fig. 4. 43 Resultados EDS para B0 región 1

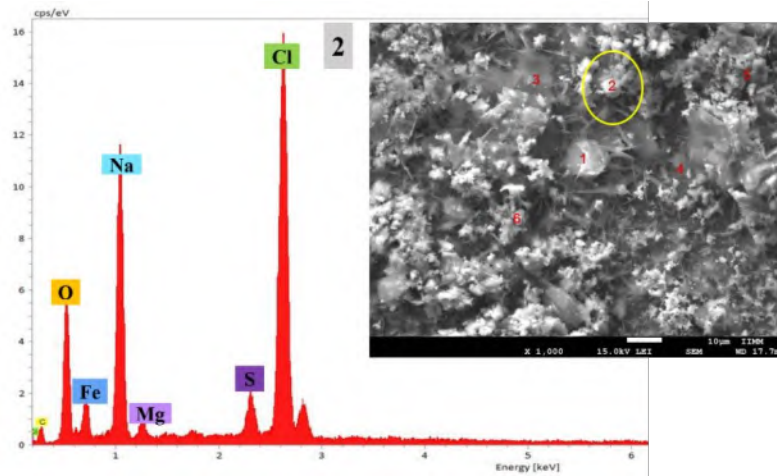


Fig. 4. 44 Resultados EDS para B0 regiones 1 -2

En la zona 5 del análisis por EDS de la Fig. 4. 45 se confirma la presencia en cantidades elementales similares a una relación 1:1 entre Na^{+2} y Cl^{-2} formadores de la sal presente por la precipitación de ambas especies iónicas sobre la superficie de B0.

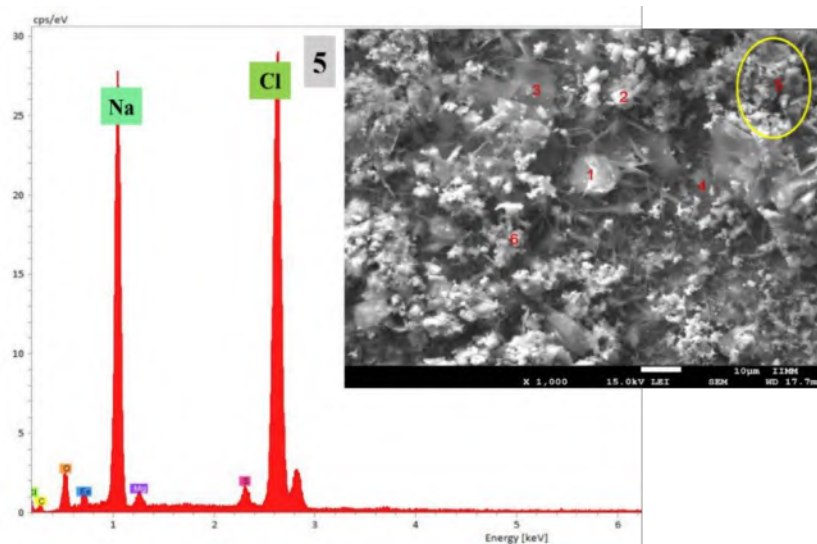


Fig. 4. 45 Resultado EDS zona 5 muestra B0.

Los mapeos obtenidos por SE en la Fig. 4. 46 muestran la distribución superficial de los elementos presentes en mayor cantidad sobre la superficie corroída de B0 en comparación con la condición A0. Para B0 indicaría una mayor susceptibilidad a los efectos electroquímicos causados por la corrosión durante las mismas condiciones de estudio empleadas para A0.

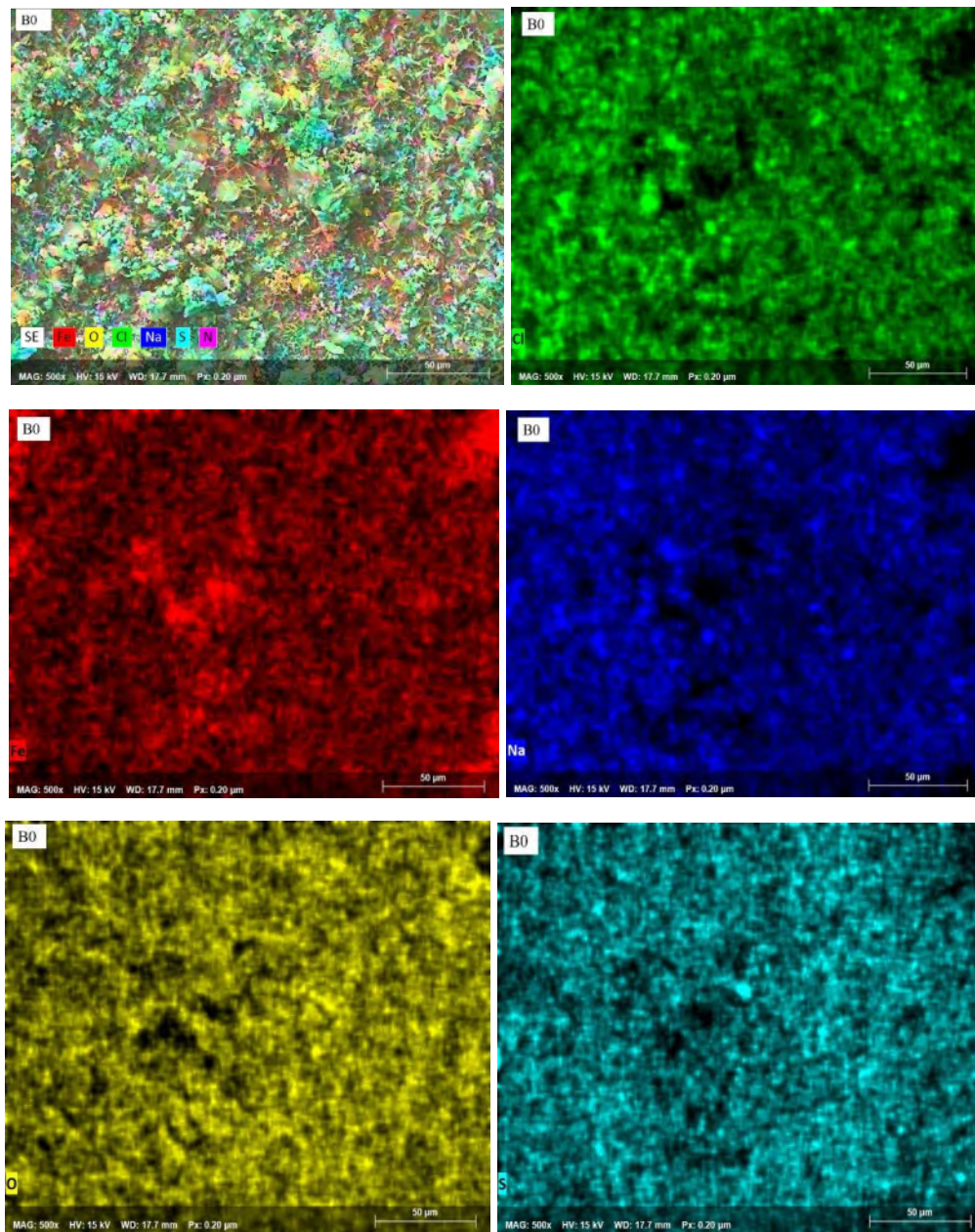


Fig. 4. 46 Mapeos elementales por SE para la condición B0 corroídas muestran las distribuciones elementales sobre la superficie de barrido en la muestra

En el análisis por MEB para la condición MB presenta comportamiento similar a las condiciones A0 y B0, es realizado el mismo procedimiento experimental, en la Fig. 4. 47 se encuentran las imágenes por tenidas por MEB presenta las mismas características descritas para la capa porosa formada por los productos de corrosión.

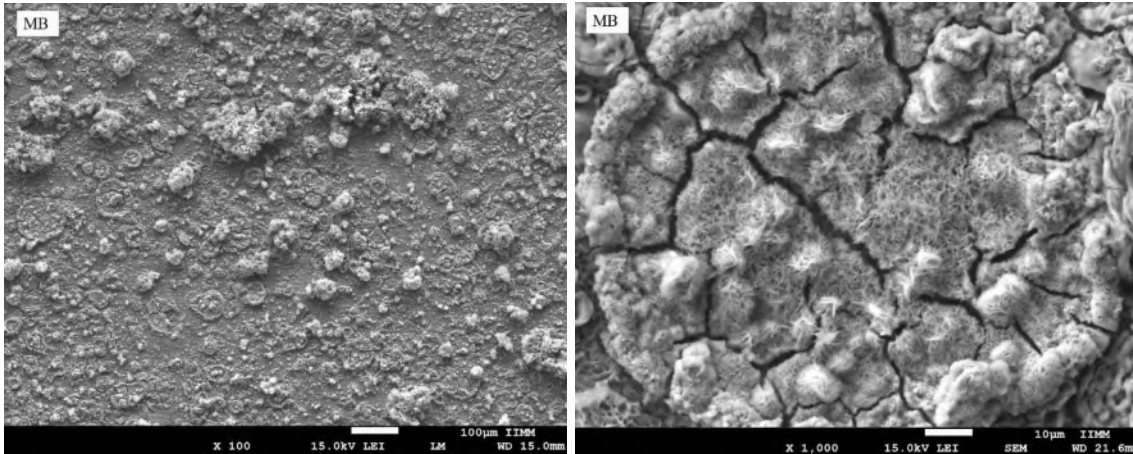


Fig. 4. 47 Imágenes MEB para la condición MB corroída

Para la Fig. 4. 48 los resultados obtenidos por EDS para MB indican la presencia de elementos como Al y Si sobre la superficie de evaluación en las zonas marcadas para el análisis puntual. Los elementos en mayor cantidad son oxígeno, cloro, sodio, fierro y en mejor cantidad la detención de los antes mencionados y magnesio. El origen del Al y Si es atribuido al ajuste realizado durante la obtención de la aleación general.

La zona 2 de la Fig. 4. 48 presenta un agrietamiento de la capa porosa formada, causando un cráter cuya composición química estaría asociada con FeO u otro óxido rodeado en las periferias de la sal formada entre Na y Cl, siendo esta suposición cierta por medio del EDS resultante de la zona los elementos en mayor cantidad detectados.

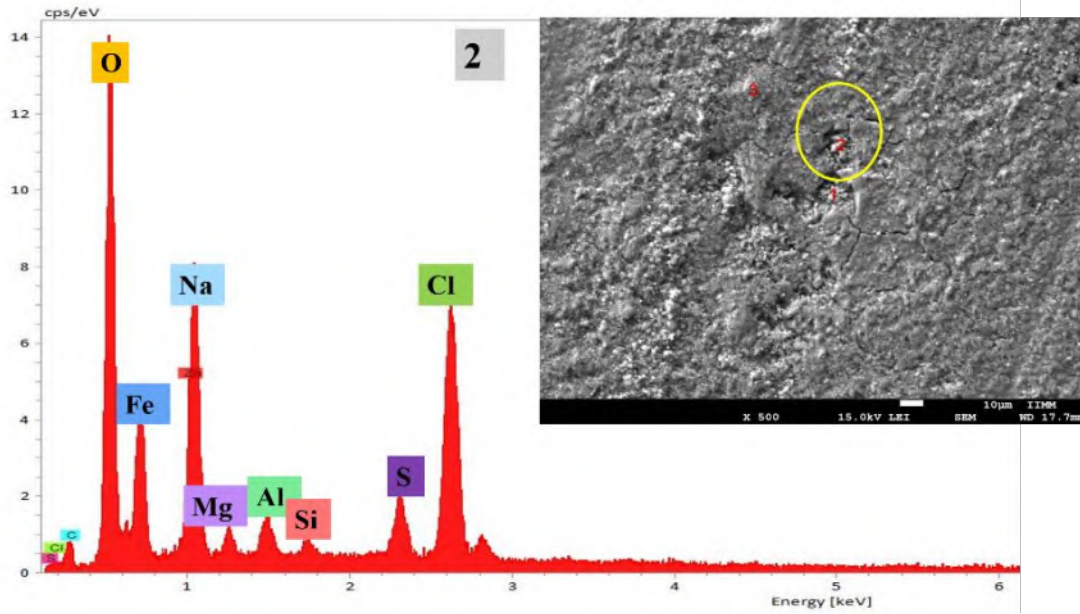


Fig. 4. 48 Resultados elementales por EDS para la condición MB.

Los mapas resultantes de la evaluación por SE para la condición MB se encuentran en la Fig. 4. 49, evidencia la existencia de zonas favorables la presencia de compuestos formados entre el hierro y el oxígeno, en el mapa en general esto es evidente por la coloración naranja formada entre los mismos y es ubicada por debajo de las otras combinaciones marcadas.

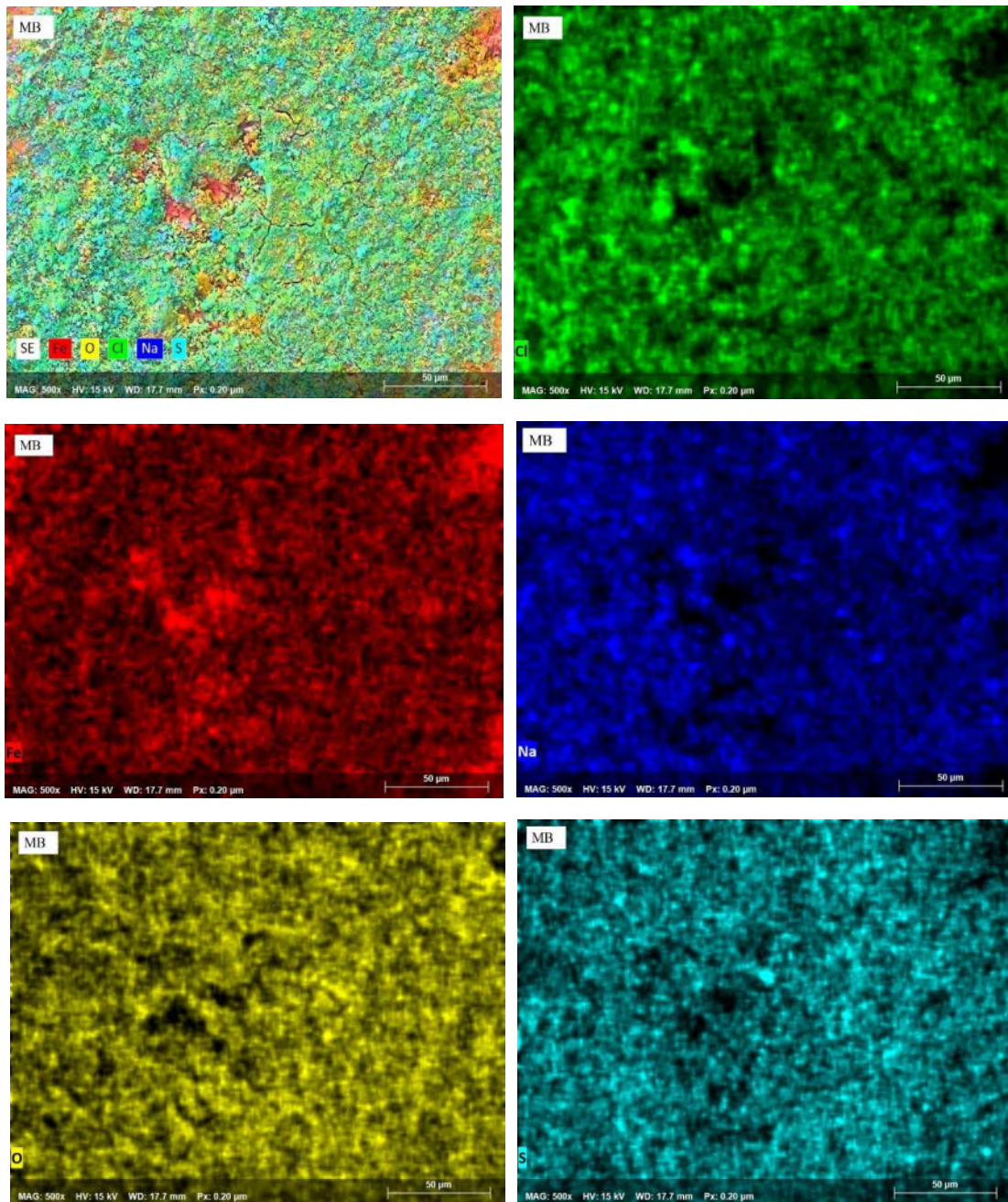


Fig. 4. 49 Mapeos elementales por SE para la condición MB corroídas muestran las distribuciones elementales sobre la superficie de barrido en la muestra.

4.5.5 Potencial termoeléctrico para muestras corroídas

En la Fig. 4. 50 se muestra el aumento en el coeficiente diferencial de Seebeck debido a la presencia de humedad relativa en las piezas evaluadas por corrosión se observa un comportamiento homólogo a la tendencia mostrada en TEP de las muestras sin corrosión siendo la muestra A0 en cada una de las condiciones térmicas de evaluación la que presenta la mayor magnitud en este coeficiente, y la condición MB es la de menor valor en esta evaluación; sin embargo se observa un efecto presente sobre la pieza durante su examinación la cual está asociada a efectos de temperatura de evaluación y concentración de sales precipitadas sobre la superficie del material durante la evaluación electroquímica.

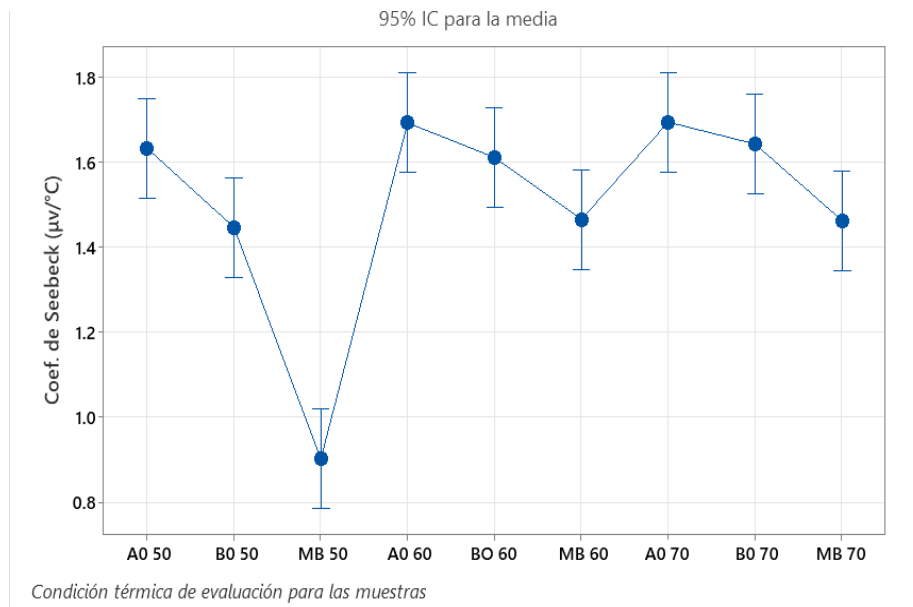


Fig. 4. 50 Gráfica de bigotes para potencial termoeléctrico en muestras corroídas bajo diversas condiciones térmicas de evaluación en punta caliente

En el desarrollo de la evaluación a cada una de las muestras por esta técnica se observó una dificultad en la medición y es debida al contacto producido por las puntas con la superficie de cada una de las muestras en dónde la superficie de las mismas ha sido ensayada para las pruebas electroquímicas y existe la presencia de productos de corrosión depositados sobre superficie similar a una capa de recubrimiento, esta puede ser removida de dicha superficie por el desgaste ocasionado a través del contacto, dicho desgaste causa interferencia en las mediciones realizadas al llegar a medir directamente el coeficiente de Seebeck del material sin corroer o también nombrado acero desnudo.

4.5.6 Corrientes de Eddy para muestras corroídas

La técnica de corrientes de Eddy (EC) resulto exitosa para detectar el efecto de la capa de productos de corrosión sobre cada una de las muestras estudiadas, observándose una disminución sobre la conductividad eléctrica de cada una de las condiciones, la evaluación por EC permitió detectar esa disminución sin causar ninguna alteración durante dicha prueba al ser una técnica de no contacto. En la Fig. 4. 51, se muestran dichas indicaciones asociadas directamente en la medición de la conductividad eléctrica por el método del ángulo de fase.

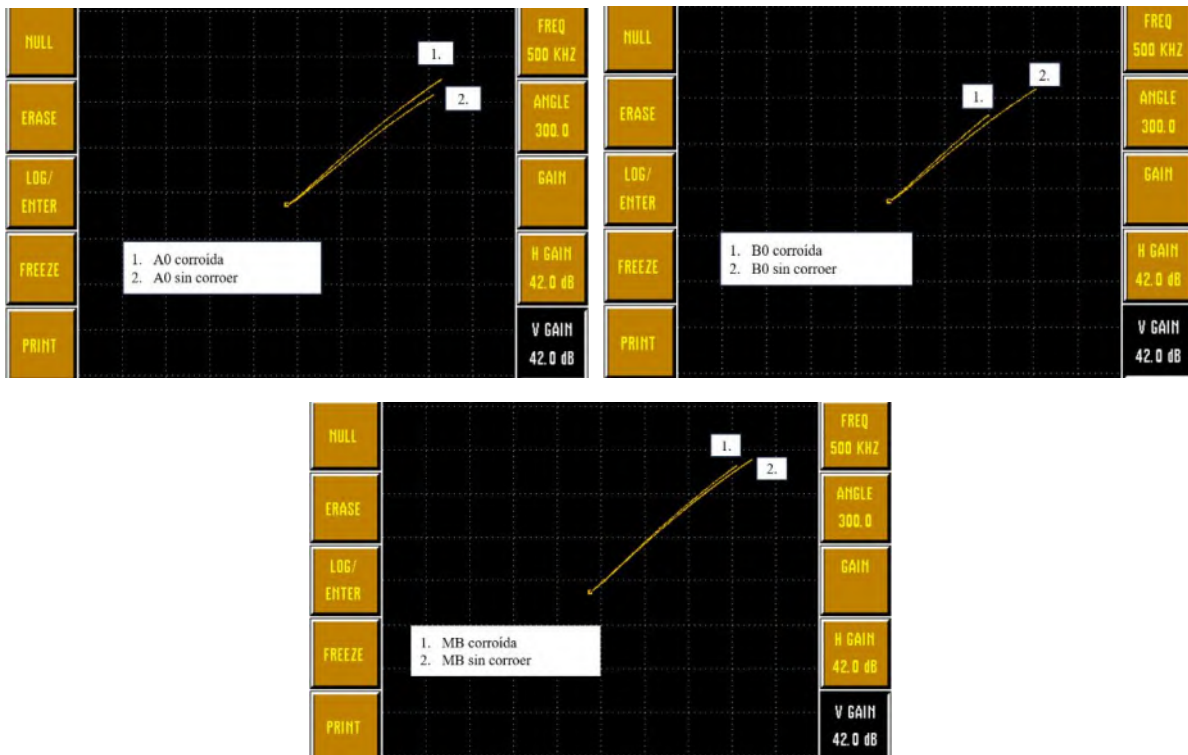


Fig. 4. 51 Indicaciones obtenidas por EC en el plano de impedancia eléctrica tomados directamente de la pantalla del equipo NORTEC 500D.

Debido a que los vectores resultantes en la modalidad de ángulo de fase, mostraron la disminución de la conductividad eléctrica, posicionándose por arriba de las señales sin evaluación corrosiva, fue imposible tomar todas las señales de cada una de las condiciones debido a que algunas se traslapaban con las señales de los aceros sin corroer, sin embargo se observa claramente cada una de las posiciones de los aceros con y sin corrosión, la posición 1, acero corroído esta ligeramente por arriba de la posición 2 que es para los materiales sin corrosión permitiendo dejar claro cada uno de ellos.

4.5.7 Análisis estadístico relación ente velocidad de corrosión y tamaño de grano

Se ha buscado establecer una relación entre la velocidad de corrosión y el tamaño de grano de las condiciones estudiadas, en la Fig. 4. 52, Fig. 4. 53 y Fig. 4. 54 se muestran las gráficas realizadas para establecer dicha relación, empleando los datos experimentales y el coeficiente de correlación de Pearson, es posibles describir estadísticamente de la Fig. 4. 52 donde r tiene un valor de 0.48 (coeficiente de Pearson, +1,-1)), con una confiabilidad del 95% para establecer la correlación para la condición B0, la existencia del aumento de tamaño de grano está relacionada positivamente y con una aceptabilidad cerca del 50%, describiendo que uno de los factores involucrados con el aumento de la velocidad de corrosión en dicho aumento en el tamaño de grano.

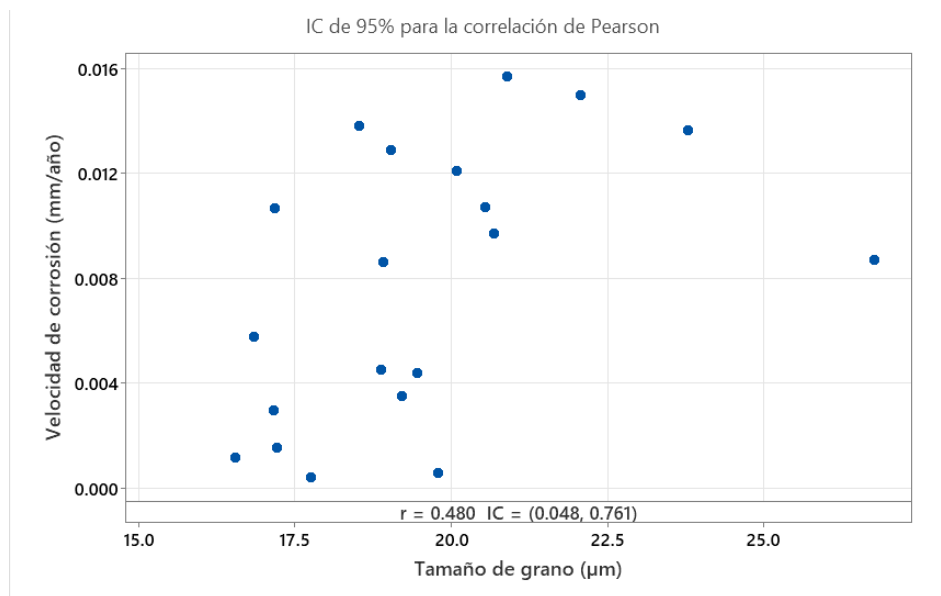


Fig. 4. 52 Grafica matriz para correlación de Pearson en B0

Mientras que el comportamiento de la condición A0 presenta una relación inversa al disminuir su tamaño de grano, presenta la existencia de mayores sitios de alta energía denominados, como los límites de grano, causando una disparidad en energética en la microestructura del acero tratado por la ruta alta, los límites grano actúan como sitios nucleantes para contribuir al incremento en la velocidad de corrosión. En la Fig. 4. 53 se muestra un valor de correlación débil pero cargado al lado negativo que indica dicha correlación inversa entre tamaño de grano y velocidad de corrosión para el espécimen A0.

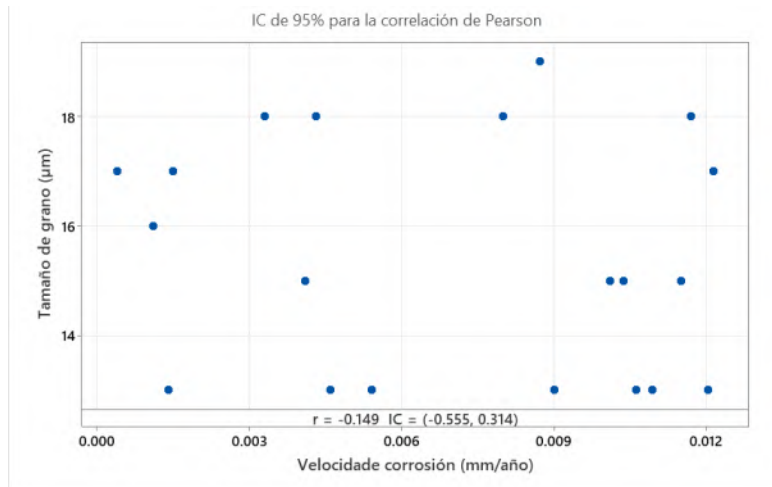


Fig. 4. 53 Gráfica matriz para correlación de Pearson en A0

Para el análisis de correlación estadístico en la condición MB; véase la Fig. 4. 54, se observa una correlación positiva o directa con el aumento del tamaño de grano, teniendo una correlación del cercana al 0.2 indicando la débil correlación existente entre las variables estudiadas, sin embargo en ninguna de las tres condiciones estudiadas presenta una fuerte correlación directa entre el aumento del tamaño de grano y velocidad de corrosión, esto es debido a que no resulta solo en el único factor de influencia dentro de los mecanismos de corrosión, sino que también existe el aporte de los tiempos de experimentación, severidad del electrolito empleado y otros factores metalúrgicos como la presencia de determinadas fases y microconstituyentes.

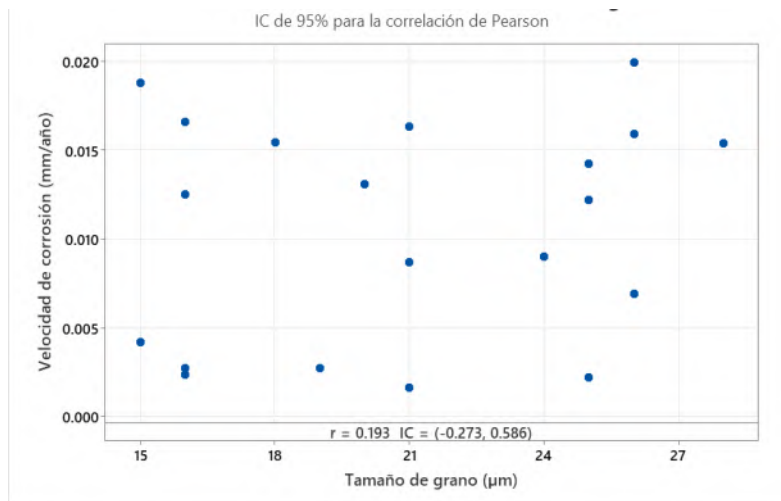


Fig. 4. 54 Gráfica matriz para correlación de Pearson en MB

Capítulo 5. Conclusiones

En base a los resultados y análisis realizados durante la experimentación se concluye lo siguiente:

- Las rutas de tratamiento térmico diseñadas permitieron lograr la obtención de los aceros multifásicos susceptibles al efecto TRIP, convirtiéndolas en rutas viables en la fabricación de aceros asistidos al efecto TRIP debido a la presencia de las fases ferrita, austenita retenida, y bainita.
- La aplicación de los tratamientos térmicos indujo cambios morfológicos en las microestructuras finales para cada una de las condiciones evaluadas, de ellos destacan para la ruta alta la homogenización en el rango austenítico, dando paso a encontrar granos de austenita sin transformar rodeados por fases suaves de ferrita (α) y bainita (α_B), mientras en la ruta baja se encontró la ferrita rodeada por las fases bainita y austenita, logrando la inversión en las transformaciones de fase deseadas.
- Se observan efectos claros en cada una de las rutas empleadas sobre la austenita retenida (RA) en los aceros multifásicos por medio de las distintas técnicas de caracterización, se encuentra el tamaño de RA y morfología presente para cada una de las condiciones, mientras la condición A0 presenta el menor tamaño promedio de RA, es la condición B0 la que posee el mayor tamaño para esta fase; en las morfologías se observa RA tipo bloque o listón característicos de austenita remanente sin transformar para A0 mientras que para B0 se encontró RA del tipo globular rodeando a los granos de α , nucleándose a partir de los límites de grano de los antes mencionados.
- Las técnicas de caracterización no destructiva han mostrado su sensibilidad ante los efectos causados por los tratamientos térmicos y evaluación corrosiva, así como también el permitir la diferenciación entre las condiciones estudiadas, basadas en las respuestas obtenidas a través de la interacción de los fenómenos físicos asociados a cada una de las distintas técnicas no destructivas, permitiendo ser una alternativa de caracterización rápida y sin causar alteraciones sobre las muestras.
- La relación entre los efectos metalúrgicos como disolución de microconstituyentes (perlita), recristalización, tamaño de grano, dispersión morfológica, causados por la aplicación de los tratamientos térmicos fueron detectados por medio de la sensibilidad de las técnicas no destructivas mostrando una alta aceptabilidad con respecto a otras técnicas de caracterización convencionales.

- La técnica de corrientes de Eddy (EC) permitió realizar la evaluación no destructiva de los aceros bajo las condiciones de tratamiento térmico y también corroídas debido a la naturaleza física del fenómeno electromagnético, no requiriendo un contacto directo con la pieza y mostrando afecciones por la capa de productos de corrosión, permitiendo interpretar una la indicación clara sobre una disminución en la conductividad eléctrica de cada espécimen por medio de la modalidad de ángulo de fase.
- La evaluación no destructiva por ultrasonido, permitió obtener de forma teórica los valores del módulo de Young y módulo de corte, sin embargo, la técnica no ha sido citable para las condiciones de evaluación electroquímica al no presentar una disminución considerable en el espesor de cada condición, permitiendo su asociación con una pérdida de masa considerable por efecto de la corrosión o velocidad de corrosión, es recomendable para la apreciación completa de esta técnica sobre la corrosión emplear mayores tiempos de exposición para cada condición.
- Las técnicas de caracterización de EBSD y DRX permitieron la cuantificación e identificación de las fases de interés, así como también la confirmación de la presencia del Fe_3C .
- La técnica de potencial termoeléctrico para las condiciones corroídas muestra una mayor magnitud con respecto a las muestras sin corroer, esto está asociado directamente al estado de humedad relativa durante la evaluación, así como también es necesario el empleo de acciones que permitan realizar las mediciones sin causar un daño significativo o eliminación completa de la capa de productos de corrosión sobre la superficie de cada una de las condiciones.
- La evaluación electroquímica por EIS, curvas potenciodinámicas y LPR mostraron resultados con tendencias similares para los comportamientos de las condiciones MB, A0 y B0, siendo la condición A0 la condición con mayor resistencia a la corrosión bajo las condiciones de evaluación realizadas.

Recomendaciones y trabajo a futuro

- Realizar la caracterización de los productos de corrosión por medio de la identificación en difracción de rayos X de haz rasante para su análisis.
- Realizar pruebas mecánicas y de deformación plástica a fin de evaluación y obtención del acero TRIP, al obtener dicha transformación característica en este tipo de aceros multifásicos.
- Buscar establecer una correlación entre la detección y resultados obtenidos por medio de los ensayos no destructivos (END) y los diferentes ensayos destructivos como la dureza en promedio para cada una de las condiciones, nano indentación, así como también las pruebas de tensión, desgaste y fatiga.
- Incrementar del tiempo de exposición durante las pruebas de corrosión y emplear otro tipo de electrolitos como los medios empleados durante el proceso de pickling, es decir H_2SO_4 y $NaOH$ a diversas concentraciones.

Referencias Bibliográficas

- [1] Alcántara, V., Peláez, V. H., Alza, V. A., & Peláez Chávez, V. (2022). TRIP Steels: Factors influencing their formation, Mechanical Properties and Microstructure-A Review. *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering (IOSR-JMCE)* e-ISSN, 19(2), 37–60. <https://doi.org/10.9790/1684-1902023760>
- [2] Asociación Mexicana de Distribuidores Automotores A.C, & Asociación Mexicana de la Industria Automotriz A.C. (2024). *Conduciendo hacia un futuro sustentable*. 2024. https://www.amda.mx/wp-content/uploads/asociaciones_2024_240522.pdf
- [3] Asociación Mexicana de Distribuidores de Automotores A.C. (2023). *Mercado Interno Automotor Ligeró 2023*. https://www.amda.mx/wp-content/uploads/2312_Reporte_Mercado_Automotor.pdf
- [4] ASTM A1079-17. (2017). *Specification for Steel Sheet, Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP), Zinc-Coated (Galvanized) or Zinc-Iron Alloy-Coated (Galvannealed) by the Hot-Dip Process*. <https://doi.org/10.1520/A1079-17>
- [5] ASTM D1141-98. (2021). *Practice for the Preparation of Substitute Ocean Water*. <https://doi.org/10.1520/D1141-98R21>
- [6] ASTM E494-20 (2020). *E494 Standard Practice for Measuring Ultrasonic Velocity in Materials by Comparative Pulse-Echo Method*. <https://www.astm.org/e0494-20.html>
- [7] ASTM G1-03. (2017). *Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens*. <https://doi.org/10.1520/G0001-03R17E01>
- [8] ASTM G5-14. (2021). *Reference Test Method for Making Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements*. <https://doi.org/10.1520/G0005-14R21>
- [9] ASTM G31-21. (2021). *Guide for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals*. <https://doi.org/10.1520/G0031-21>
- [10] ASTM G102-89. (2015). *Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements*. <https://doi.org/10.1520/G0102-23>
- [11] A. Vary, “Ultrasonic Measurement of Material Properties,” *Research Techniques in Nondestructive Testing Vol. 4*, vol. 7, no. 6, pp. 159–204, 1980.
- [12] A. Vary, “Ultrasonic Measurement of Material Properties”, [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/4670461>
- [13] Baluch, N., Mohamed Udin, Z., & Sobry Abdullah, C. (2014). *Advanced High Strength Steel in Auto Industry: an Overview*. In *Technology & Applied Science Research (Vol. 4, Issue 4)*. www.etasr.com
- [14] Bhadeshia, H. K. D. H. (2019). *Bainite in Steels*. In *Bainite in Steels*. <https://doi.org/10.1201/9781315096674>
- [15] Bowler, J. R., & Bowler, N. (2007). *Theory of four-point alternating current potential drop measurements on conductive plates*. *Proceedings of the Royal Society A*:

- Mathematical, Physical and Engineering Sciences, 463(2079), 817–836. <https://doi.org/10.1098/rspa.2006.1791>
- [16] Bowler, N. (n.d.). Springer Series in Measurement Science and Technology Eddy-Current Nondestructive Evaluation. <http://www.springer.com/series/13337>
- [17] B. P. C. Rao, “Eddy Current Testing: Basics,” *Journal of Nondestructive testing & Evaluation*, vol. 10, pp. 7–16, 2011.
- [18] Caballero, F. G., Capdevila, C., Alvarez, L. F., & García de Andrés, C. (2004). Thermoelectric power studies on a martensitic stainless steel. *Scripta Materialia*, 50(7), 1061–1066. <https://doi.org/10.1016/J.SCRIPTAMAT.2003.12.017>
- [19] Carreon, H., & Carreon, M. G. (2022). Electromagnetic Sensing of the Corrosion at Different Microstructural Phases in a Medical Ti-6Al-4V ELI Alloy. *IEEE Transactions on Magnetics*, 58(8). <https://doi.org/10.1109/TMAG.2022.3150269>
- [20] Carvajal, L., Artigas, A., Monsalve, A., & Arévalo, E. (2017). Monitoring heat treatments in steels by a non destructive ultrasonic method. *Materials Research*, 20, 347–352. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2016-1083>
- [21] Carvajal, L., Artigas, A., Monsalve, A., & Vargas, Y. (2017). Acoustic birefringence and poisson’s ratio determined by ultrasound: Tools to follow-up deformation by cold rolling and recrystallization. *Materials Research*, 20, 304–310. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2016-1082>
- [22] Carvajal, L., Sosa, M., Artigas, A., Luco, N., & Monsalve, A. (2021). Ultrasonic assessment of the influence of cold rolling and recrystallization annealing on the elastic constants in a twip steel. *Materials*, 14(21). <https://doi.org/10.3390/ma14216559>
- [23] Celada-Casero, C., Kwakernaak, C., Sietsma, J., & Santofimia, M. J. (2019). The influence of the austenite grain size on the microstructural development during quenching and partitioning processing of a low-carbon steel. *Materials & Design*, 178, 107847. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2019.107847>
- [24] C. C. Sorrell, S. Sugihara, J. Nowotny, and I. Terasaki, *Introduction to thermoelectricity*. 2011. doi: 10.1533/9781845690815.3.339.
- [25] Chandra Ray, B., Kumar Prusty, R., & Nayak, D. (n.d.). *Phase Transformations and Heat Treatments of Steels*. <http://taylorandfrancis.com>
- [26] Cheng David, *Fundamentals of Engineering Electromagnetics*. PEARSON Prentice Hall, 1998.
- [27] Cragolino, G. A. (2021). Corrosion fundamentals and characterization techniques. *Techniques for Corrosion Monitoring*, 7–42. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-103003-5.00002-3>

- [28] Conejo, V., Hernández, L., & Carreón, H. (2024). Non-destructive evaluation of aging in welded pipeline X60 and X65 by thermoelectric power means. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 207, 105103. <https://doi.org/10.1016/J.IJPVP.2023.105103>
- [29] D H Bhadeshia, H. K. (n.d.). Theory of Transformations in Steels.
- [30] D. Rowe and C. Bhandari, *CRC Handbook of THERMOELECTRICS*. 1995. doi: 10.1201/9781420049718.ch5.
- [31] Da Rosa A. (2022). Fundamentals of Renewable Energy Processes. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/C2015-0-05615-5>
- [32] Davis, J. R. . (2001). Alloying : understanding the basics. ASM International.
- [33] de Cooman, B. C. (2004). Structure–properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8(3–4), 285–303. <https://doi.org/10.1016/J.COSSMS.2004.10.002>
- [34] Dong, X. X., & Shen, Y. F. (2022). 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*, 852. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143737>
- [35] El-Taib Heakal, F., Tantawy, N. S., & Shehta, O. S. (2011). Influence of chloride ion concentration on the corrosion behavior of Al-bearing TRIP steels. *Materials Chemistry and Physics*, 130(1–2), 743–749. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.07.064>
- [36] Fan, Q., Guo, Y., Zhou, Y., & Ji, Y. (2024). A review of new lightweight materials for the automotive industry. *Applied and Computational Engineering*, 85(1), 203–211. <https://doi.org/10.54254/2755-2721/85/20240721>
- [37] Fonstein Nina. (n.d.). Advanced High Strength Sheet Steels Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties. <https://doi.org/10.10007/978-3-319-19165-2>
- [38] Franceschi, M., Pezzato, L., Settimi, A. G., Gennari, C., Pigato, M., Polyakova, M., Konstantinov, D., Brunelli, K., & Dabalà, M. (2021). materials Effect of Different Austempering Heat Treatments on Corrosion Properties of High Silicon Steel. <https://doi.org/10.3390/ma>
- [39] Galán, J., Samek, L., Verleysen, P., Verbeken, K., & Houbaert, Y. (2012). Advanced high strength steels for automotive industry. *Revista de Metalurgia*, 48(2), 118–131. <https://doi.org/10.3989/REVMETALM.1158>
- [40] Girault, E., Mertens, A., Jacques, P., Houbaert, Y., Verlinden, B., & van Humbeeck, J. (2001). Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels. *Scripta Materialia*, 44(6), 885–892. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(00\)00697-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(00)00697-7)
- [41] Goldsmid, H. J. (n.d.). Springer Series in Materials Science 121 Introduction to Thermoelectricity. <http://www.springer.com/series/856>

- [42] Grajcar, A., Skowronek, A., & Radwański, K. (2022). Mechanical behavior and stability of dispersed retained austenite in thermomechanically rolled and isothermally-treated TRIP-aided multiphase steel. *Materials Science and Engineering: A*, 830, 142300. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2021.142300>
- [43] Hellier, C. J. (2013). *Handbook of Nondestructive Evaluation*, Second Edition. McGraw-Hill Education.
- [44] Hernández, L., Carreón, H., & Bedolla, A. (2023). Estimation of the Segregation in a High Carbon Cast Steel by Thermoelectric Power Means. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 59(7), 785–795. <https://doi.org/10.1134/S1061830923600351>
- [45] Hu, X., & Feng, Z. (2021). Advanced High-Strength Steel-Basics and Applications in the Automotive Industry. <https://doi.org/doi:10.2172/1813170>
- [46] IOWA STATE UNIVERSITY, & CENTER FOR NON-DESTRUCTIVE EVALUATION. (n.d.). *Nondestructive Evaluation Techniques: Ultrasound*. Retrieved May 5, 2025, from <https://www.nde.ed.org/NDETechniques/Ultrasonics/MeasurementTech/attenuationmeasure.html>
- [47] INEGI. (2024). *Comunicado de prensa número 490/24 22 de agosto de 2024 Página 2/8 Comunicación social VARIACIÓN DEL PIB POR GRANDES ACTIVIDADES ECONÓMICAS CIFRAS DESESTACIONALIZADAS*.
- [48] J. T. Raj Baldev, *Practical Non-Destructive Testing*. Alpha Science International, 2008.
- [49] Khodabux, W., Causon, P., & Brennan, F. (2020). Profiling Corrosion Rates for Offshore Wind Turbines with Depth in the North Sea. *Energies* 2020, Vol. 13, Page 2518, 13(10), 2518. <https://doi.org/10.3390/EN13102518>
- [50] KASAP S. O., *Principles of Electronic Materials*. McGrawHill.
- [51] Li, G. Q., Shen, Y. F., Jia, N., Feng, X. W., & Xue, W. Y. (2022). Microstructural evolution and mechanical properties of a micro-alloyed low-density δ -TRIP steel. *Materials Science and Engineering: A*, 848. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143430>
- [52] M. B. W. G. Moore Mark, *Guidelines for Ultrasonic Inspection of Hanger Pins*. Office of Infrastructure Research and Development, 2004.
- [53] Mahmoud Y. Demeri. (2013). *Advanced high-strength steels: science, technology, and applications*. ASM International.
- [54] Mars Fontana. (1986). *Corrosion Engineering*. McGraw Hill - International Editions.
- [55] Matsumura, O., Sakuma, Y., & Takechi, H. (1987). Enhancement intercritical of elongation annealed by retained austenite steel. *Transactions ISIJ*, 27.
- [56] Nagy, P. B. (2016). *NDT Techniques: Electrical*. In *Materials Science and Materials Engineering*. Elsevier. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-803581-8.03470-6>

- [57] Njuguna, James. (2016). *Lightweight composite structures in transport: design, manufacturing, analysis and performance*. Woodhead Publishing.
- [58] Nour Eldeen M. A. Abo Nassar. (2022). View of Corrosion in marine and offshore steel structures: Classification and overview. *International Journal of Advanced Engineering, Sciences and Applications (IJAESA)*. <https://doi.org/https://doi.org/10.47346/ijaesa.v3i1.80>
- [59] Orazem Mark E. & Tribollet Bernard. (2008). *ELECTROCHEMICAL IMPEDANCE SPECTROSCOPY*. <http://w.electrochem.org>
- [60] Park, I. J., Lee, S. M., Kang, M., Lee, S., & Lee, Y. K. (2015). Pitting corrosion behavior in advanced high strength steels. *Journal of Alloys and Compounds*, 619, 205–210. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.08.243>
- [61] Poulon-Quintin, A., Vogt, J. B., Shivanyuk, V., & Foct, J. (2004). Characterisation and understanding of TRIP steels. *Journal De Physique. IV: JP*, 118. <https://doi.org/10.1051/jp4:2004118042>
- [62] Rana, R., & Singh, S. B. (2016). *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*. In *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*.
- [63] Rodríguez-Muñoz, J. L., Pacheco-Cedeño, J. S., Bedolla-Jacuinde, A., & Medina-Flores, A. (2023). Effect of microstructural morphology in low-carbon TRIP steels on their mechanical properties. *MRS Advances*, 8(20), 1167–1171. <https://doi.org/10.1557/s43580-023-00704-0>
- [64] Sakuma, Y., I. A., K. O., K. N., H. S. and S. (1995). Next generation high-strength sheet steel utilizing transformation-induced plasticity (TRIP) effect. Nippon Steel Institute Report. <http://www.yidu.edu.cn/detail/article/545fb6ed6365959b326b84e7.html?org=100000&uor g=999999>
- [65] Sakuma, Y., Matlock, D. K., & Krauss, G. (1992). Intercritically annealed and isothermally transformed 0.15 Pct C steels containing 1.2 Pct Si-1.5 Pct Mn and 4 Pct Ni: Part I. transformation, microstructure, and room-temperature mechanical properties. *Metallurgical Transactions A*, 23(4), 1221–1232. <https://doi.org/10.1007/BF02665053/METRICS>
- [66] Sakuma, Y., Matsumura, O., & Takechi, H. (1991). Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions. *Metallurgical Transactions A*, 22(2), 489–498. <https://doi.org/10.1007/BF02656816/METRICS>
- [67] Salinas, A., Artigas, A., Perez-Ipiña, J., Castro-Cerda, F., Garza-Montes-de-Oca, N., Colás, R., Petrov, R., & Monsalve, A. (2018). Effects of heat treatment on morphology, texture, and mechanical properties of a MnSiAl multiphase steel with TRIP behavior. *Metals*, 8(12). <https://doi.org/10.3390/met8121021>

- [68] Smallman, R. E., & Bishop, R. J. (2002). *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering* (BUTTERWORTH - HEINEMANN, Ed.). ELSEVIER.
- [69] Schneider, E. (1995). Ultrasonic birefringence effect—Its application for materials characterisations. *Optics and Lasers in Engineering*, 22(4–5), 305–323. [https://doi.org/10.1016/0143-8166\(94\)00032-6](https://doi.org/10.1016/0143-8166(94)00032-6)
- [70] Sekita, T., Kaneto, S., Hasuno, S., Sato, A., Ogawa, T., & Ogura, K. (2004). Materials and technologies for automotive use. JFE Technical Report, 2.
- [71] Singh, M., & Singh, M. K. (2008). Application of Steel in Automotive Industry International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering Application of Steel in Automotive Industry. In *Certified Journal* (Vol. 9001, Issue 7). www.ijetae.com
- [72] Soleimani, M., Kalhor, A., & Mirzadeh, H. (2020). Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. In *Materials Science and Engineering: A* (Vol. 795). Elsevier Ltd. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
- [73] Somani, M. C., Porter, D. A., Karjalainen, L. P., & Misra, R. D. K. (2014). On Various Aspects of Decomposition of Austenite in a High-Silicon Steel during Quenching and Partitioning. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 45(3), 1247–1257. <https://doi.org/10.1007/s11661-013-2053-8>
- [74] S. S. Udpa and P. O. Moore, *Electromagnetic testing*. American Society for Nondestructive Testing, 2004.
- [75] S. S. Kalpakjian Serope, *Manufacturing Processes for Engineering Materials*. Global Edition, 2023.
- [76] Takahashi, M. (2021). TRIP Steel. In *Encyclopedia of Materials: Metals and Alloys* (pp. 63–72). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.12062-4>
- [77] Talapatra, A., Datta, J., & Bandhyopadhyay, N. R. (2013). Structure-Properties Relationship of TRIP-assisted Steels by Non-destructive Testing Method. *Chemical and Materials Engineering*, 1(1). <https://doi.org/10.13189/cme.2013.010103>
- [78] Tan, X., He, H., Lu, W., Yang, L., Tang, B., Yan, J., Xu, Y., & Wu, D. (2020). Effect of matrix structures on TRIP effect and mechanical properties of low-C low-Si Al-added hot-rolled TRIP steels. *Materials Science and Engineering: A*, 771. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138629>
- [79] Thelning, K.-Erik. (2000). *Steel and its heat treatment*. Butterworths.
- [80] van Slycken, J., Verleysen, P., Degrieck, J., Bouquerel, J., & de Cooman, B. C. (2007). The effect of silicon, aluminium and phosphor on the dynamic behaviour and phenomenological modelling of multiphase TRIP steels. *Metals and Materials International*, 13(2), 93–101. <https://doi.org/10.1007/BF03027558/METRICS>
- [81] V.F. Zackay, E. R. P. D. F. R. B. A. T. Q. 60, 2 (1967). (1969). ENHANCEMENT OF DUCTILITY IN HIGH STRENGTH STEELS.
- [82] V. L. de A. Freitas, V. H. C. de Albuquerque, E. de M. Silva, A. A. Silva, and J.

- M. R. S. Tavares, “Nondestructive characterization of microstructures and determination of elastic properties in plain carbon steel using ultrasonic measurements,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, no. 16–17, pp. 4431–4437, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.03.090.
- [83] Yin, J. (n.d.). Formation of Bainite in Steels.
- [84] Zeng, L., Song, X., Chen, N., Rong, Y., Zuo, X., & Min, N. (2022). A new understanding of transformation induced plasticity (TRIP) effect in austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 857. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143742>
- [85] Zhang, L. yun, Wu, D., & Li, Z. (2012). Influence of Alloying Elements on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 19(12), 42–47. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60030-8](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60030-8)

Anexos

Martha Yunuen León Aguilar

Evaluación electroquímica y detección por ensayos no destructivos de un acero multifásico sensible al efecto de tran...

Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid::3117:512304438

Fecha de entrega

13 oct 2025, 9:02 a.m. GMT-6

Fecha de descarga

13 oct 2025, 9:08 a.m. GMT-6

Nombre del archivo

Evaluación electroquímica y detección por ensayos no destructivos de un acero multifásico sensi....pdf

Tamaño del archivo

9.2 MB

133 páginas

30.892 palabras

179.624 caracteres

Martha Yunuen León Aguilar

Evaluación electroquímica y detección por ensayos no destructivos de un acero multifásico sensible al efecto de tran...

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega
trnoid::3117:512304438

Fecha de entrega
13 oct 2025, 9:02 a.m. GMT-6

Fecha de descarga
13 oct 2025, 9:05 a.m. GMT-6

Nombre del archivo
Evaluación electroquímica y detección por ensayos no destructivos de un acero multifásico sensi....pdf

Tamaño del archivo
9.2 MB

133 páginas
30.892 palabras
179.624 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	MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES	
Título del trabajo	Evaluación electroquímica y detección por ensayos no destructivos de un acero multifásico sensible al efecto de transformación inducida por deformación	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	MARTHA YUNUEN LEON AGUILAR	2330894B@UMICH.MX
Director	ARIOSTO MEDINA FLORES	ARIOSTO.MEDINA@UMICH.MX
Codirector	HECTOR GUILLERMO CARREON G.	HCARREON@UMICH.MX
Coordinador del programa	TZARARA LOPEZ 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	Traducción de palabras y acrónimos empleados por referencias
Traducción a otra lengua	NO	
Revisión y corrección de estilo	NO	
Análisis de datos	NO	
Búsqueda y organización de información	SI	Empleo de un software para el manejo, almacenamiento y las fuentes de referencia
Formateo de las referencias bibliográficas	SI	Empleo de Mendeley para manejo y formato de referencias
Generación de contenido multimedia	NO	
Otro	NO	

Datos del solicitante	
Nombre y firma	MARTHA YUNUEN LEON AGUILAR
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán a 06 de Octubre del 2025

Martha Yunuen León Aguilar

Evaluación electroquímica y detección por ensayos no destructivos de un acero multifásico sensible al efecto de tran...

Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega
troid::3117512304438

Fecha de entrega
13 oct 2025, 9:02 a.m. GMT-6

Fecha de descarga
13 oct 2025, 9:08 a.m. GMT-6

Nombre del archivo
Evaluación electroquímica y detección por ensayos no destructivos de un acero multifásico sensi....pdf

Tamaño del archivo
9.2 MB

133 páginas
30.892 palabras
179.624 caracteres

Martha Yunuen León Aguilar

Evaluación electroquímica y detección por ensayos no destructivos de un acero multifásico sensible al efecto de tran...

Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega
troid::3117512304438

Fecha de entrega
13 oct 2025, 9:02 a.m. GMT-6

Fecha de descarga
13 oct 2025, 9:05 a.m. GMT-6

Nombre del archivo
Evaluación electroquímica y detección por ensayos no destructivos de un acero multifásico sensi....pdf

Tamaño del archivo
9.2 MB

133 páginas
30.892 palabras
179.624 caracteres