



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE  
SAN NICOLÁS DE HIDALGO**



**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN  
METALURGIA Y MATERIALES**

**PROGRAMA DE DOCTORADO EN CIENCIAS EN  
METALURGIA Y CIENCIA DE LOS MATERIALES**

**“MONITOREO DE LA DEGRADACION  
ARTIFICIAL EN UNIONES SOLDADAS DE  
ACEROS MICROALEADOS POR MEDIO  
DE TÉCNICAS DE INSPECCION NO  
DESTRUCTIVAS”**

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

**M.C. Valdemar Conejo Hernández**

Director de tesis:

**Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas**

**Morelia, Michoacán, marzo 2026**



Morelia Mich., 02 de marzo de 2026

**M. C. VALDEMAR CONEJO HERNÁNDEZ**

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 Doctor en Ciencias Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada "*Monitoreo de la degradación artificial en uniones soldadas de aceros microaleados por medio de técnicas de inspección no destructivas*", le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

03003795	Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas	Director de Tesis
02000334	Dr. Ariosto Medina Flores	Vocal
10003991	Dr. Francisco Fernando Curiel López	Vocal
01000489	Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez	Vocal
15010073	Dra. Noemí Ortiz Lara	Vocal
01001531	Dr. José Lemus Ruiz	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 DIRECCIÓN

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

## AGRADECIMIENTOS

Agradezco primeramente a la Secretaría de Ciencia, Humanidades, Tecnología e Innovación (SECIHTI) por el apoyo económico brindado durante el curso de mis estudios de doctorado.

A mi director de tesis, el Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas por permitirme desarrollar este proyecto bajo su tutela y brindarme sus conocimientos, orientaciones y apoyo a lo largo de mi formación como investigador. Gracias por brindarme las herramientas para crecer como investigador y profesional.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la UMSNH por permitirme ser parte de su programa de posgrado.

A mi mesa sinodal por sus observaciones y recomendaciones que sirvieron para enriquecer este trabajo de investigación.

A mis padres, María del Socorro Hernández Estrada (†) y Valdemar Conejo León fuente de apoyo constante e incondicional durante toda mi vida. Gracias por creer en mis sueños, por ser mi fuente de motivación y enseñarme que con trabajo duro no hay metas inalcanzables.

A mi esposa Karla Ivonne Vega Alejo el mejor apoyo que un investigador puede tener, por estar a mi lado en los días buenos y en los no tan buenos, por su paciencia inquebrantable y por confiar en mí incluso cuando yo dudaba. Sin su amor, apoyo y comprensión durante mi proceso de formación, este sueño no habría sido posible. Este logro es tan tuyo como mío.

A mi hija Regina quien con su ternura y espontaneidad ha sido mi fuente de alegría inagotable.

A mis compañeros del laboratorio de ensayos no destructivos por las horas compartidas entre ensayos y resultados. Gracias por los debates académicos que enriquecieron este trabajo, por el apoyo mutuo cuando los resultados no eran los esperados y por transformar el laboratorio en un espacio de aprendizaje y risas.

## **DEDICATORIA**

A quienes hicieron de este doctorado una realidad: a mis padres por su fe incondicional; a mi director de tesis, por su sabiduría y paciencia; a mi esposa por su paciencia infinita y amor incondicional; a mi hija quien con su sonrisa ilumino mis noches de estudio; y a mis compañeros de laboratorio por los consejos que fueron clave para superar los retos técnicos de esta tesis.

## ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE GENERAL .....	iii
ÍNDICE DE FIGURAS .....	vi
ÍNDICE DE TABLAS .....	x
LISTA DE SÍMBOLOS .....	xi
RESUMEN .....	xii
ABSTRACT .....	xiii
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN .....	1
1.1 Justificación .....	2
1.2 Objetivos .....	3
1.2.1 Objetivo general .....	3
1.2.2 Objetivos específicos.....	3
1.3 Hipótesis .....	3
CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO .....	4
2.1 Tuberías API 5L en la industria de los hidrocarburos. ....	4
2.1.1 Grados de acero y su relación resistencia-tenacidad.....	4
2.1.2 Proceso de fabricación y soldadura.....	5
2.1.3 Propiedades térmicas y respuesta a ciclos termomecánicos.....	6
2.1.4 Relevancia para la industria de hidrocarburos en México. ....	6
2.1.5 Mecanismos comunes de degradación y envejecimiento.....	6
2.1.6 Control de calidad y pruebas.....	7
2.1.7 Síntesis y consideraciones.....	7
2.2 Soldadura longitudinal en tuberías API 5L.....	7
2.2.1 Características microestructurales y anisotropía.....	8
2.2.2 Inclusiones y tenacidad de fractura.....	9
2.2.3 Efecto de los parámetros térmicos y tratamiento post-soldadura.....	10
2.2.4 Tenacidad de fractura según dirección de análisis.....	11
2.2.5 Resumen de vulnerabilidades y desafíos.....	11
2.3 Envejecimiento de aceros en condiciones de operación.....	12
2.3.1 Concepto, motivación y aparición del envejecimiento.....	12
2.3.2 Microestructura original y su evolución ante envejecimiento.....	12

2.3.3	Precipitación de carburos, endurecimiento y pérdida de ductilidad.....	13
2.3.4	Fragilización por hidrógeno (HE) y susceptibilidad estructural. ....	13
2.3.5	Efecto del envejecimiento en fatiga en entornos corrosivos o con hidrógeno. ....	14
2.3.6	Inclusiones no metálicas como sitios críticos de nucleación y propagación.....	14
2.3.7	Discusión crítica y síntesis de vulnerabilidades. ....	15
2.4	Efecto del envejecimiento térmico en la soldadura longitudinal de tuberías API 5L.	15
2.4.1	Introducción al fenómeno de envejecimiento térmico. ....	15
2.4.2	Microestructura de la soldadura longitudinal y zonas afectadas.....	16
2.4.3	Mecanismos metalúrgicos del envejecimiento en la soldadura. ....	16
2.4.4	Efectos mecánicos del envejecimiento en la unión soldada.....	17
2.4.5	Implicaciones para la integridad estructural.....	17
2.4.6	Relevancia del estudio experimental.....	17
2.5	Comportamiento a la fractura en uniones soldadas API 5L: tipos de fractura en el ensayo Charpy e influencia del envejecimiento.....	18
2.5.1	Introducción al ensayo Charpy y la fractura. ....	18
2.5.2	Tipos de fractura en aceros soldados API 5L.....	18
2.5.3	Influencia de la microestructura soldada.....	19
2.5.4	Efecto del envejecimiento artificial en el tipo de fractura. ....	19
2.5.5	Comparaciones experimentales y casos reportados. ....	20
2.5.6	Implicaciones para la integridad estructural.....	21
2.6	Ensayos no destructivos.....	21
2.6.1	Inspección por corrientes de Eddy. ....	21
2.6.2	Potencial Termoeléctrico.....	27
2.6.3	Caída de potencial de corriente alterna. ....	30
2.7	Estado del arte.....	33
<b>CAPÍTULO 3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL</b> .....		<b>42</b>
3.1	Materiales.....	43
3.2	Corte y maquinado de probetas para caracterización microestructural, caracterización no destructiva y microdureza Vickers.....	43
3.3	Tratamiento térmico de envejecido de las probetas para caracterización.....	43
3.4	Análisis microestructural de las uniones soldadas.....	44
3.5	Caracterización por medio de técnicas no destructivas. ....	45
3.5.1	Potencial termoeléctrico (PTE). ....	45

3.5.2 Evaluación por Corrientes de Eddy (EC).....	46
3.5.3 Evaluación por caída de potencial de corriente alterna (ACPD). ....	47
3.6 Propiedades mecánicas de las uniones soldadas.....	48
3.6.1 Microdureza Vickers.....	48
3.6.2 Energía absorbida de Charpy. ....	49
3.7 Caracterización de las superficies de fractura por impacto Charpy.....	50
<b>CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....</b>	<b>51</b>
4.1. Caracterización microestructral. ....	51
4.1.1 Microscopía Óptica .....	51
4.1.2 Microscopía electrónica de barrido.....	56
4.2 Microdureza Vickers.....	63
4.2.1 Perfiles de micro-dureza.....	63
4.2.2 Microdureza promedio con respecto al tiempo de envejecimiento.....	64
4.3 Evaluación del potencial termoeléctrico.....	66
4.4 Relación estadística PTE-microdureza .....	69
4.5 Conductividad eléctrica medida mediante corrientes de Eddy.....	73
4.6 Efecto del envejecimiento en la conductividad eléctrica medida mediante ACPD....	76
4.7 Prueba de impacto Charpy .....	78
4.8 Análisis de la fractura. ....	79
4.8.1 Análisis EBSD.....	83
4.9 Relación conductividad eléctrica (ACPD) y energía absorbida de Charpy para el acero API X65. ....	86
<b>CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES .....</b>	<b>89</b>
<b>REFERENCIAS .....</b>	<b>92</b>
<b>ANEXOS .....</b>	<b>105</b>
Reporte de similitud y uso IA.....	105

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Proceso de fabricación de las tuberías de acero API con soldadura longitudinal.....	5
Figura 2.2. Microestructura de una tubería EWR. a) cuerpo de la tubería (metal base); b) soldadura recta.....	8
Figura 2.3. Microestructura de una soldadura SAW de un acero API X70: a) metal base, b) zona de enlace, c) zona de fusión y d) zona afectada térmicamente.....	9
Figura 2.4. a) Fractura frágil (clivaje) causada por la presencia de inclusiones no metálicas (flechas amarillas), b) EDS mostrando la presencia de Al, Ti y Ca.....	10
Figura 2.5. Microestructura típica de un acero API X60.....	12
Figura 2.6. Acero API X52 envejecido a 250 °C por 500 h: a) Imagen TEM (microscopia de transmisión de electrones) donde se observa la presencia de partículas Fe-C, b) EDS correspondiente.....	13
Figura 2.7. Modos de fractura: a) Fractura dúctil (alta densidad de hoyuelos), b) Fractura mixta (presencia de hoyuelos y clivaje) y c) Fractura frágil (clivaje).....	19
Figura 2.8. Valores de energía absorbida de Charpy para una unión soldada API X65. Envejecida a 300 °C por 3h.....	20
Figura 2.9. Generación de corrientes de Eddy mediante una bobina excitadoras sobre un material conductor.....	23
Figura 2.10. a) Plano de impedancia para corrientes de eddy. b) Plano de impedancia variando el contenido de carbono en el acero.....	25
Figura 2.11. Representación del skin effect y la disminución exponencial de la densidad de corriente con la profundidad con respecto a la frecuencia de inspección.....	27
Figura 2.12. Configuración de medición del TEP (hot-tip) en una probeta metálica con gradiente térmico entre dos puntas.....	28
Figura 2.13. Potencial de Seebeck para diferentes metales puros.....	30
Figura 2.14. Arreglo para la medición de la caída de potencial de cuatro puntas. La corriente alterna es aplicada a la muestra por medio del par externo de puntas, la caída de potencial es medida entre el par interno de puntas.....	31
Figura 2.15. Fractografías de impacto que muestran fractura frágil de las muestras de la unión soldada envejecida naturalmente: a) MB; b) ZAT y c) FZ.....	33

Figura 2.16. a) Resultados de las pruebas de impacto realizadas a la unión soldada X52 envejecida; b) Densidad de microhuecos con respecto al tiempo de envejecido.....	34
Figura 2.17. Resultados del análisis del acero API grado B envejecido: a) Reducción en el porcentaje de elongación con respecto al tiempo de envejecimiento; b) Porcentajes de área dúctil-frágil en la superficie de fractura.....	35
Figura 2.18. Efecto del envejecimiento en las curvas de tensión de un acero para tubería API X90.....	37
Figura 2.19. Comparación entre los valores del TEP y la microdureza: a) Acero API X65; b) Interface; c) Inconel 825.....	39
Figura 2.20. Evolución del PTE con respecto al tiempo de envejecimiento en la uniones soldadas para aceros para tubería: a) API X60; b) API X65.....	40
Figura 2.21. a) Evolucion de la magnitud y ángulo de fase de las EC con respecto al tiempo de envejecido; b) Cambios en la dureza, resistividad y volumen de austenita con respecto al tiempo de envejecido.....	41
Figura 3.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental de este trabajo de investigación.....	42
Figura 3.2. Tratamiento térmico de envejecido.....	44
Figura 3.3. Instrumentos empleados para la caracterización microestructural: a) Microscopio óptico Olympus GX 41; b) Microscopio electrónico de barrido Jeol JSM 7600F.....	45
Figura 3.4. a) Esquema del método de la punta caliente. b) Gradiente térmico generado dentro de la muestra debido a la temperatura de la punta caliente.....	46
Figura 3.5. Diagrama esquemático de la medición mediante corrientes de Eddy.....	47
Figura 3. 6. a) Diagrama esquemático de un transductor de arreglo cuadrado para la técnica ACPD. b) Densidad de corriente en función de la frecuencia de la corriente alterna, incrementos en la corriente reducen la profundidad de penetración de la corriente.....	48
Figura 3.7. Micro durómetro Mitutoyo HM 200.....	49
Figura 3.8. Diagramas esquemáticos de las probetas de impacto Charpy: a) Medidas de las probetas para impacto Charpy; b) posición de las muescas en V para cada microestructura.....	49
Figura 3.9. Péndulo para pruebas de impacto Charpy Instron SATEC SI.....	50
Figura 3.10. a) Microscopio electrónico de barrido Jeol JSM 7600F. b) Detector Bruker e-flash HR+EBSA.....	50

Figura 4.1. Macrografía de las uniones soldadas donde se observan las tres principales microestructuras presentes. a) Acero X60; b) Acero X65.....	51
Figura 4.2. Microestructura del metal base compuesta por ferrita y perlita. a) Acero X60; b) Acero X65.....	52
Figura 4.3. Microestructura de la zona afectada térmicamente compuesta por distintas morfologías de ferrita. a) Acero X60; b) Acero X65.....	53
Figura 4.4. Microestructura de la zona de fusión exhibiendo ferrita Widmanstätten alineada en la dirección del flujo de calor. a) Acero X60; b) Acero X65.....	54
Figura 4.5. Microestructura del acero API X60 envejecida a 300 °C por 3 h. a) MB; b) ZAT y c) ZF.....	55
Figura 4.6. Microestructura del acero API X65 envejecida a 300 °C por 3 h. a) MB; b) ZAT y c) ZF.....	56
Figura 4.7. Imagen MEB del metal base compuesta por ferrita y perlita. a) Acero X60; b) Acero X65.....	57
Figura 4.8 Imagen MEB de la zona afectada térmicamente compuesta por distintas morfologías de ferrita. a) Acero X60; b) Acero X65.....	58
Figura 4.9. Imagen MEB de la zona de fusión exhibiendo ferrita Widmanstätten alineada en la dirección del flujo de calor. a) Acero X60; b) Acero X65.....	58
Figura 4.10. Imágenes MEB de la precipitación en metal base del acero API X60 envejecido a 300°C durante 3h: a) Imagen MEB del (Nb,Ti)(C) facetado en el metal base; b) Imagen MEB de partículas (Nb,Ti)(C,N) en el interior de los granos de ferrita.....	60
Figura 4.11. Imágenes MEB de la precipitación en la ZF del acero API X60 envejecido a 300°C durante 3h. TiC precipitado en los límites de grano.....	61
Figura 4.12. Imágenes MEB de la precipitación en la unión soldada de API X65 envejecida a 300°C durante 3h: a) Imagen MEB de nanopartículas de Nb(C) en el interior de granos de ferrita en el metal base; b) Imagen MEB de Ti(C) en la FZ.....	62
Figura 4.13. Perfiles de microdureza de las uniones soldadas envejecidas a 300 °C por 3h; a) Acero API X60 y b) Acero API X65.....	64
Figura 4.14 Evolucion de la microdureza con respecto al tiempo de envejecimiento: a) Acero API X60; b) Acero API X65.....	65
Figura 4.15 Valores del PTE con respecto al tiempo de envejecimiento para la union soldada API X60 registrados con distintas temperaturas de la punta caliente: a) MB; b) FZ; c) ZAT.....	67

Figura 4.16 Valores del PTE con respecto al tiempo de envejecimiento para la union soldada API X65 registrados con distintas temperaturas de la punta caliente: a) MB; b) FZ; c) ZAT.....	68
Figura 4.17. Gradiente termico generado con difrente temperaturas de la punta caliente.....	68
Figura 4.18. Comparación de los valores del PTE y la microdureza medidos durante el envejecimiento de la unión soldada API X60 a 300 °C; a) BM; b) ZF; c) ZAT.....	70
Figura 4.19. Comparación de los valores del PTE y la microdureza medidos durante el envejecimiento de la unión soldada API X65 a 300 °C; a) BM; b) ZF; c) ZAT.....	71
Figura 4.20. Variación del coeficiente de correlación de Pearson entre la microdureza Vickers y el PTE a diferentes temperaturas de la punta caliente en las tres principales microestructuras de la unión soldada X60.....	72
Figura 4.21. Variación del coeficiente de correlación de Pearson entre la microdureza Vickers y el PTE a diferentes temperaturas de la punta caliente en las tres principales microestructuras de la unión soldada X65.....	73
Figura 4.22. Plano de impedancia para las uniones soldadas envejecidas a 300 °C por distintos periodos de tiempo: a) Unión soldada API X60; b) Unión soldada API X65.....	74
Figura 4.23. Evolución de la conductividad eléctrica (% IACS) con respecto al tiempo de envejecimiento medida mediante corrientes de Eddy: a) unión soldada API X60; b) unión soldada API X65.....	75
Figura 4.24. Curvas de resistencia eléctrica contra frecuencia de corriente para el metal base de ambas uniones soldadas.....	76
Figura 4.25. Evolución de la conductividad eléctrica (% IACS) con respecto al tiempo de envejecimiento medida mediante ACPD: a) unión soldada API X60; b) unión soldada API X65.....	78
Figura 4.26. Energía de Charpy absorbida vs tiempo de envejecido para las tres principales microestructuras de la unión soldada API X65.....	79
Figura 4.27. Imágenes de la fractura por impacto en el material base. a) Superficie general, b-d) fractura dúctil donde se observan patrones de hoyuelos y micro-huecos con distintos tamaños y concentraciones.....	80
Figura 4.28. Imágenes de la fractura por impacto en la zona de fusión. a) Superficie general, b) fractura dúctil donde se observan una alta densidad de micro-huecos, c-d) fractura frágil mostrando patrones de clivaje y micro-huecos en distintas concentraciones.....	81

Figura 4.29. Imágenes de la fractura por impacto en la zona afectada térmicamente. a) Superficie general, b-d) fractura dúctil donde se observan patrones de hoyuelos y microhuecos con distintos tamaños y concentraciones.....	82
Figura 4.30. Imágenes de la fractura por impacto de la ZF a diferentes condiciones de envejecimiento, centro de la fractura donde se aprecia clivaje con diferentes cantidades de microhuecos: a) Sin envejecimiento; b) 3h de envejecimiento a 300°C; c) 7 h de envejecimiento a 300 °C.....	83
Figura 4.31. Figuras de Polo Inverso (IPF) de la unión soldada longitudinal del acero para tubería API X65 sin envejecimiento; a) MB; b) ZAT y c) ZF.....	84
Figura 4.32. a) Variación del porcentaje de área en la direcciones [100], [101], [111]; b) Figuras de polo discreto obtenidas del análisis EBSD del MB sin envejecimiento.....	85
Figura 4.33. Ángulo de desorientación de las fronteras de grano. a) Histograma de los ángulos de desorientación en las tres microestructuras de la unión soldada; b) ángulos de desorientación del límite de grano en la ZF.....	86
Figura 4.34. Comparación entre la energía de Charpy y la conductividad eléctrica durante el proceso de envejecimiento de la unión soldada API X65; a) MB; b) ZF y c) ZAT.....	87
Figura 4.35. Coeficiente de correlación Pearson entre la energía de Charpy y la conductividad eléctrica en las tres principales microestructuras de la unión soldada API X65.....	87

## ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1. Grados comunes de aceros API y sus propiedades mecánicas típicas.....	5
Tabla 3.1 Composición Química % peso.....	43

## LISTA DE SÍMBOLOS

$B$ Intensidad del campo magnético	$S_d$ Coeficiente de Seebeck debido a las dislocaciones
$Z$ Impedancia de la bobina	$S_p$ Coeficiente de Seebeck debido a precipitación
$R$ resistencia eléctrica	$S_{gb}$ Coeficiente de Seebeck debido a fronteras de grano
$X_L$ Reactancia inductiva	$a$ Distancia de separación entre puntas
$f$ Frecuencia de la corriente alterna	$\alpha$ Ferrita
$L_0$ Autoinductancia de la bobina	$P$ Perlita
$J$ Densidad de corriente	$\alpha_{Al}$ Ferrita aliotromorfica
$\sigma$ Conductividad eléctrica	$\alpha_a$ Ferrita acicular
$E$ Magnitud del campo eléctrico	$\alpha_w$ Ferrita Widmanstätten
$\varphi$ Ángulo de fase	$r$ Coeficiente de correlación de Pearson
$\mu$ Permeabilidad magnética	$\rho$ Resistividad eléctrica
$\mu_0$ Permeabilidad magnética en el vacío	$\rho_{precipitados}$ Resistividad eléctrica debida a los precipitados
$\mu_r$ Permeabilidad magnética relativa del material	$\rho_{red}$ Resistividad eléctrica por defectos en la red cristalina
$\delta$ Profundidad de penetración estándar	$\rho_{soluto}$ Resistividad eléctrica por elementos en solución sólida
$S$ Coeficiente de Seebeck	$\rho_{defectos}$ Resistividad eléctrica por defectos del material
$\Delta T$ Gradiente térmico	
$\Delta V$ Diferencia de potencial	
$T_h$ Temperatura de la punta caliente	
$T_c$ Temperatura de la punta fría	
$S_{ss}$ Coeficiente de Seebeck debido a elementos en solución solida	

## RESUMEN

En este trabajo de investigación se estudió el efecto del envejecimiento artificial sobre la microestructura, las propiedades mecánicas y el tipo de fractura en la unión soldada longitudinal de dos tuberías de acero API 5L, una de grado X60 y otra de grado X65. Las uniones soldadas fueron sometidas a envejecimiento artificial a 300 °C durante 3, 7, 9, 18 y 45 horas. La evolución microestructural se analizó mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Las imágenes obtenidas revelaron que no se presentan cambios significativos en la microestructura de las uniones soldadas con respecto al tiempo de envejecimiento. Los resultados de microdureza Vickers mostraron que ambas uniones alcanzan un máximo de dureza después de 3 horas de envejecimiento, asociado al pico de envejecimiento. Para tiempos mayores, la microdureza tiende a disminuir y fluctuar, como consecuencia del sobre-envejecimiento. Las pruebas de impacto Charpy V evidenciaron una disminución en la energía absorbida, alcanzando valores mínimos también después de 3 horas, lo cual coincide con un aumento en la fractura frágil en la zona de fusión y una disminución de la fractura dúcil en el material base y zona afectada térmicamente.

El efecto del envejecimiento también se evaluó mediante técnicas de ensayos no destructivos. El potencial termoeléctrico de las uniones soldadas se midió mediante la técnica de punta caliente, utilizando temperaturas de 55, 60, 65 y 70 °C, observándose una mayor sensibilidad para detectar los cambios inducidos por el envejecimiento al incrementar la temperatura de la punta caliente. La conductividad eléctrica se determinó mediante corrientes inducidas (Eddy Currents), usando frecuencias de 150 kHz para el X60 y 130 kHz para el X65. Los resultados mostraron una relación inversa entre esta propiedad y la microdureza. Finalmente, se aplicó la técnica de caída de potencial en corriente alterna a una frecuencia de 4 Hz, lo que permitió determinar la conductividad eléctrica de las uniones soldadas a partir de la medición de la resistencia eléctrica del material.

**Palabras clave:** API 5L, Unión soldada, END, Potencial termoeléctrico, Envejecimiento.

## ABSTRACT

This research studied the effect of artificial aging on the microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of the longitudinal welded joint between two API 5L steel pipes, one of grade X60 and the other of grade X65. The welded joints were artificially aged at 300 °C for 3, 7, 9, 18, and 45 hours. Microstructural evolution was analyzed using optical microscopy and scanning electron microscopy. The obtained images revealed no significant changes in the microstructure of the welded joints with increasing aging time. Vickers microhardness results showed that both welded joints reached peak hardness after 3 hours of aging, corresponding to the peak-aging stage. For longer aging times, the microhardness tended to decrease and fluctuate due to overaging. Charpy V-notch impact tests showed a decrease in absorbed energy, with minimum values also observed after 3 hours, which coincided with an increase in brittle fracture in the fusion zone and a reduction in ductile fracture in the base material and heat-affected zone.

The effect of aging was also evaluated using non-destructive testing techniques. The thermoelectric potential of the welded joints was measured using the hot-tip technique at temperatures of 55, 60, 65, and 70 °C. A higher sensitivity to aging-induced changes was observed as the hot-tip temperature increased. Electrical conductivity was determined using eddy current testing (ECT), with inspection frequencies of 150 kHz for X60 and 130 kHz for X65. Results showed an inverse relationship between electrical conductivity and microhardness. Finally, the alternating current potential drop (ACPD) technique was applied at a frequency of 4 Hz, allowing the electrical conductivity of the welded joints to be determined from the electrical resistance of the material.

**Key words:** API 5L, Welded joint, NDE, Thermoelectric potential, Aging.

## CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN

En el desarrollo de la infraestructura energética de México, las tuberías fabricadas bajo la norma API 5L desempeñan un papel fundamental. Esta especificación, emitida por el American Petroleum Institute, regula los requisitos de fabricación, propiedades mecánicas y ensayos de calidad de tuberías destinadas al transporte de hidrocarburos líquidos y gaseosos. Su aplicación es crítica en oleoductos, gasoductos y sistemas de distribución que forman parte de la cadena de valor de la industria de los hidrocarburos.

La relevancia de las tuberías API 5L en México radica en su capacidad para operar bajo condiciones exigentes, tales como altas presiones internas, ambientes corrosivos y variaciones extremas de temperatura, factores comunes en los distintos entornos geográficos del país. Empresas estatales y privadas, incluyendo Petróleos Mexicanos (PEMEX) y operadores del sector energético dependen de estos materiales para garantizar la eficiencia, seguridad y continuidad de sus operaciones. En este contexto, la selección adecuada del tipo de acero y del grado de tubería es un aspecto técnico esencial que incide directamente en la vida útil, el desempeño y la integridad de los sistemas de transporte de hidrocarburos.

Las condiciones de operación a las que se someten las tuberías de acero API 5L en México favorecen, en muchos casos, procesos de degradación acelerada de sus propiedades mecánicas y microestructurales. Factores como la exposición prolongada a ambientes corrosivos, esfuerzos cíclicos derivados de variaciones de presión y temperatura, así como la interacción con suelos agresivos o ambientes marinos, contribuyen al fenómeno conocido como envejecimiento acelerado del material. Este envejecimiento puede manifestarse en una pérdida gradual de ductilidad, aumentando la fragilidad, disminución de la resistencia al impacto y cambios en la tenacidad a la fractura, lo cual compromete la integridad estructural de los ductos.

Dentro de las regiones más vulnerables de estas tuberías se encuentra la soldadura longitudinal, la cual, al ser producto de un proceso térmico intensivo, presenta heterogeneidades microestructurales, esfuerzos residuales y zonas afectadas térmicamente que pueden acelerar su deterioro. Estas condiciones la convierten en un punto crítico donde el envejecimiento tiene efectos más pronunciados, aumentando el riesgo de iniciación y propagación de defectos o fallas.

En este contexto, el estudio del envejecimiento en la zona de la soldadura longitudinal, mediante técnicas de evaluación no destructiva (END), resulta esencial para garantizar la seguridad operativa de los ductos. Estas técnicas permiten identificar de forma temprana cambios en las propiedades del material sin comprometer su integridad física, facilitando la implementación de estrategias de mantenimiento predictivo y extendiendo la vida útil de la infraestructura.

### **1.1 Justificación**

La soldadura longitudinal es una de las zonas más críticas en las tuberías API 5L utilizadas en la industria de los hidrocarburos, ya que en ella se concentran esfuerzos residuales, heterogeneidades microestructurales y posibles defectos generados durante el proceso de fabricación. Con el paso del tiempo y bajo condiciones operativas severas, estas zonas pueden experimentar un envejecimiento acelerado que compromete sus propiedades mecánicas y su comportamiento frente a esfuerzos externos. Ante este panorama, es fundamental desarrollar métodos de evaluación que permitan monitorear el estado de la soldadura sin afectar la integridad del sistema de operación.

El estudio de la soldadura longitudinal en tuberías API 5L sometida a envejecimiento artificial, mediante el uso de técnicas de evaluación no destructivas, representa una herramienta valiosa para simular y anticipar el comportamiento real de estos materiales en servicio. Las técnicas de END permiten detectar cambios en la microestructura, pérdida de tenacidad, aparición de discontinuidades o fisuras incipientes, sin necesidad de intervenir directamente en el sistema de transporte. Esta información es crucial para establecer criterios de integridad, extender la vida útil de los ductos, optimizar estrategias de mantenimiento y reducir el riesgo de fallas catastróficas. En un país como México, donde gran parte de la infraestructura de transporte de hidrocarburos presenta décadas de operación, este tipo de estudios resulta indispensable para mejorar la seguridad y confiabilidad del sector energético.

## **1.2 Objetivos**

### ***1.2.1 Objetivo general***

El objetivo de este trabajo de investigación es evaluar el efecto del envejecimiento artificial sobre la soldadura longitudinal en tuberías API 5L mediante técnicas de evaluación no destructiva, con el fin de identificar cambios en sus propiedades estructurales y establecer criterios para el monitoreo de su integridad en condiciones similares a las de servicio.

### ***1.2.2 Objetivos específicos***

- 1) Simular el envejecimiento acelerado en tramos de tuberías API 5L, mediante tratamientos térmicos controlados que reproduzcan las condiciones operativas prolongadas en ambientes típicos de la industria de hidrocarburos.
- 2) Aplicar técnicas de evaluación no destructiva como los son potencial termoeléctrico (PTE), corrientes de Eddy (EC) y caída de potencial de corriente alterna (ACPD) para detectar posibles cambios microestructurales o defectos asociados al envejecimiento en la zona de soldadura longitudinal.
- 3) Correlacionar los resultados de las técnicas END con ensayos destructivos y análisis metalográfico, a fin de validar la efectividad de las END como herramientas confiables para el monitoreo predictivo de tuberías en operación.

## **1.3 Hipótesis**

El envejecimiento artificial aplicado a tuberías API 5L produce alteraciones microestructurales y mecánicas significativas en la zona de soldadura longitudinal, las cuales pueden ser detectadas y caracterizadas de manera confiable mediante técnicas de evaluación no destructiva, permitiendo así predecir el estado de integridad del material sin necesidad de intervención destructiva.

## **CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO**

### **2.1 Tuberías API 5L en la industria de los hidrocarburos.**

La especificación API 5L del American Petroleum Institute define los criterios técnicos para tuberías de acero utilizadas en el manejo y transporte de hidrocarburos líquidos y gaseosos. Incluye requisitos sobre composición química, límites de resistencia a la tracción y rendimiento, características de fractura y procedimiento de ensayos mecánicos (pruebas de impacto Charpy y tensión) según el grado correspondiente (desde el grado B hasta el X120, entre otros)[1-5].

Estos criterios aseguran que los ductos exhiban resistencia estructural, tenacidad suficiente y buena ductilidad, permitiendo el uso seguro en sistemas expuestos a cargas internas elevadas, entornos corrosivos y ciclos térmicos variables. En México, estos ductos son utilizados por Petróleos Mexicanos (PEMEX) y compañías privadas para la construcción de oleoductos y gasoductos interconectados, tanto en zonas terrestres como marítimas.

#### ***2.1.1 Grados de acero y su relación resistencia-tenacidad.***

Los diferentes grados de acero (por ejemplo, X52, X65, X70, X80) se distinguen por su nivel mínimo de resistencia a la tracción, pero también por sus diferencias microestructurales, que influyen sobre su tenacidad, densidad de imperfecciones y comportamiento ante la fractura [6] Las tuberías de muy alta resistencia (X70-X80) suelen fabricarse mediante procesamiento termo-mecánico controlado (TMCP por sus siglas en inglés), que logran una microestructura de tamaño de grano fino compuesta por una mezcla de ferrita poligonal y eutoctoide con vainita en rosetas, esta microestructura incrementa el rendimiento mecánico, la resistencia al agrietamiento y la estabilidad bajo presión de las tuberías [6, 7]. La Tabla 1.1 muestra algunos grados típicos de aceros API y sus principales propiedades mecánicas.

Esta microestructura refinada se logra combinando microaleantes (Nb, V, Cr, Mo) con controles estrictos de enfriamiento post-laminado. En el acero API 5L X65, por ejemplo, se ha observado una media de tamaño de grano de entre 8 y 10  $\mu\text{m}$ , evidenciada por técnicas de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM) [8-11].

**Tabla 2.1.** Grados comunes de aceros API y sus propiedades mecánicas típicas.

Grado API	Limite Elástico Mínimo (MPa)	Resistencia Última (MPa)	Aplicación Típica
X52	360	460-520	Oleoductos de presión media
X60	415	520-565	Transporte de crudo y gas
X65	450	535-585	Gasoductos de alta presión
X70	485	570-625	Ductos de gran diámetro

### 2.1.2 Proceso de fabricación y soldadura.

Existen dos métodos predominantes para fabricar tubería: sin costura (seamless, basada en hornos rotativos y laminación en caliente) y tubería soldada, donde se distinguen dos variantes: ERW (electric resistance welding) y SAW (sumerged arc welding). Durante estos procesos, las soldaduras longitudinales se generan mediante calor local concentrado, lo que produce una zona afectada térmicamente (ZAT) con microestructuras transformadas. La ZAT exhibe heterogeneidades en orientación de grano y densidad de imperfecciones, las cuales influyen negativamente en uniformidad mecánica y resistencia a la fractura. La Figura 2.1 ilustra el proceso de fabricación de las tuberías de acero API.

En las tuberías ERW, el grano tiende a alinearse en dirección longitudinal, lo cual provoca anisotropía y aumento de la microdureza [8]. Contrario a esto, los tubos sin costura muestran un grano más equiaxial, lo que reduce heterogeneidades pero carece de un cordón de soldadura crítico en términos estructurales.



**Figura 2.1.** Proceso de fabricación de las tuberías de acero API con soldadura longitudinal.

### ***2.1.3 Propiedades térmicas y respuesta a ciclos termomecánicos.***

Las propiedades termofísicas del acero API 5L (conductividad térmica, coeficiente de expansión, calor específico) varían con la temperatura y afectan directamente la distribución de tensiones residuales durante procesos de soldadura o envejecimiento térmico [12-14]. Los tratamientos térmicos en soldaduras inducen ciclos de calentamiento-enfriamiento similares a los del envejecimiento artificial, provocando recristalización local, precipitación de carburos y zonas endurecidas.

Estos efectos son más notables en soldaduras longitudinales al concentrarse mayor variabilidad de temperatura y cambios rápidos, lo cual genera microzonas de fragilidad, reducción de ductilidad y aumento de riesgo de fisuración bajo carga.

### ***2.1.4 Relevancia para la industria de hidrocarburos en México.***

En México, gran parte de la red de ductos tiene décadas de antigüedad y opera en zonas variadas (desérticas, costeras, sísmicas) que implican exposición a ciclos térmicos, esfuerzos mecánicos cíclicos, agentes corrosivos, líquidos ácidos y presencia de H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub>. El uso de grados más altos (X70 o superiores) permite optimizar costos al reducir el espesor, pero implica mayor preocupación por la integridad metalúrgica frente a la fractura o corrosión bajo tensión.

En este contexto, resulta esencial que los ductos sean fabricados con aleaciones adecuadas, que exista un control del calor durante los procesos de soldadura y una posterior inspección, con el fin de prevenir fisuras, fragilización por hidrogeno (HE), ataque bajo tensión (SCC) o fatiga térmica.

### ***2.1.5 Mecanismos comunes de degradación y envejecimiento.***

Las tuberías API 5L están sujetas a diversos mecanismos de degradación como lo son:

Corrientes de fatiga por ciclos de presión y microvibraciones, agravados en la ZAT y la soldadura longitudinal.

Corrosión generalizada y local, incluyendo ambientes con presencia de CO<sub>2</sub> o H<sub>2</sub>S; además, elevados niveles de cloruros y agua salina en zonas costeras.

Degradación microestructural por envejecimiento térmico, caracteriza da por coalescencia de carburos, crecimiento de grano y reducción de tenacidad. Trabajos reportan la disminución

significativa en dureza y tenacidad en un acero grado X5L B tras prolongadas exposiciones a temperaturas de entre 850 °C y 1000 °C durante varias horas.

#### ***2.1.6 Control de calidad y pruebas.***

Dada la criticidad del transporte de hidrocarburos, la norma API 5L especifica ensayos estrictos durante la fabricación de las tuberías, incluyendo pruebas de presión hidrostática, tensión e impacto Charpy. En campo se establece la inspección regular mediante radiografía industrial (RT), ultrasonido (UT), corrientes inducidas (EC) y líquidos penetrantes (LP) para garantizar la detección temprana de defectos.

Para grados mayores como el X70 se recomienda realizar pruebas complementarias post-soldadura (endoscopia microestructural, ensayos de microdureza, EBSD de textura), ya que su comportamiento ante la fractura es más anisotrópico y sensible a variaciones microestructurales.

#### ***2.1.7 Síntesis y consideraciones.***

La norma API 5L proporciona el marco de referencia para fabricar tuberías resistentes y tenaces, adecuadas para condiciones hidrocarburíferas severas. La microestructura refinada (ferrita poligonal, perlita eutectoide, vainita), control térmico en su fabricación y proceso de soldadura, así como inspección continua, son claves para garantizar la integridad de la red nacional. Sin embargo, la presencia de soldaduras (especialmente longitudinales) y la exposición a fatiga, calor y agentes corrosivos acelera el envejecimiento estructural. Por ello, se requiere combinar enfoques metalúrgicos, térmicos y de monitoreo no destructivo para determinar su estado real, prevenir riesgos y prolongar su vida útil.

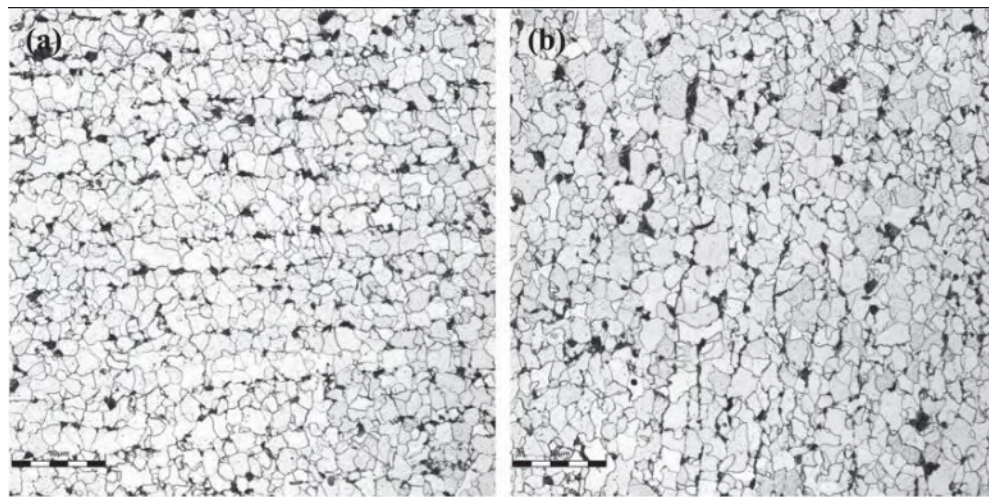
### **2.2 Soldadura longitudinal en tuberías API 5L.**

En la fabricación de tuberías API 5L, la unión longitudinal puede realizarse mediante procesos como ERW o SAW. En el proceso de soldadura ERW, se genera calor por resistencia eléctrica para fusionar bordes, produciendo una costura continua con baja penetración y textura direccional fuerte. Por su parte, en el proceso SAW se depositan múltiples pasadas de soldadura de arco sumergido, lo cual genera una zona de fusión (ZF) del metal de soldadura más gruesa y heterogénea, además de una zona afectada térmicamente

(ZAT) más notoria. La selección del proceso generalmente se realiza según el diámetro de tubería, espesor y condiciones mecánicas requeridas.

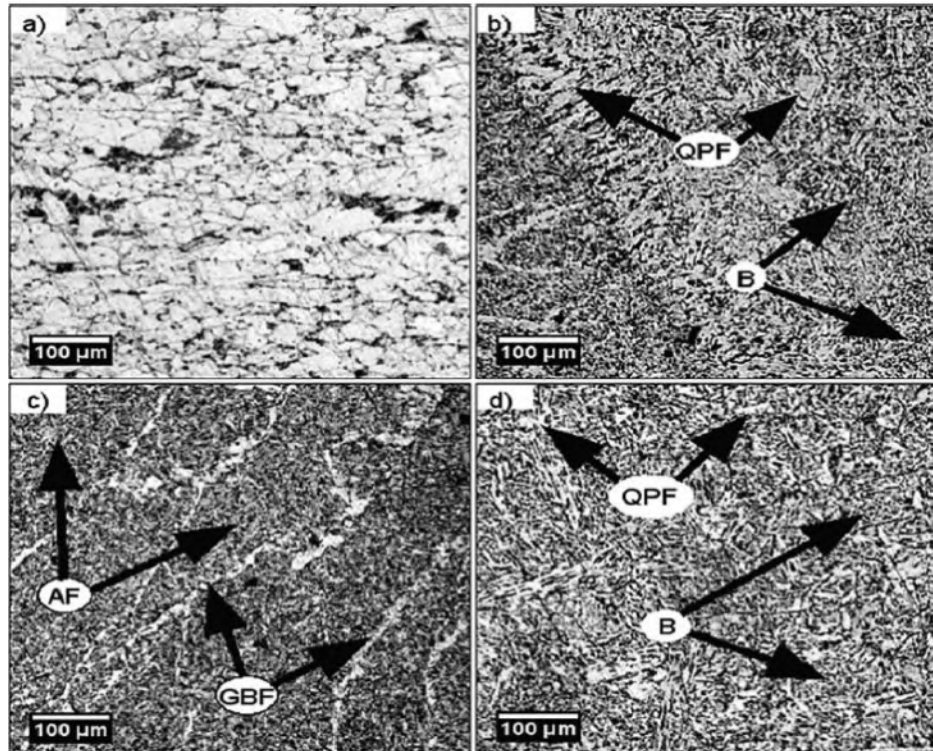
### **2.2.1 Características microestructurales y anisotropía.**

Estudios comparativos han evidenciado diferencias notables entre tuberías ERW y sin costura (SMLS). La microestructura de un proceso de soldadura ERW (Figura 2.2) presenta ferrita y perlita elongadas (fenómeno conocido como banding) en dirección de laminado, lo que genera anisotropía mecánica significativa en planos longitudinales y transversales [15-19]. Además, las inclusiones no metálicas como sulfuros y silicatos se elongan durante el proceso de laminado, intensificando esta anisotropía. En contraste, las tuberías SMLS exhiben grano más equiaxial, sin desarrollo de bandas direccionales.



**Figura 2.2.** Microestructura de una tubería EWR. a) cuerpo de la tubería (metal base); b) soldadura recta [20].

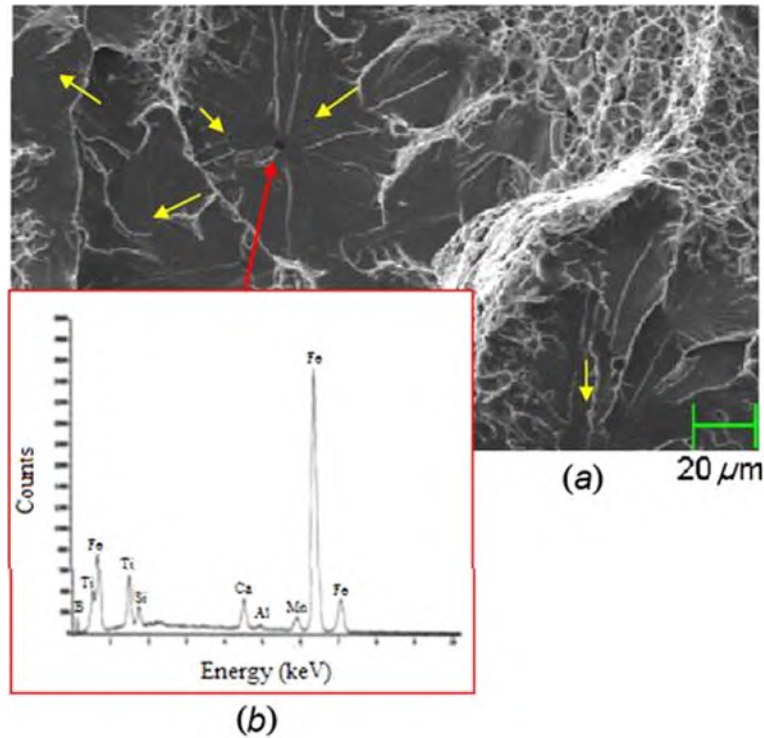
En las tuberías soldadas mediante proceso SAW (Figura 2.3), la soldadura genera zonas claras: zona de fusión (ZF) y ZAT. En la ZF predominan microestructuras como ferrita acicular, vainita y ferrita Widmanstatten. Mientras que en la ZAT aparecen subzonas con granos gruesos (CGHAZ) y finos (FGHAZ) generados por el ciclo térmico de la soldadura [21]. Estos gradientes microestructurales generan heterogeneidad mecánica en la soldadura longitudinal.



**Figura 2.3.** Microestructura de una soldadura SAW de un acero API X70: a) metal base, b) zona de enlace, c) zona de fusión y d) zona afectada térmicamente [21].

### ***2.2.2 Inclusiones y tenacidad de fractura.***

Las inclusiones no metálicas (Ti, Ca, Al) en la soldadura SAW específicamente en la ZAT influyen negativamente en la tenacidad de fractura. Un estudio del Instituto Mexicano del Petróleo en tuberías longitudinales soldadas por proceso SAW mostro que la dirección radial presento inclusiones con Ti, Ca y Al que promovieron fractura frágil por clivaje (Figura 2.4), disminuyendo la tenacidad estimada ( $K_{IC}$ ) en comparación con la dirección longitudinal, donde elementos como el Mn, Si y S promovieron una mayor fractura dúctil [19].



**Figura 2.4.** a) Fractura frágil (clivaje) causada por la presencia de inclusiones no metálicas (flechas amarillas), b) EDS mostrando la presencia de Al, Ti y Ca [19].

Por su parte, la anisotropía generada por inclusiones elongadas en el proceso ERW puede provocar bajas de tenacidad en direcciones transversales, derivadas de la coexistencia de fases ferrita-perlita y concentraciones de inclusiones orientadas [22-25].

### ***2.2.3 Efecto de los parámetros térmicos y tratamiento post-soldadura.***

El control del calor durante la soldadura es crucial. Un aporte térmico excesivo amplifica las zonas CGHAZ y FGHAZ, promoviendo crecimiento de grano, microdureza localizada y fragilidad inicial. Por ejemplo, en tuberías X70 soldadas por el proceso de soldadura por arco de metal protegido (SMAW), un tratamiento post-soldadura a 920 °C provocó la formación de ferrita-perlita comprometida, debajo del nivel X70Q. Sin embargo, un tratamiento a 600 °C eliminó gradientes microestructurales martensíticos, mejorando la tenacidad [22-24].

En una soldadura obtenida mediante el proceso de gas inerte de tungsteno (TIG) multipase entre un acero HSLA (high-strength low alloy) API 5L X60 y un acero inoxidable AISI 310S,

la selección del metal de aporte (ERNiCr-3/ER2209/ER309L) influyo en la distribución de fases y microestructura de transición. Se encontró que el aporte ER2209 genero mejores valores de tensión y energía de fractura Charpy [26].

#### ***2.2.4 Tenacidad de fractura según dirección de análisis.***

La tenacidad en soldaduras longitudinales es anisotrópica. En tuberías X52 SAW, los valores de resistencia a la fractura  $K_{IC}$  en dirección  $C_L$  alcanzo  $\sim 75$  MPA/m, mientras que en dirección  $C_R$  cayo a  $\sim 56$  MPA/m, debido a predominación de ferrita acicular y porosidad que favorecen la fractura por clivaje [18]. Esto subraya la importancia de evaluar la soldadura en múltiples orientaciones para una caracterización adecuada de su integridad.

#### ***2.2.5 Resumen de vulnerabilidades y desafíos.***

La soldadura longitudinal en tuberías API 5L presenta múltiples vulnerabilidades potenciales:

Heterogeneidad microestructural: la ZF y la ZAT contienen fases con propiedades mecánicas variables, generando zonas críticas frente a esfuerzos térmicos o mecánicos.

Inclusiones y anisotropía: Incrementan la concentración de esfuerzos y favorecen la propagación de grietas.

Susceptibilidad a HE y SCC: agravada por microdureza y fases retenidas en soldadura, especialmente en ambientes agresivos.

Dependencia de parámetros térmicos: el control del aporte térmico y tratamientos post-soldadura son determinantes para reducir la fragilidad de las soldaduras.

Necesidad de inspecciones diferenciadas: evaluaciones en una sola dirección pueden sobrestimar la integridad de la soldadura; es fundamental incorporar planos transversales y radiales.

En conjunto, estas características hacen de las soldaduras longitudinales el punto más crítico de una tubería API 5L, justificado por razones metalúrgicas, estructurales y de servicio. La comprensión detallada de este foco es vital para desarrollar estrategias de monitoreo, mantenimiento y selección de materiales y procesos adecuados.

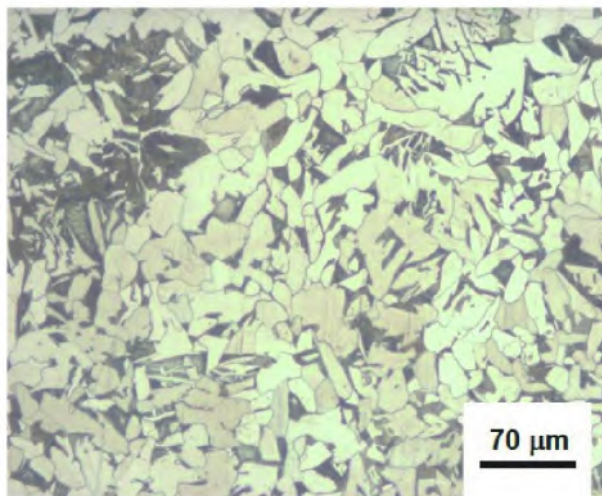
## 2.3 Envejecimiento de aceros en condiciones de operación.

### 2.3.1 Concepto, motivación y aparición del envejecimiento.

El envejecimiento en aceros API 5L se refiere al deterioro progresivo de sus propiedades mecánicas y microestructurales tras la exposición prolongada a condiciones reales de operación, como presión interna, ciclos térmicos, agentes corrosivos y presencia de hidrógeno. Su estudio resulta estratégico para garantizar la integridad estructural y seguridad en oleoductos y gasoductos, especialmente en regiones con ambientes agresivos o infraestructuras longevas —donde la infraestructura mexicana presenta ductos con décadas de operación [27-29]

### 2.3.2 Microestructura original y su evolución ante envejecimiento.

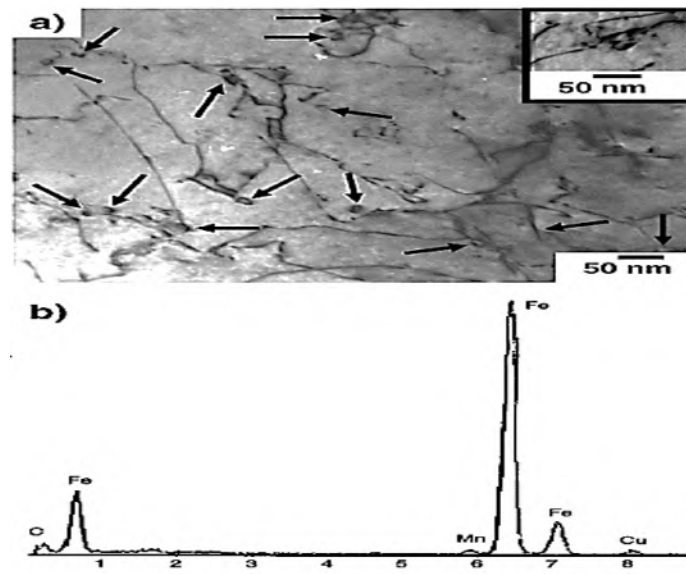
Los aceros API 5L tipo X60, X65 o X70 disponen típicamente de una microestructura compuesta por ferrita poligonal y perlita, con presencia variable de bainita o cementita fina según el grado y proceso termomecánico controlado (TMCP) [30-33]. En la Figura 5, se observan granos ferríticos claros con colonias de perlita más oscura en un acero X60 típico [31].



**Figura 2.5.** Microestructura típica de un acero API X60 [31].

Con envejecimientos prolongados, se manifiesta la precipitación de carburos ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , MC) en los límites de grano y zona interlamelar, esta precipitación es visible en microscopía de alta resolución (Figura 2.6). Este tipo de precipitación promueve endurecimiento local y

pérdida de ductilidad. La presencia de microestructuras como bainita granular o martensita retenida también puede aumentar la fragilidad térmica e inducir fragilización por hidrógeno.



**Figura 2.6.** Acero API X52 envejecido a 250 °C por 500 h: a) Imagen TEM (microscopia de transmisión de electrones) donde se observa la presencia de partículas Fe-C, b) EDS correspondiente [32].

### ***2.3.3 Precipitación de carburos, endurecimiento y pérdida de ductilidad.***

Durante el envejecimiento artificial simulado en laboratorio (ej. 500–1500 h a 300–650 °C), se observan comportamientos característicos: inicialmente, las propiedades mecánicas (límite elástico, resistencia) aumentan debido al endurecimiento por precipitación, pero tras 1250 h–1500 h disminuyen por coalescencia y crecimiento de carburos [35–38]. En este punto, el esfuerzo de fractura suele reducirse, y se observaron curvas estrés-deformación con menor ductilidad (elongación < 10 %) en aceros envejecidos frente a condiciones iniciales.

### ***2.3.4 Fragilización por hidrógeno (HE) y susceptibilidad estructural.***

El envejecimiento facilita la fragilización por hidrógeno (HE), ya que aumenta la densidad de trampas reversibles (dislocaciones, límites de grano) y permanentes (carburos, inclusiones) [30, 39]. En muestras cargadas con hidrógeno a presión (100 bar por 24 h), se

registró una reducción significativa (>50 %) de elongación en un acero API X65 (de ~0.18 a ~0.09), y el mecanismo de fractura cambió de dúctil a quasi-clivaje [27].

La fragilización induce que la superficie de fractura al observarse en un microscopio muestre fractura intergranular o mezcla transgranular/intergranular, con presencia de microfisuración ligada a inclusiones o fases endurecidas. La fragilidad aumenta si el grano presenta microestructuras martensita-austenita (M/A), mientras que una matriz de bainita fina proporciona mayor resistencia a la absorción de hidrógeno (trampas irreversibles) [17, 35].

### ***2.3.5 Efecto del envejecimiento en fatiga en entornos corrosivos o con hidrógeno.***

Enfatizando la degradación inducida por el ambiente, se ha demostrado que los aceros API 5L envejecidos presentan velocidades de crecimiento de grietas por fatiga (da/dN) significativamente mayores en entornos con etanol, H<sub>2</sub>, o soluciones corrosivas [40-42].

Por ejemplo, en acero X70 bajo MSFGE (ethanol simulado), la tasa de crecimiento fue más alta que en condición estándar, especialmente a frecuencia baja (~0.25 Hz) [42].

Además, en pruebas de fatiga en hidrógeno (5–150 bar) y bajo  $\Delta K$  bajo, se muestran diferencias sustanciales entre aceros modernos y antiguos (X52 o X70), donde los más antiguos (ferrita-perlita dominante) presentan menor resistencia frente al envejecimiento [34].

### ***2.3.6 Inclusiones no metálicas como sitios críticos de nucleación y propagación.***

Inclusiones como MnS, óxidos o sulfatos funcionan como sitios de nucleación preferente para picaduras, fisuras y trapping de hidrógeno. Estudios en API 5L X65/X70 revelan que estas inclusiones incrementan la propagación de fisuras en envejecimiento y ambientes agresivos [30, 36]. Además, su ubicación cercana a límites de grano promueve fractura intergranular o quasi-cleavage bajo carga cíclica o hidrógeno.

La combinación de inclusión y microestructura debilitada tras envejecimiento facilita la nucleación de grietas, que luego se propagan aceleradamente bajo fatiga o tensiones residuales locales.

### ***2.3.7 Discusión crítica y síntesis de vulnerabilidades.***

Las siguientes interacciones destacan en la discusión teórica y práctica:

Equilibrio entre endurecimiento y fragilidad: En etapas tempranas (hasta ~500 h), el endurecimiento mejora resistencia mecánica. Sin embargo, tras períodos prolongados, sufren pérdida significativa de ductilidad y tenacidad. Esto impacta directamente la presión de falla en simulaciones FEM y seguridad operacional [41].

Mecanismo dual HEDE + HELP: El hidrógeno facilita tanto la ruptura cohesiva (HEDE) como la movilidad localizada de dislocaciones (HELP), reduciendo la cohesividad interatómica y promoviendo fallas frágiles pese a carga plástica local [17].

Rol crítico del entorno operativo: Condiciones de H<sub>2</sub>S, humedad, temperatura alta o etanol en crudo incrementan agresividad del envejecimiento, fatiga y absorción de hidrógeno. Los entornos más lentos (frecuencias bajas de carga) empeoran la degradación [40, 43].

Importancia de microestructura refinada: A pesar del envejecimiento, aceros con ferrita acicular, bainita fina y precipitados MC ofrecen mayor resistencia frente a HE y fatiga acelerada, en comparación con aceros más gruesos o antiguos [17, 36].

Direccionalidad y microestructuras críticas en soldaduras: Las zonas soldadas (FZ/ZAT) son más vulnerables al envejecimiento por tensiones residuales y heterogeneidad térmica, representando puntos débiles frente a mecanismos como HE o propagación rápida de grietas [17, 30].

El envejecimiento de aceros API 5L en condiciones reales presenta múltiples fenómenos interrelacionados: endurecimiento inicial, precipitación de carburos, fragilización por hidrógeno, incremento tensional y vulnerabilidad a fatiga ambiental. Estos efectos comprometen la integridad estructural a largo plazo, especialmente en zonas soldadas. La integración de estudios microestructurales, pruebas mecánicas y modelado ambiental, junto con técnicas no destructivas calibradas, es esencial para predecir el comportamiento real de los ductos y definir medidas de mantenimiento predictivo efectivas.

## **2.4 Efecto del envejecimiento térmico en la soldadura longitudinal de tuberías API 5L**

### ***2.4.1 Introducción al fenómeno de envejecimiento térmico.***

El envejecimiento térmico en aceros al carbono y de baja aleación, como los utilizados en tuberías API 5L, consiste en la modificación de sus propiedades mecánicas y

microestructurales como consecuencia de la exposición prolongada a temperaturas moderadas, típicamente entre 200 °C y 400 °C. Este fenómeno es especialmente relevante en componentes soldados, donde las heterogeneidades introducidas por el proceso de unión, como la segregación, la microestructura fuera de equilibrio y las tensiones residuales, pueden amplificar los efectos del envejecimiento [44].

#### ***2.4.2 Microestructura de la soldadura longitudinal y zonas afectadas.***

La soldadura longitudinal en tuberías API 5L, comúnmente ejecutada mediante procesos como la soldadura por arco sumergido (SAW) o soldadura por resistencia eléctrica (ERW), genera distintas zonas metalúrgicas: el metal base (BM), el metal de soldadura (WM) y la zona afectada térmicamente (ZAT). Cada una responde de forma diferente al envejecimiento térmico:

Metal de soldadura (WM): puede contener estructuras como bainita, ferrita poligonal, ferrita acicular o incluso martensita, dependiendo del procedimiento de soldadura. Suelen presentar segregaciones de elementos como Mn o Si.

ZAT: zona crítica en la que ocurren transformaciones de fase parciales, crecimiento de grano y recristalización localizada. Es especialmente susceptible a los efectos del envejecimiento.

Metal base (BM): generalmente más homogéneo y estable, pero también vulnerable a fenómenos de sobre-envejecimiento en presencia de disoluciones sólidas o inclusiones.

#### ***2.4.3 Mecanismos metalúrgicos del envejecimiento en la soldadura.***

El envejecimiento térmico induce cambios microestructurales como:

Precipitación de carburos y nitruros en límites de grano, especialmente en la ZAT.

Crecimiento de precipitados de  $Fe_3C$ ,  $M_{23}C_6$  o  $NbC$ , que endurecen el material pero reducen su ductilidad.

Segregación de elementos de aleación, lo que puede generar zonas localmente frágiles.

Relajación de tensiones residuales, aunque en ocasiones esto viene acompañado de pérdida de tenacidad.

Estos cambios afectan la capacidad del material para absorber energía bajo cargas dinámicas, reducen su resistencia al impacto y aumentan la susceptibilidad a fractura frágil [45].

#### ***2.4.4 Efectos mecánicos del envejecimiento en la unión soldada.***

Numerosos estudios han demostrado que la exposición prolongada a temperaturas moderadas en uniones soldadas provoca:

Reducción de la energía Charpy absorbida, principalmente en la ZAT y la ZF.

Aumento de la dureza localizada, producto del endurecimiento por precipitación.

Disminución de la tenacidad a fractura, acelerando el inicio y propagación de grietas.

Cambio en el tipo de fractura, de dúctil a frágil o mixta.

Por ejemplo, en soldaduras de acero API 5L X65 envejecidas artificialmente a 300 °C por más de 18 horas, se ha reportado una caída de hasta 40% en la tenacidad en la ZAT [46].

#### ***2.4.5 Implicaciones para la integridad estructural.***

La presencia de envejecimiento térmico en la soldadura longitudinal de tuberías puede comprometer severamente la integridad estructural de ductos en operación, especialmente en condiciones críticas como:

Ambientes con presión interna variable (oleoductos o gasoductos).

Regiones donde la temperatura de operación se mantiene en rangos térmicos de envejecimiento (como tramos enterrados con exposición a fuentes geotérmicas).

Soldaduras expuestas a ciclos térmicos repetidos por procesos de pigging o arranque-paro.

Por esta razón, es crucial implementar estrategias de monitoreo que permitan detectar los efectos del envejecimiento antes de que se presenten fallas críticas. Las técnicas de evaluación no destructiva como la termoelectricidad, la dureza portátil y la inspección ultrasónica avanzada permiten identificar zonas afectadas sin comprometer la operación de la tubería.

#### ***2.4.6 Relevancia del estudio experimental.***

Comprender el envejecimiento en la soldadura longitudinal permite:

Establecer criterios de diseño y soldadura más seguros, adaptados a las condiciones térmicas esperadas.

Mejorar los programas de mantenimiento y evaluación de integridad mediante métodos predictivos.

Aumentar la vida útil operativa de las líneas de conducción, reduciendo costos de intervención.

## **2.5 Comportamiento a la fractura en uniones soldadas API 5L: tipos de fractura en el ensayo Charpy e influencia del envejecimiento.**

### ***2.5.1 Introducción al ensayo Charpy y la fractura.***

El ensayo de impacto Charpy es una técnica ampliamente utilizada para evaluar la tenacidad a la fractura de materiales metálicos, especialmente aceros estructurales y tuberías utilizadas en la industria de hidrocarburos. En este ensayo, una probeta entallada es impactada por un péndulo, y se mide la energía absorbida durante la fractura [47].

Este ensayo permite caracterizar el tipo de fractura predominante según el modo en que el material se rompe: dúctil, frágil, o mixto. La tenacidad y el tipo de fractura observados están fuertemente influenciados por la microestructura del material, la presencia de discontinuidades y el tratamiento térmico al que ha sido sometido, incluyendo procesos como el envejecimiento térmico.

### ***2.5.2 Tipos de fractura en aceros soldados API 5L.***

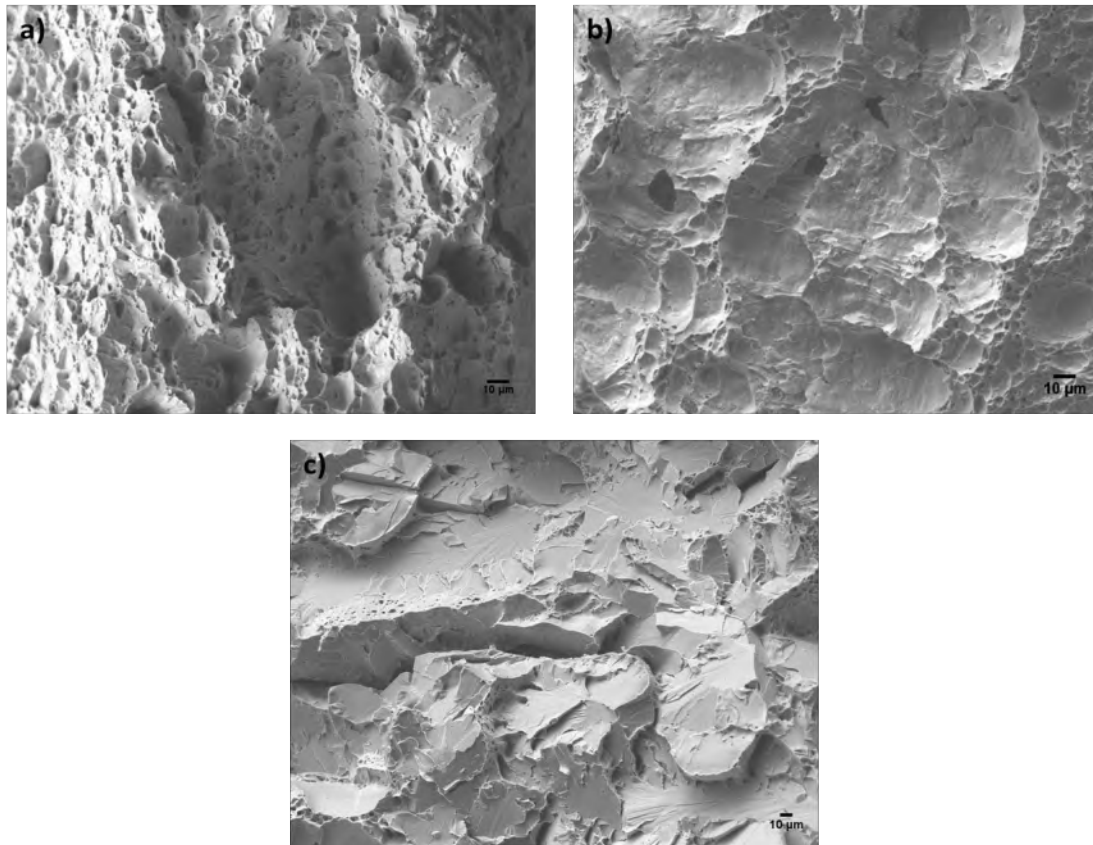
Los aceros al carbono y de baja aleación como los API 5L muestran distintos modos de fractura en el ensayo Charpy, dependiendo de su estado metalúrgico:

Fractura dúctil: caracterizada por estriaciones, cavidades, y morfología fibrosa. Se requiere mayor energía para propagarse. Típicamente ocurre a temperaturas superiores a la de transición dúctil-frágil.

Fractura frágil: asociada con superficies planas, facetas cristalinas, patrones de clivaje y baja absorción de energía. Aparece en aceros endurecidos o envejecidos, especialmente a baja temperatura.

Fractura mixta: combinación de modos anteriores, común en uniones soldadas debido a la heterogeneidad de la microestructura en la ZAT y en la ZF.

En la Figura 2.7 se muestran ejemplos típicos de superficies fracturadas para los modos dúctil, frágil y mixto.



**Figura 2.7.** Modos de fractura: a) Fractura dúctil (alta densidad de hoyuelos), b) Fractura mixta (presencia de hoyuelos y clivaje) y c) Fractura frágil (clivaje).

### ***2.5.3 Influencia de la microestructura soldada.***

En las uniones soldadas de tuberías API 5L, la zona afectada térmicamente (ZAT) y el metal de soldadura (WM) presentan características microestructurales diferentes del metal base. Estas zonas tienden a mostrar menor tenacidad que el resto del material, siendo más propensas a presentar fracturas frágiles bajo ciertas condiciones de carga o temperatura [48]. Los mecanismos de endurecimiento inducidos por la soldadura (como la formación de bainita, ferrita acicular o martensita retenida), junto con tensiones residuales, facilitan la iniciación y propagación de fisuras frágiles.

### ***2.5.4 Efecto del envejecimiento artificial en el tipo de fractura.***

El envejecimiento térmico acelerado a temperaturas moderadas (200–400 °C) induce la precipitación de carburos y nitruros en los límites de grano, así como la formación de zonas

con endurecimiento localizado. Estas transformaciones disminuyen la tenacidad y promueven la transición de fractura dúctil a fractura frágil [49, 50]

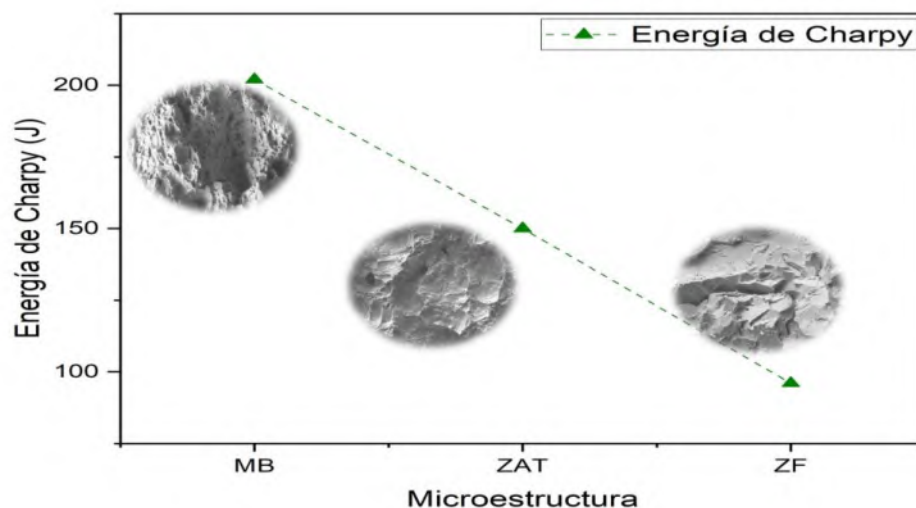
En particular:

En la ZAT, el crecimiento de carburos intergranulares reduce la cohesión entre granos, promoviendo fractura intergranular frágil.

En la ZF, el envejecimiento puede generar fisuración transgranular por clivaje, especialmente en presencia de inclusiones o segregaciones.

En el metal base, si bien el efecto puede ser menor, también se puede inducir pérdida de ductilidad si existen microestructuras sensibles al sobre-envejecimiento.

Estos efectos se evidencian en la reducción de la energía Charpy absorbida y en la modificación del patrón de fractura, como se ilustra en la Figura 2.8.



**Figura 2.8.** Valores de energía absorbida de Charpy para una unión soldada API X65. Envejecida a 300 °C por 3h.

### ***2.5.5 Comparaciones experimentales y casos reportados.***

Estudios realizados en uniones soldadas de aceros API 5L grado X60 y X65 muestran que, tras tratamientos de envejecimiento a 300 °C por 18 o 45 horas, la energía Charpy absorbida se reduce hasta en un 35 % en la ZAT y en la ZF, mientras que el tipo de fractura cambia de dúctil a mixto o completamente frágil, dependiendo del tiempo de envejecimiento [54].

### ***2.5.6 Implicaciones para la integridad estructural.***

El tipo de fractura influye directamente en la propagación de grietas en servicio. La transición hacia comportamientos más frágiles en zonas soldadas envejecidas compromete la integridad estructural del ducto, especialmente en presencia de cargas cíclicas, golpes mecánicos, o bajas temperaturas. Esto subraya la importancia de:

Monitorear el envejecimiento mediante técnicas no destructivas.

Diseñar tratamientos post-soldadura que minimicen efectos de fragilización.

Seleccionar aleaciones y procedimientos de soldadura adecuados a las condiciones de operación y ciclo térmico esperado.

## **2.6 Ensayos no destructivos**

Se puede definir de forma general a los ensayos no destructivos (END) como una inspección, prueba o evaluación realizada a cualquier tipo de objeto de interés sin cambiarlo o alterarlo de ninguna manera, en orden de determinar la ausencia o presencia de condiciones o discontinuidades que puedan tener un efecto en la utilidad o vida útil del objeto estudiado. Los ensayos no destructivos pueden ser realizados también para medir algunas otras características del objeto, tales como tamaño, dimensión, material, configuración, estructura, contenido de aleación, dureza, tamaño de grano, etc. La definición más simple sería básicamente la examinación realizada a un objeto o material de cualquier tipo, tamaño o forma para determinar la presencia de discontinuidades, o evaluar las características del material. [52]

### ***2.6.1 Inspección por corrientes de Eddy.***

El método de Corrientes de Eddy (Eddy Current Testing EC) es una técnica de evaluación no destructiva de naturaleza electromagnética ampliamente utilizada para la inspección de materiales conductores: Su principio se basa en la inducción de corrientes eléctricas parasitas en el material bajo inspección mediante un campo magnético alterno, generado por una bobina excitada con corriente alterna. Las variaciones en las propiedades eléctricas, magnéticas y microestructurales del material producen cambios medibles en la impedancia

eléctrica de la bobina, los cuales pueden correlacionarse con la presencia de discontinuidades, heterogeneidades microestructurales o procesos de degradación térmica [53-57].

En aceros al carbono y de baja aleación, como los aceros API X60 y X65, el método de corrientes de Eddy ha demostrado ser particularmente sensible a variaciones en la conductividad eléctrica, la permeabilidad magnética y la resistividad local, parámetros que se ven significativamente afectados por procesos de envejecimiento artificial, precipitación de carburos, crecimiento de grano y transformaciones microestructurales inducidas por la soldadura.

### ***2.6.1.1 Principios físicos de las corrientes de Eddy.***

Cuando una corriente alterna  $I(t)$  circula por una bobina excitadora, se genera un campo magnético alternante  $B(t)$  de acuerdo con la ley de Ampere. Este campo variable induce, por la ley de Faraday, una fuerza electromotriz en el material conductor cercano, produciendo corrientes eléctricas cerradas conocidas como corrientes de Eddy (Figura 2.9).

$$\nabla \times E = \frac{\partial B}{\partial t} \quad 2.1)$$

Las corrientes inducidas generan a su vez un campo magnético secundario que se opone al campo primario (Ley de Lenz). La interacción entre campos modifica la impedancia compleja de la bobina:

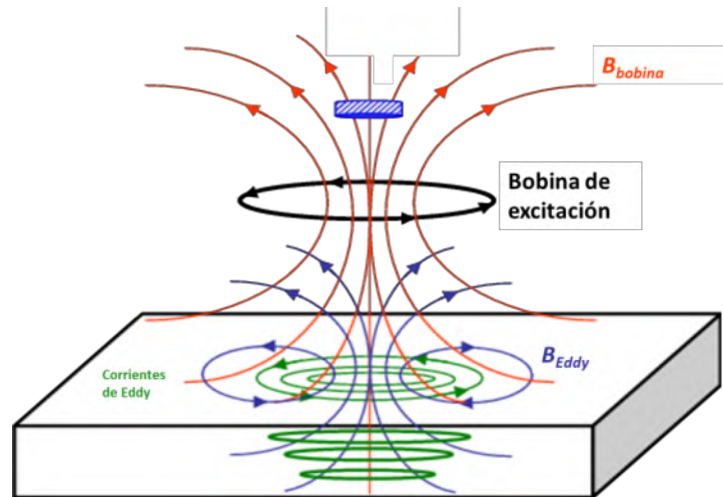
$$Z = R + jX_L \quad (2.2)$$

Dónde:  $Z$ , Es la impedancia de la bobina y está compuesta de una parte reactiva y una resistiva;  $R$  es la resistencia de la bobina;  $X_L$  es la reactancia inductiva que se expresa como:

$$X_L = 2\pi fL_0 \quad (2.3)$$

Dónde:  $f$ , es la frecuencia de la corriente alterna en Hertz [Hz];  $L_0$  es la autoinductancia de la bobina en Henrios.

La reactancia inductiva ( $X_L$ ), depende de los parámetros de la bobina y la frecuencia de prueba.



**Figura 2.9.** Generación de corrientes de Eddy mediante una bobina excitadora sobre un material conductor [58].

### 2.6.1.2 Variables fundamentales que gobiernan el método de Corrientes de Eddy.

La respuesta electromagnética medida en ECT depende de múltiples variables, que pueden agruparse en tres categorías principales: propiedades del material, parámetros de excitación y condiciones geométricas y de inspección.

#### 2.6.1.2.1 Conductividad eléctrica ( $\sigma$ ).

La conductividad eléctrica controla la magnitud de las corrientes inducidas:

$$J = \sigma E \quad (2.4)$$

En aceros API X60 y X65 el envejecimiento artificial reduce la conductividad eléctrica debido a:

- Precipitación de carburos finos,
- Atrapamiento de solutos intersticiales (C y N),
- Incremento en la densidad de dislocaciones.

#### 2.6.1.2.2 Permeabilidad magnética ( $\mu$ ).

Como las Corrientes de Eddy se inducen por el campo magnético de la bobina, la permeabilidad del material influye de manera importante en la corriente inducida y, por tanto, en el campo magnético secundario [56].

La permeabilidad magnética es igual a:

$$\mu = \mu_0 \mu_r \quad (2.5)$$

Dónde:  $\mu_0$  es la permeabilidad magnética en el vacío, cuyo valor es  $4\pi \cdot 10^{-7} [H / m]$ ;  $\mu_r$  es la permeabilidad magnética relativa del material.

La permeabilidad magnética relativa permite clasificar a los materiales como ferromagnéticos, paramagnéticos y diamagnéticos.

En materiales ferromagnéticos, la permeabilidad magnética es altamente sensible a la microestructura, cambios en el tamaño de grano, fracción de ferrita, presencia de tensiones residuales y envejecimiento térmico alteran la permeabilidad relativa  $\mu_r$ , afectando significativamente la profundidad de penetración y la respuesta de impedancia [60-65].

#### **2.6.1.2.3 Impedancia eléctrica ( Z ).**

Como se mencionó anteriormente, la presencia de heterogeneidades en el material (tales como discontinuidades, variaciones microestructurales o cambios en la composición química) provoca alteraciones en la distribución y densidad de las corrientes de Eddy inducidas. Esta perturbación en el flujo de corriente se manifiesta como una variación en la impedancia eléctrica medida por el instrumento, cuya representación se realiza en el plano complejo de impedancia.

La impedancia total en una bobina es la suma de la resistencia óhmica y la reactancia inductiva, las cuales están separadas por ángulo de fase, ambas expresadas en ohm ( $\Omega$ ), por tanto la unidad de la impedancia está en ohms ( $\Omega$ ), se representa por la letra Z, y es la oposición que presenta la bobina al paso de la corriente.

$$Z = R + jX_L \quad (2.6)$$

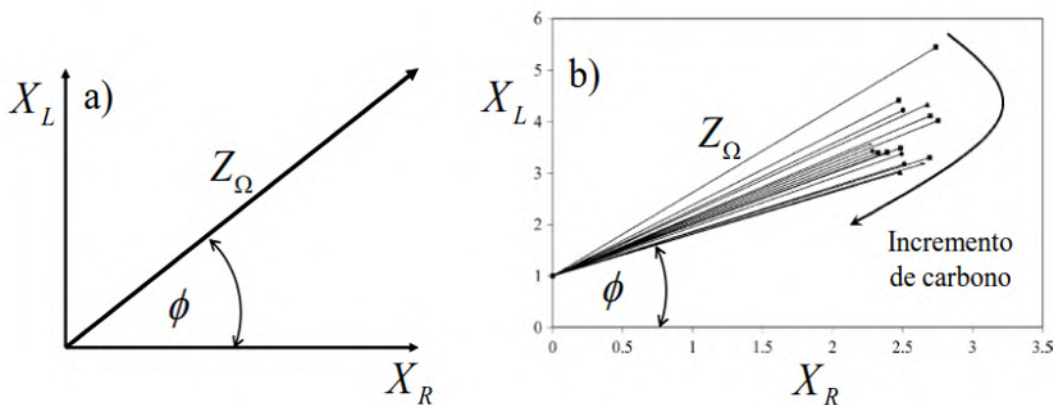
Dónde: Z, Es la impedancia de la bobina y está compuesta de una parte reactiva y una resistiva; R es la resistencia de la bobina;  $X_L$  es la reactancia inductiva que depende de los parámetros de la bobina y la frecuencia de prueba, se expresa como:

$$X_L = 2\pi L_0 \quad (2.7)$$

Dónde:  $f$ , es la frecuencia de la corriente alterna en Hertz [Hz];  $L_0$  es la autoinductancia de la bobina en Henrios.

En la Figura 2.10a se presenta el plano de impedancia empleado comúnmente en ensayos no destructivos mediante corrientes de Eddy. En este plano, el eje de las ordenadas corresponde a la reactancia inductiva ( $X_L$ ), mientras que el eje de las abscisas representa la componente resistiva ( $X_R$ ). La combinación vectorial de ambas componentes define el módulo de la impedancia eléctrica ( $Z_\Omega$ ). El ángulo formado entre el vector de impedancia y el eje resistivo se denomina ángulo de fase ( $\phi$ ). Este parámetro es de particular interés, ya que existe una relación directa entre las variaciones del ángulo de fase y los cambios en la conductividad eléctrica del material evaluado. No obstante, la magnitud y la proporcionalidad matemática de dicha relación dependen significativamente de la frecuencia de excitación seleccionada en la bobina de análisis.

Diversos estudios científicos han demostrado, tanto de forma cualitativa como cuantitativa, que el ángulo de fase se ve afectado por el contenido de carbono y por modificaciones microestructurales en aceros ferríticos y perlíticos [66-69]. Estas investigaciones evidencian la sensibilidad del método de corrientes de Eddy a transformaciones estructurales tales como precipitación de carburos, variaciones en fracción de fases y cambios en la densidad de dislocaciones, como se ilustra en la Figura 2.10b.



**Figura 2.10.** a) Plano de impedancia para corrientes de eddy. b) Plano de impedancia variando el contenido de carbono en el acero [67].

### 2.6.1.2.3 Frecuencia de excitación ( $f$ ).

La frecuencia de la corriente alterna controla la profundidad de penetración de las corrientes inducidas y la sensibilidad a defectos superficiales o subsuperficiales.

Frecuencias bajas → mayor penetración

Frecuencias altas → mayor resolución superficial

### 2.6.1.3 Lift off.

El lift off es la distancia entre la sonda y la superficie del material. Variaciones en este parámetro generan cambios significativos en la señal, por lo que debe controlarse cuidadosamente, específicamente en superficies soldadas con rugosidad elevada.

### 2.6.1.4 Efecto piel (Skin effect).

El efecto piel es un fenómeno electromagnético mediante el cual la densidad de corriente inducida no se distribuye uniformemente en el volumen del material, sino que se concentra cerca de la superficie. Este efecto se intensifica a frecuencias elevadas y en materiales con alta permeabilidad magnética.

La densidad de corriente disminuye exponencialmente con la profundidad  $x$ :

$$J(x) = J_0 e^{-x/\delta} \quad (2.8)$$

Donde  $\delta$  es la profundidad de penetración estándar la cual esta dada por

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{\pi f \mu \sigma}} \quad (2.9)$$

Donde:

$f$  es la frecuencia de la corriente alterna

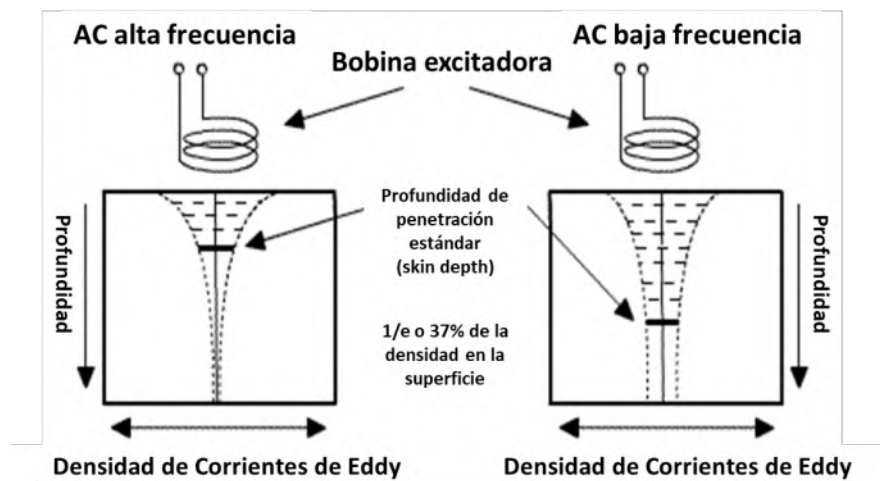
$\mu$  es la permeabilidad magnética del material

$\sigma$  es la conductividad eléctrica del material

En la expresión anterior, vemos que la profundidad de penetración es inversamente proporcional a tres parámetros: frecuencia, permeabilidad y conductividad, de los cuales sólo la frecuencia se tiene como variable, mientras que los otros dos parámetros son valores fijos y constantes de la probeta. Modificando el valor de la frecuencia de la corriente alterna de

excitación permite modificar profundidad de penetración de las corrientes de Eddy, a altas frecuencias se tiene una penetración menor pero una mayor densidad de corriente en la superficie del material, a bajas frecuencias la penetración aumenta pero la densidad de corriente disminuye como se puede observar en la Figura 2.11.

En aceros API ferromagnéticos, la elevada permeabilidad magnética reduce significativamente la profundidad de penetración limitando la técnica a inspecciones superficiales o sub-superficiales.



**Figura 2.11.** Representación del skin effect y la disminución exponencial de la densidad de corriente con la profundidad con respecto a la frecuencia de inspección [70].

En uniones soldadas API X60 y X65 sometidas a envejecimiento artificial el efecto piel permite diferenciar microestructuras superficiales envejecidas de regiones internas no afectadas.

### **2.6.2 Potencial Termoeléctrico.**

El potencial termoeléctrico (TEP) es una técnica física basada en el efecto Seebeck, en la que una diferencia de temperatura entre dos puntos de un material conductor genera una diferencia de potencial eléctrico. Esta respuesta es altamente sensible a la estructura electrónica, la composición química y la microestructura del material, lo que la convierte en una herramienta útil para detectar cambios inducidos por envejecimiento térmico en aceros

como los API X60 y X65, especialmente en zonas soldadas donde existen gradientes térmicos y microestructurales complejos.

El coeficiente de Seebeck  $S$  es una propiedad inherente a cada material que cuantifica este efecto. Al aplicar un gradiente térmico controlado, el TEP permite monitorear variaciones que son difíciles de detectar con otros métodos END más convencionales [71-75].

El efecto Seebeck describe la generación de una diferencia de potencial  $\Delta V$  cuando existe una diferencia de temperatura  $\Delta T$  entre dos puntos de un material conductor [76]:

$$\Delta V = S \cdot \Delta T \quad (2.10)$$

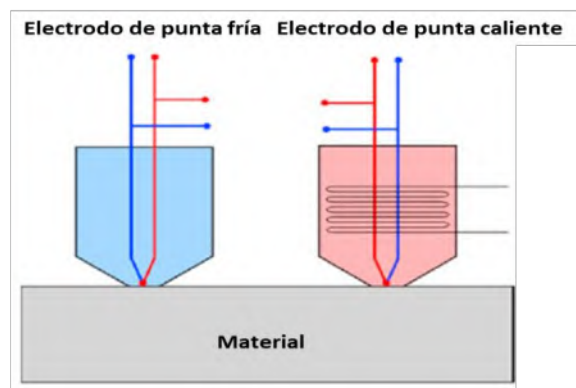
Donde:

$\Delta V$  es la diferencia de potencial eléctrico (V),  $S$  es el coeficiente termoeléctrico o coeficiente de Seebeck ( $\mu V/K$ ),  $\Delta T$  es la diferencia de temperatura entre los puntos de medición (K)

El coeficiente de Seebeck depende de la densidad de estados electrónicos, concentración de electrones, distribución de solutos y presencia de defectos. Así, cambios microestructurales (precipitación de carburos, redistribución de elementos solutos o variaciones en la fracción de ferrita perlita) afectan directamente el valor de  $S$ .

### 2.6.2.1 Método de la punta caliente (Hot Tip Technique).

Una de las configuraciones más utilizadas para medir el TEP en materiales sólidos es el método de la punta caliente o hot-tip, que consiste en aplicar un gradiente térmico conocido entre dos puntas eléctricas colocadas sobre la superficie del material y medir la diferencia de potencial resultante (Figura 2.12).



**Figura 2.12.** Configuración de medición del TEP (hot-tip) en una probeta metálica con gradiente térmico entre dos puntas [77].

El principio de operación de la técnica consiste en colocar dos puntas eléctricas en contacto con la superficie de la muestra separadas una distancia  $L$ , una de las punta se calienta a temperatura  $T_h$ , mientras que la otra permanece a temperatura  $T_c$  (normalmente ambiente). La diferencia de temperatura ( $\Delta T = T_h - T_c$ ) genera un flujo de portadores de carga que induce un voltaje  $\Delta V$ . Finalmente el coeficiente de Seebeck se calcula como [76]:

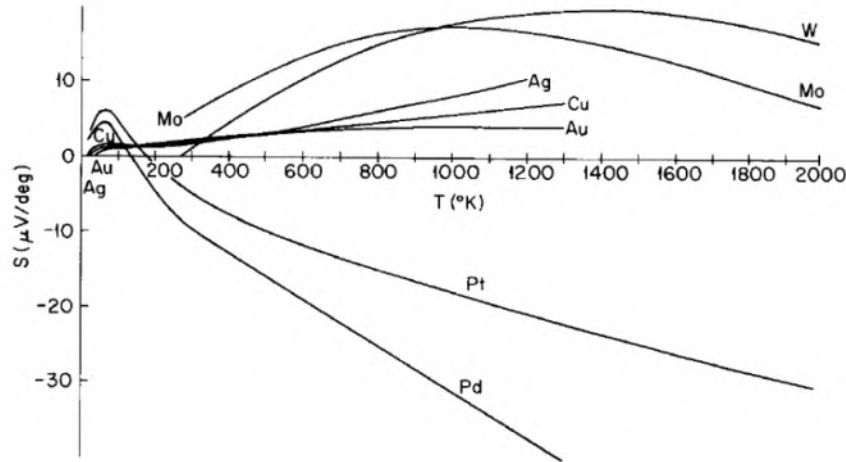
$$S = \frac{\Delta V}{\Delta T} \quad (2.11)$$

La uniformidad y magnitud del gradiente térmico entre las puntas es crítica para obtener mediciones repetibles y precisas del TEP. Un gradiente no lineal o mal definido puede introducir errores sistemáticos en  $\Delta V$ . Por ello, se recomienda:

- Controlar  $T_h$  con una fuente térmica calibrada.
- Mantener  $T_c$  estable.
- Minimizar pérdidas por convección o radiación en el tramo entre puntas.
- Asegurar buen contacto térmico y eléctrico en ambos puntos.

El aumento controlado de la temperatura en la punta caliente permite amplificar diferencias en el coeficiente de Seebeck debido al mayor flujo de portadores de carga que se genera permitiendo discernir cambio microestructurales como los son: precipitación de carburos, incremento en la densidad de dislocaciones, variaciones en la fracción de fases presentes.

En la Figura 2.13 se muestra cómo el potencial de Seebeck varía con temperatura, sin embargo, nótese cómo los metales con elevada conductividad térmica y eléctrica como la plata, cobre y oro sus potenciales termoeléctricos incrementan de manera lineal respecto a la temperatura, además que el rango de 100 a 400 oK el potencial de Seebeck cambia muy poco respecto al resto de los elementos mostrados, por lo que éstos suelen ser utilizados como electrodos de referencia para diferentes instrumentos.



**Figura 2.13.** Potencial de Seebeck para diferentes metales puros [73].

### 2.6.2.2. Efecto de los cambios microestructurales en el PTE.

Se ha observado que en aceros martensíticos el valor del PTE es afectado después de la deformación ya que la suma de defectos microestructurales y esfuerzos residuales afectan el movimiento de los portadores de carga [79, 80]. El tamaño de grano también afecta los valores del PTE, el incremento en la densidad de fronteras de grano lleva a una restricción del libre movimiento de los portadores de carga [81]. Diversos estudios indican que la presencia de precipitados y dislocaciones en el material tienen un impacto significativo en los valores del PTE [82-84]. En general, el coeficiente de Seebeck es afectado por la presencia de dislocaciones, presencia de precipitados, fronteras de grano, elementos solución sólida y por todos los cambios microestructurales inducidos por el envejecimiento artificial del material. Por lo tanto la ecuación que define el potencial termoeléctrico puede ser escrita como [79]:

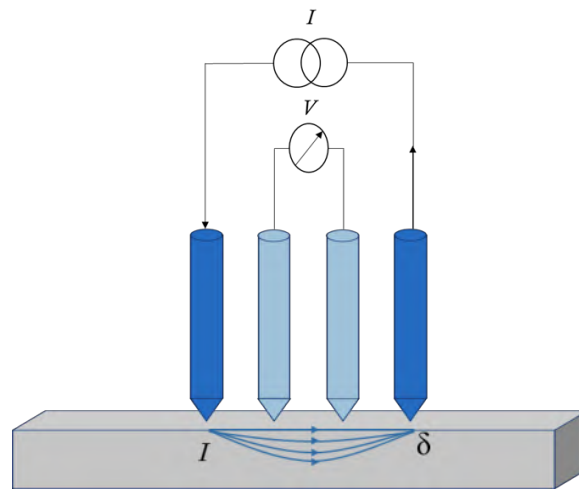
$$S = S_0 + \Delta S_d + \Delta S_p + \Delta S_{gb} + \Delta S_{ss} \quad (2.12)$$

Donde  $S_0$  es el PTE del metal puro (sin defectos) y  $S_{ss}$ ,  $S_d$ ,  $S_p$  y  $S_{gb}$  son las variaciones en el potencial termoeléctrico debido a elementos en solución sólida ( $ss$ ), dislocaciones ( $d$ ), precipitados ( $p$ ) y fronteras de grano ( $gb$ ) respectivamente.

### 2.6.3 Caída de potencial de corriente alterna.

Las técnicas de caída de potencial se basan en la medición del voltaje (caída de potencial) a lo largo de la superficie de un conductor metálico por el cual fluye una corriente eléctrica.

Las mediciones de la caída de potencial dependen de la resistencia eléctrica entre los puntos de medición. La resistencia eléctrica es determinada por la conductividad, la permeabilidad, la geometría y las dimensiones del espécimen estudiado, además, la frecuencia de trabajo utilizada. En las técnicas de medición de caída de potencial de cuatro puntas, dos electrodos se encargan de suministrar y extraer la corriente eléctrica, los dos electrodos restantes miden el voltaje (caída de potencial) generado por la corriente inyectada (Figura 2.14). Las propiedades eléctricas y magnéticas del material están relacionadas con la microestructura, dureza y/o composición química del material [85-89].



**Figura 2.14.** Arreglo para la medición de la caída de potencial de cuatro puntas. La corriente alterna es aplicada a la muestra por medio del par externo de puntas, la caída de potencial es medida entre el par interno de puntas.

Los métodos más populares para medir la caída de potencial son la caída de potencial de corriente directa (DCPD) y la caída de potencial de corriente alterna (ACPD). Ambos métodos han ganado aceptación dentro de la END ya que son confiables, económicos y precisos.

### **2.6.3.1 Caída de potencial de corriente directa (DCPD).**

En este método se emplea corriente directa (DC) de entre 30 y 50 A. Tiene la ventaja de ser un método relativamente simple, pero, requiere el uso de cableado de calibre grueso y conexiones robustas. La desventaja del método DCPD es el calentamiento que sufre el espécimen analizado como resultado de la aplicación de corrientes altas, lo que hace

necesaria una compensación al realizar pruebas a altas temperaturas (lo cual no resulta difícil ya que se pueden emplear termopares para controlar la temperatura del horno). El calentamiento que sufre el material ha hecho que el método se empleado principalmente para pruebas a temperatura ambiente [90, 91].

### **2.6.3.2 Caída de potencial de corriente alterna (ACPD).**

El método de caída de potencial de corriente alterna se basa en el “skin effect” un efecto característico provocado por un flujo de corriente de alta frecuencia en un material conductor, donde la mayoría de la corriente se concentra en una sección delgada en la superficie del material [92-95]. Esta sección delgada es conocida como “skin effect” o profundidad de penetración. La profundidad de penetración se calcula con la siguiente formula [96]:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \sigma \mu}} \quad (2.13)$$

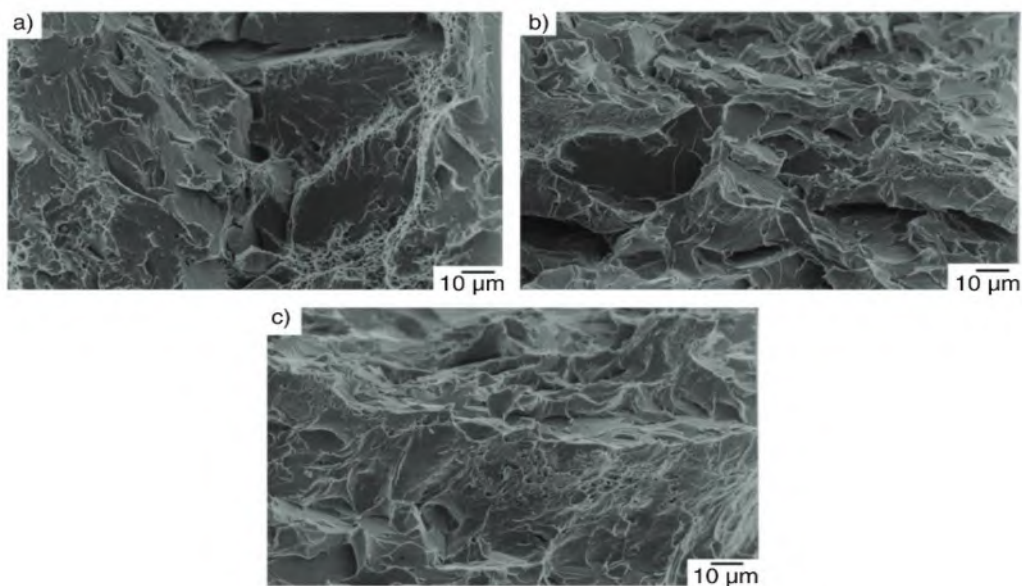
Donde  $\sigma$  es la conductividad magnética del material,  $\mu$  es la permeabilidad magnética del material y  $f$  es la frecuencia de la corriente alterna aplicada. Materiales con alta permeabilidad o conductividad tienen profundidades de penetración relativamente bajas. Para el mismo material la profundidad de penetración se ve reducida cuando la frecuencia de la corriente se incrementa. El método ACPD tiene algunas desventajas pero tiene muchas ventajas comparado con el método DCPD. La corriente se concentra en capas delgadas en la superficie del material (skin effect), lo que significa que una corriente mucho más baja es aplicada (típicamente 1 A), por lo tanto, el material no se calienta debido a la corriente aplicada. La sensibilidad es mayor comparada con el método de corriente directa. Se pueden emplear diferentes frecuencias de trabajo (lo que afecta la profundidad de penetración) para diferentes materiales.

Las desventajas son que el equipo ACPD es más complejo que el empleado en el método de corriente directa, además, el equipo sufre captación inductiva (inductive pick up) (lo cual no ocurre con corriente directa). Se debe tener gran precaución al posicionar los cables de entrada de corriente y medición. Las conexiones deben ser robustas, el movimiento involuntario de estas durante la inspección puede provocar cambios en los resultados.

## 2.7 Estado del arte

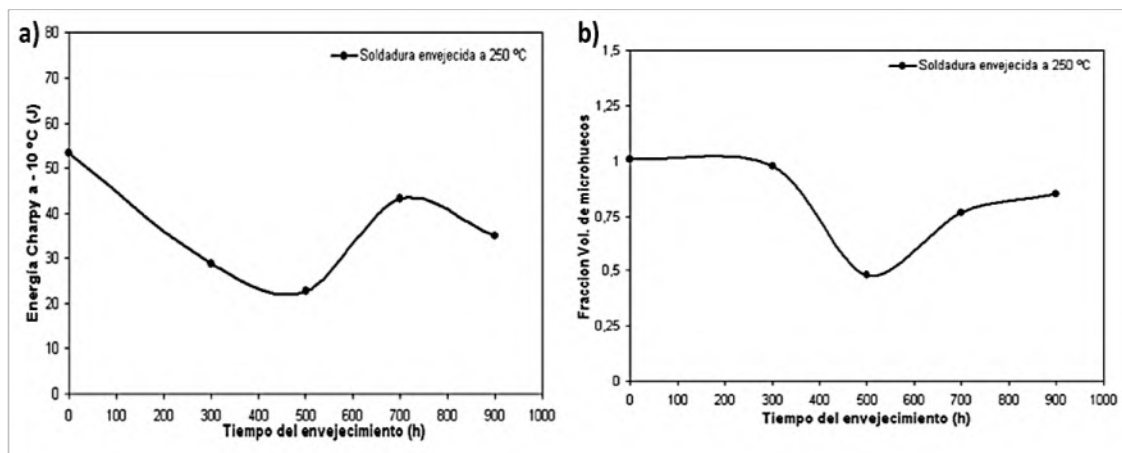
El envejecimiento en aceros estructurales utilizados en sistemas de transporte de hidrocarburos (especialmente aquellos con especificación API 5L) ha sido objeto de intensivo estudio en las últimas décadas debido a su impacto directo en la seguridad, integridad y vida útil de oleoductos y gasoductos. El envejecimiento puede producirse naturalmente durante el servicio o artificialmente en laboratorio para simular condiciones de larga duración, y provoca transformaciones microestructurales que afectan las propiedades mecánicas del material. En paralelo, las técnicas de evaluación no destructiva han avanzado como herramientas esenciales para monitorear estos cambios sin comprometer la integridad de los componentes.

El proceso de servicio de las tuberías de acero API 5L induce fenómenos térmicos, mecánicos y ambientales que modifican lentamente la microestructura del material. Uno de los primeros estudios en este ámbito fue realizado sobre acero API 5L X52 el cual se sometido a un proceso de envejecimiento natural. Se realizó un estudio de caracterización para analizar cómo las regiones microestructurales afectan las propiedades mecánicas, la corrosión y la fractografía de la zona afectada térmicamente, el cordón de soldadura y el metal base para tuberías envejecidas naturalmente durante 21 años a 30 °C [97].



**Figura 2.15.** Fractografías de impacto que muestran fractura frágil de las muestras de la unión soldada envejecida naturalmente: a) MB; b) ZAT y c) FZ [97].

Los resultados mostraron que las microestructuras exhibieron daños y, en consecuencia, una disminución de las propiedades, lo que resultó en un sobrevejecimiento debido al servicio. El análisis SEM mostró que el metal base presentó un grano de ferrita grueso. La prueba de tracción indicó que las microestructuras mostraron un rendimiento discontinuo. Se obtuvo una mayor resistencia a la tracción para el cordón de soldadura, que exhibió una menor energía de impacto en comparación con la de la ZAT y el metal base asociada con la fractura frágil por clivaje transgranular. La degradación de las propiedades se asoció con el engrosamiento de los nanocarburos observado a través del análisis de imágenes TEM, que se confirmó mediante fractografía SEM de las superficies de fractura por tracción e impacto. Vargas et. al. [98] evaluó el efecto del envejecimiento acelerado sobre la tenacidad y la fractura de la junta soldada longitudinal de un acero para tuberías API 5L X52. Se evaluó mediante un ensayo de impacto Charpy con muesca en V, análisis de fractura y microscopía electrónica de transmisión.

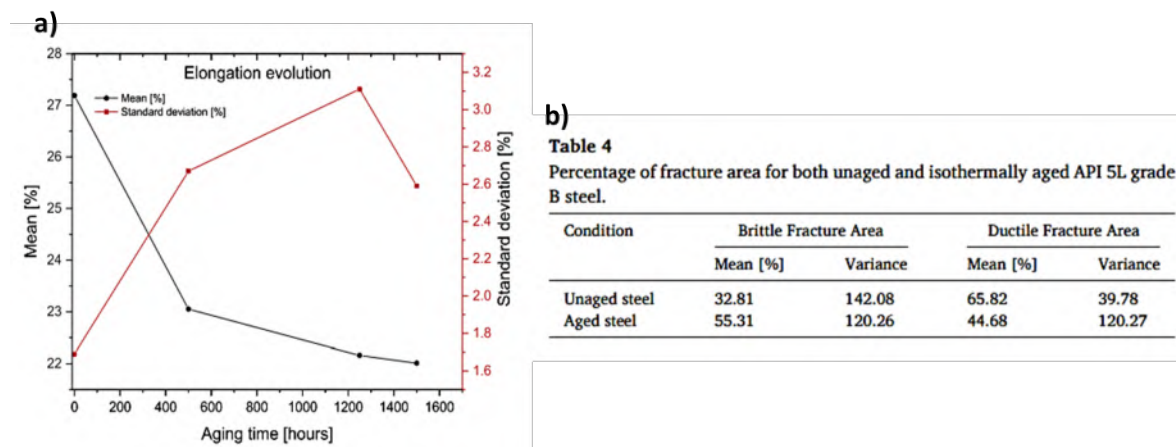


**Figura 2.16.** a) Resultados de las pruebas de impacto realizadas a la unión soldada X52 envejecida; b) Densidad de microhuecos con respecto al tiempo de envejecido [98].

El envejecimiento se realizó a 250 °C por un periodo de 100 a 1000 h. Los resultados de la prueba de impacto indicaron una reducción significativa de la energía de fractura y la tenacidad al impacto en función del tiempo de envejecimiento. Las fractografías obtenidas con microscopio electrónico de barrido mostraron una disminución en la fracción volumétrica de micro-huecos por falla dúctil con respecto al tiempo de envejecimiento, lo que promovió la fractura frágil debido al clivaje transgranular. La fracción volumétrica

mínima de micro-huecos se alcanzó a las 500 h debido al pico de envejecimiento. El análisis microestructural indicó la precipitación de nanocarburos de hierro transgranulares en las muestras envejecidas, lo que se relacionó con el deterioro de la tenacidad y el cambio en el comportamiento dúctil a frágil [98].

La importancia de estudiar estos cambios radica en su impacto sobre la ductilidad y la resistencia del acero, propiedades fundamentales para resistir cargas dinámicas y ambientalmente inducidas en servicio. Utilizando un proceso de envejecimiento artificial (isotérmico), se estudió la pérdida de ductilidad en un acero API 5L Gr.B, analizando muestras ya utilizadas en ensayos de tensión y ensayos de impacto Charpy, realizados en trabajos previos, y estimando el porcentaje de área de fractura frágil, elongación y reducción de área. Estas variables se analizaron como variables aleatorias y se ajustaron a una función de probabilidad teórica. Las distribuciones gamma y log-normal se ajustaron correctamente a las características del acero estudiado. Además, se encontró que el porcentaje de elongación y reducción de área tendía a disminuir con el envejecimiento del material. Este estudio confirma la pérdida de ductilidad en un acero API 5L grado B y permite cuantificar los cambios en esta propiedad, lo que puede ayudar a modelar el deterioro del material en el futuro o a realizar estudios de comportamiento mecánico mediante algunas técnicas computacionales [99].



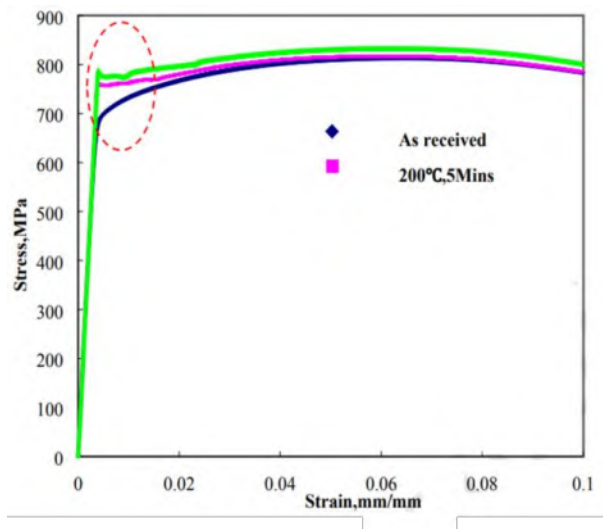
**Figura 2.17.** Resultados del análisis del acero API grado B envejecido: a) Reducción en el porcentaje de elongación con respecto al tiempo de envejecimiento; b) Porcentajes de área dúctil-frágil en la superficie de fractura [99].

Otro estudio se centró en una tubería de acero designado 17 GS con diámetro de 720 mm y longitud de 334 Km que transporta hidrocarburo líquido, la cual presentó el fenómeno de envejecimiento natural por 30 años de servicio con cambios significativos en las propiedades mecánicas de la resistencia a la cedencia, resistencia a la tensión y tenacidad, comparadas con las propiedades originales. El análisis metalográfico y microanálisis químico no revelaron diferencias significativas entre el metal base envejecido y el original. Con las pruebas de impacto Charpy, la energía absorbida del acero envejecido cambia significativamente disminuyendo 40% a temperatura ambiente, comparada con el metal base original. Se concluyó que el cambio en el esfuerzo a la cedencia es la causa principal de la disminución en la tenacidad después de un tiempo en servicio prolongado. [100]

Hashemi et. al. [101] investigó la variación de la microestructura y las propiedades mecánicas en varias sub-zonas de la unión soldada de un acero para tuberías API X65 soldado por arco sumergido de doble paso. Se realizaron ensayos de impacto Charpy con muesca en V instrumentados y experimentos de dureza Vickers en la zona de fusión, el metal base y la zona afectada térmicamente de la junta soldada en espiral de una tubería de 14.3 mm de espesor y 1219 mm de diámetro exterior. La energía de impacto más baja y el nivel de dureza más alto (160 J y 218 HV, respectivamente) se registraron en la zona de fusión. Las características de baja energía y alta dureza de la soldadura se atribuyeron a su microestructura de fundición y a la presencia de fases en los límites de grano (como la ferrita proeutectoide), confirmada por observación metalográfica estándar. A pesar de esto, el acero probado cumplió con los requisitos de servicio establecidos por el código industrial API 5L (energía de impacto mínima de 73 J, puntos duros máximos de 350 HV).

Li y colaboradores [102] realizaron ensayos de tenacidad a la tracción y al impacto bajo diferentes condiciones de envejecimiento para estudiar el efecto del envejecimiento por deformación en las propiedades de servicio de tuberías X90. Los resultados indicaron que el límite elástico y el coeficiente de fluencia de los aceros para tuberías X90 aumentaron significativamente tras el envejecimiento por deformación, mientras que la tenacidad al impacto y la resistencia a la tracción muestran poca correlación con el envejecimiento por deformación. Además, la tenacidad al impacto disminuyó tras un envejecimiento a 200 °C por 5 min; sin embargo, aumentó con el aumento de la temperatura y el tiempo de envejecimiento. La resistencia a la tracción cambia ligeramente tras el envejecimiento por

deformación; sin embargo, el límite elástico y el coeficiente de fluencia aumentan significativamente tras el envejecimiento por deformación, y su rango de ascenso disminuye con el aumento de la temperatura y el tiempo de envejecimiento. Un análisis exhaustivo muestra que el tratamiento de envejecimiento contribuye a las diferentes propiedades de servicio de los aceros para tuberías X90, principalmente debido a las diferencias en la microestructura y la composición química.

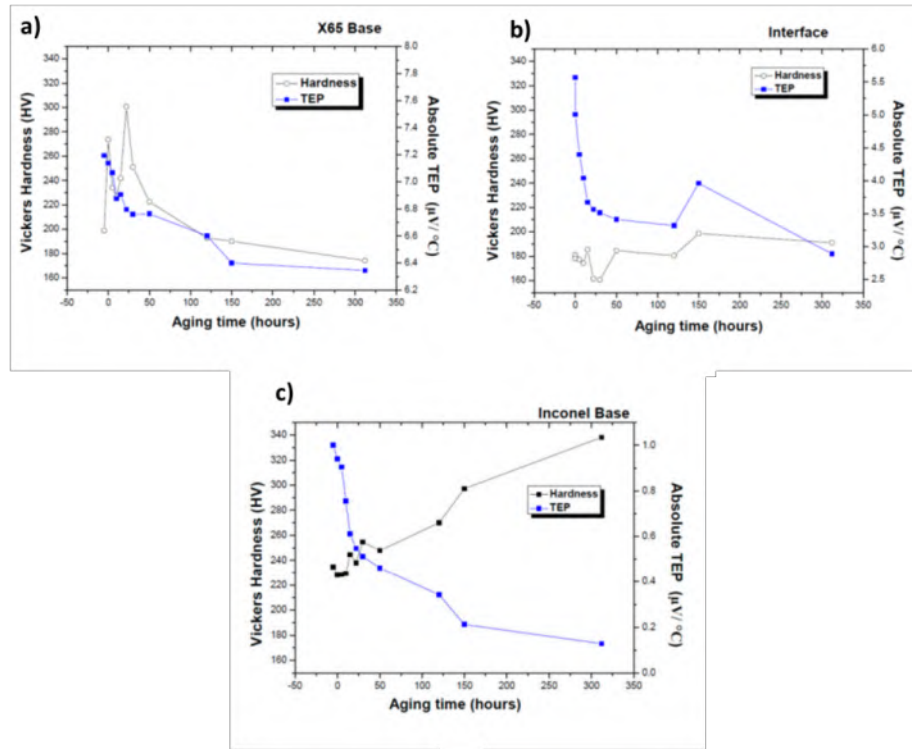


**Figura 2.18.** Efecto del envejecimiento en las curvas de tensión de un acero para tubería API X90 [102].

La caracterización e identificación de los cambios microestructurales inducidos por envejecimiento es un desafío crítico que ha impulsado el desarrollo de métodos END sensibles a variaciones físicas internas. En este tenor, se estudió el envejecimiento artificial de las uniones soldadas de una tubería de acero API 5L X52 mediante análisis espectral ultrasónico. Las uniones se soldaron mediante soldadura por arco sumergido y se envejecieron isotérmicamente a 250 °C durante diferentes intervalos de tiempo. Se realizaron mediciones ultrasónicas con un escáner ultrasónico de inmersión en agua de alta precisión, que genera mapas C-scan de las muestras de soldadura analizadas. Los resultados de estas mediciones muestran que la velocidad ultrasónica no se vio afectada significativamente por el tiempo de envejecimiento; solo se detectaron pequeñas variaciones asociadas con la degradación de las propiedades de resistencia y dureza. Por otro lado, las mediciones de atenuación ultrasónica fueron más sensibles al envejecimiento tanto en la zona de fusión

como en el metal base. Un aumento en el coeficiente de atenuación durante el envejecimiento temprano se relacionó con la precipitación de nanocarburos finos y un aumento en el tamaño del grano de ferrita. Después de 200 h de envejecimiento, el coeficiente de atenuación disminuyó monótonamente; se encontró que esto estaba relacionado con el engrosamiento de las nanopartículas y el crecimiento del grano de ferrita después de largos períodos de sobreenvejecimiento [103].

Un enfoque emergente para evaluar envejecimiento en aceros API lo constituye la medición del Potencial Termoeléctrico (TEP) o coeficiente de Seebeck. Esta técnica se basa en la corriente termoeléctrica generada cuando existe un gradiente térmico aplicado al material. Carabes et. al. [104] estudió el comportamiento de la precipitación en una tubería revestida (API X65/Inconel 825) mediante mediciones de potencial termoeléctrico y dureza. El estudio reveló claramente que los parámetros microestructurales más importantes que probablemente afectan el flujo electrónico fueron el proceso de precipitación y el tamaño/forma del grano. Se demostró que la principal causa de la disminución del PTE durante el proceso de envejecimiento fue el agotamiento o enriquecimiento de la matriz a partir de los elementos precipitantes y la anisotropía debido a las diferentes microestructuras en las distintas zonas (API X65/Inconel 825). En el caso del acero X65, la disminución del PTE para los diferentes tiempos de envejecimiento se atribuye a la precipitación de nanopartículas ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) y carburo- $\epsilon$  ( $\text{Fe}_2\text{C}$ ). En el caso de la aleación Inconel 825, la disminución de PTE para los diferentes tiempos de envejecimiento se atribuye a la precipitación de carburos  $\text{MC}_6$  y a la formación de precipitados  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  y  $\text{MC}$ . Se concluyó que la técnica del potencial termoeléctrico es muy sensible a los cambios microestructurales. Puede usarse de manera confiable para la evaluación o el monitoreo de la precipitación en procesos de envejecimiento de tuberías revestidas adheridas.

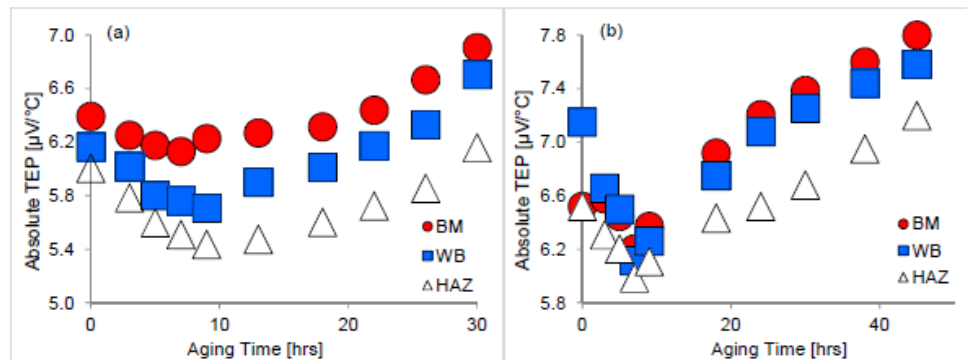


**Figura 2.19.** Comparación entre los valores del TEP y la microdureza: a) Acero API X65; b) Interface; c) Inconel 825 [104].

La caracterización por potencial termoeléctrico en soldaduras ha sido estudiado por Fulton, Wincheski y Namkung [105] en inconel para aplicaciones aeroespaciales, proponiendo un método para el monitoreo de soldaduras. Se utilizaron datos de dureza Rockwell y microscopía electrónica de transmisión para caracterizar la soldadura y la zona afectada térmicamente para después correlacionar estos datos con mediciones de potencial termoeléctrico, concluyendo que existe una fuerte correlación entre la dureza y el potencial termoeléctrico del material, logrando localizar mediante ésta técnica zonas blandas en la soldadura donde pueden existir fallas. Se estableció que para el caso del inconel, la dureza es el parámetro dominante para ser medido mediante potencial termoeléctrico.

Ramírez [106] estudió el comportamiento de la precipitación en las soldaduras de aceros microaleados API X60 y API X65 mediante mediciones de potencial termoeléctrico y dureza. Las muestras de soldadura fueron envejecidas artificialmente a 300 °C por diferentes periodos para promover la precipitación de partículas finas (principalmente cementita  $Fe_3C$  y carburo  $\epsilon Fe_2C$ ), estas partículas fueron observadas mediante microscopía de transmisión de

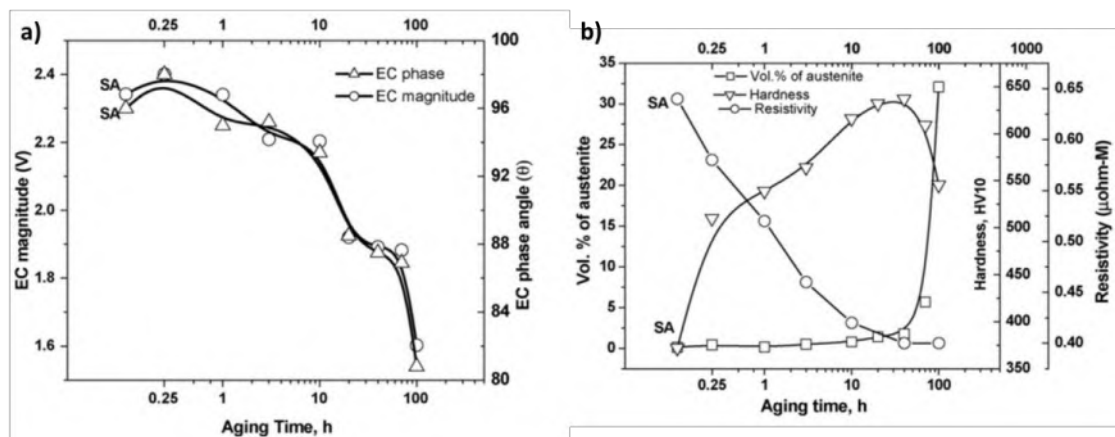
electrones en las tres principales microestructuras de la unión soldada. Las mediciones del PTE mostraron una disminución inicial en las primeras etapas de envejecimiento atribuida a la anisotropía inducida por variaciones microestructurales que favorecen un flujo electrónico uniforme. Posteriormente, con el aumento del tiempo de envejecido, el PTE presenta un incremento asociado a la precipitación efectiva de partículas coherentes o semi-coherentes que generan tensiones internas y alteran el transporte electrónico. La dureza de las uniones soldadas presento un comportamiento similar para ambos aceros, tendiendo a incrementar hasta alcanzar un valor máximo atribuido al pico de envejecimiento a las 15 h de tratamiento térmico, posteriormente la dureza comienza a decaer este comportamiento se atribuye al engrosamiento de partículas precipitadas que degradan las propiedades mecánicas del material. Se concluyó que la técnica del PTE demuestra alta sensibilidad a los cambios microestructurales inducidos por envejecimiento en las soldaduras de aceros API X60 y X65.



**Figura 2.20.** Evolución del PTE con respecto al tiempo de envejecimiento en la uniones soldadas para aceros para tubería: a) API X60; b) API X65 [106].

Las corrientes de Eddy han sido tradicionalmente empleadas para detección de defectos superficiales y sub-superficiales, aunque también muestran potencial para caracterizar variaciones microestructurales como cambios de conductividad y permeabilidad magnética asociados a envejecimiento. Una de los estudios que utilizo las corrientes de Eddy para investigar el efecto del envejecimiento fue el realizado por Rajkumar et. al. [107]. Se estudió el efecto del envejecimiento en un acero martensítico M250 recocido en solución sobre la microestructura, la dureza a temperatura ambiente y los parámetros de corrientes de Eddy. Las muestras de acero martensítico M250 se sometieron a recocido en solución a 1093 K

durante 1 h, seguido de un envejecimiento a 755 K durante diferentes duraciones en el rango de 0.25 a 100 h. Se observó que la dureza aumentaba continuamente con el envejecimiento debido a la precipitación de intermetálicos, alcanzando un máximo, y que posteriormente disminuía debido a la reversión de la martensita a austenita. El tratamiento de envejecimiento produjo tres cambios microestructurales importantes: disminución de la densidad de dislocaciones y defectos puntuales de temple durante el envejecimiento inicial (hasta 0.25 h), aumento de la fracción volumétrica de precipitados intermetálicos en la duración intermedia y un aumento sistemático de la austenita revertida en la duración más larga (más de 40 h). Estos cambios microestructurales alteran la resistividad eléctrica/permeabilidad magnética, lo que, a su vez, influye en el voltaje inducido en la bobina de corrientes de Eddy. Los parámetros de CE permitieron identificar claramente el sobre-envejecimiento debido a la reversión austenítica, una fase no magnética de la matriz magnética. También se observó que la aniquilación de dislocaciones y la precipitación de intermetálicos influyen en los parámetros de CE. El estudio estableció que el método de evaluación no destructivo por corrientes de Foucault es prometedor para la evaluación en taller de la idoneidad del tratamiento térmico.



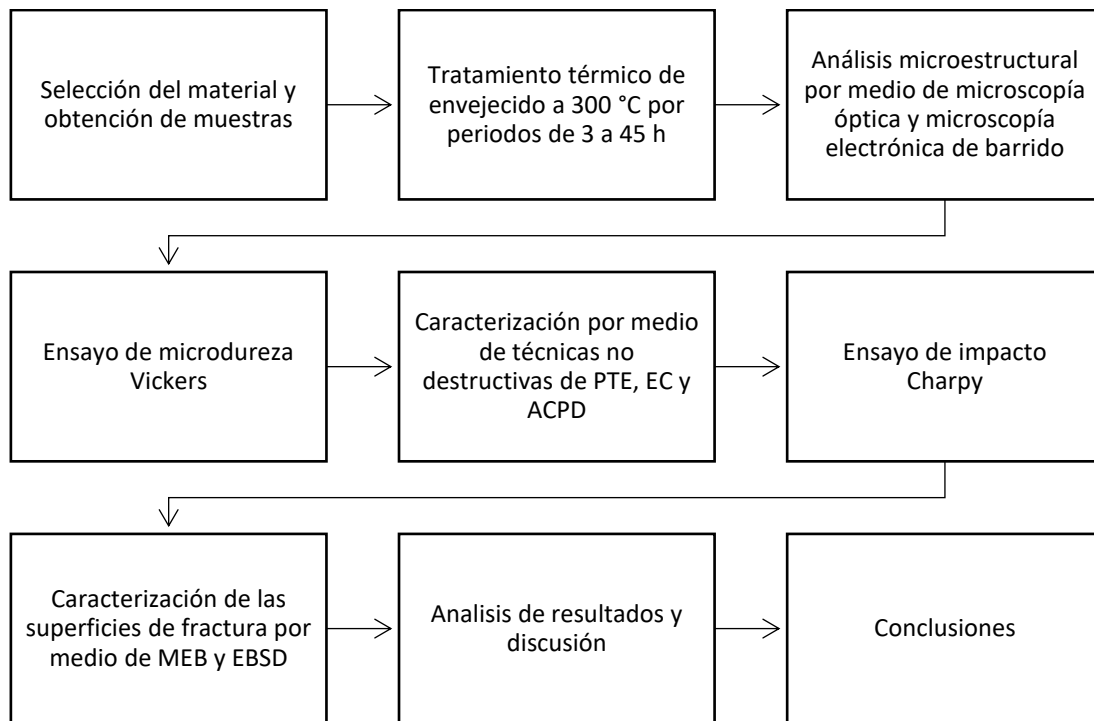
**Figura 2.21.** a) Evolucion de la magnitud y ángulo de fase de las EC con respecto al tiempo de envejecido; b) Cambios en la dureza, resistividad y volumen de austenita con respecto al tiempo de envejecido [107].

### CAPÍTULO 3. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Con el propósito de establecer las condiciones óptimas de procesamiento para inducir el envejecimiento artificial en las uniones soldadas (metal base, zona afectada térmicamente y zona de fusión) de tuberías de acero API 5L grados X60 y X65, se diseñó una metodología experimental integral orientada a evaluar la evolución microestructural, las propiedades mecánicas (microdureza Vickers y energía absorbida en impacto Charpy) y el comportamiento a la fractura en función del tiempo de envejecimiento.

Asimismo, se implementó la caracterización mediante técnicas convencionales y técnicas de evaluación no destructiva (END), con el fin de correlacionar los cambios microestructurales inducidos por el tratamiento térmico con variaciones en propiedades eléctricas y termoeléctricas.

La secuencia general del procedimiento experimental se presenta en la Figura 3.1.



**Figura 3.1.** Diagrama de flujo del procedimiento experimental de este trabajo de investigación.

### 3.1 Materiales.

Los materiales empleados en esta investigación consistieron en dos tuberías de acero API 5L, grados X60 y X65, manufacturadas por Productora Mexicana de Tubería (PMT). Ambas tuberías presentan soldadura longitudinal obtenida mediante el proceso de Arco Sumergido (SAW) por doble paso, con preparación en X a 45°, empleando electrodo de bajo hidrógeno conforme a la norma AWS A5.1 [108], bajo un procedimiento de soldadura calificado de acuerdo con API 1104 [109].

La composición química del metal base y del cordón de soldadura en condición de recibido para ambas uniones soldadas se determinó mediante espectroscopía de emisión óptica por chispa, los resultados se pueden observar en la Tabla 3.1. Los resultados cumplen con las especificaciones establecidas en API 5L [2] y AWS A5.1.

**Tabla 3.1** Composición Química % peso.

<b>Grado API</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Nb</b>	<b>Cu</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Ti</b>
X60	0.077	1.299	0.244	0.012	0.002	0.029	0.039	0.085	0.29	0.09	0.015	0.04	0.009
Cordón	0.076	1.438	0.345	0.001	0.0005	0.013	0.023	0.113	0.02	0.068	0.085	0.027	0.001
X65	0.075	0.93	0.259	0.012	0.002	0.029	0.026	0.012	0.02	0.014	0.0084	0.028	0.017
Cordón	0.082	1.195	0.287	0.001	0.0005	0.0099	0.015	0.07	0.04	0.012	0.011	0.017	0.001

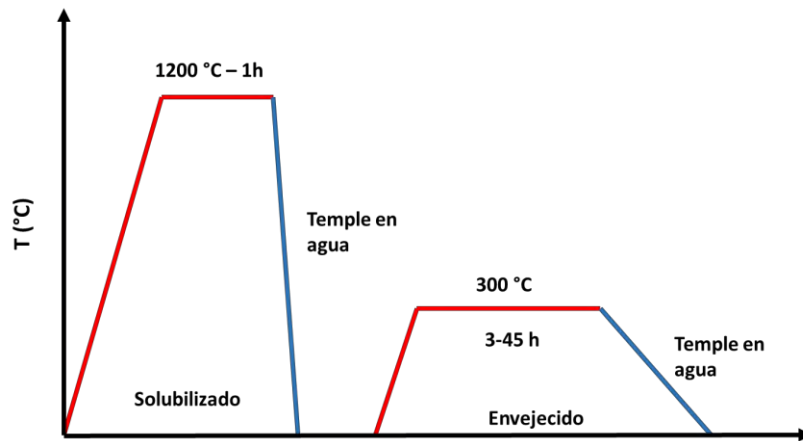
### 3.2 Corte y maquinado de probetas para caracterización microestructural, caracterización no destructiva y microdureza Vickers.

Las probetas transversales de ambas uniones soldadas se cortaron, maquinaron y rectificaron con un ancho de 5mm y una longitud de 70 mm de acuerdo con ASTM E92 [110]. Estas probetas fueron empleadas para la caracterización microestructural, la caracterización por medio de técnicas de evaluación no destructiva y pruebas de microdureza Vickers.

### 3.3 Tratamiento térmico de envejecido de las probetas para caracterización.

El tratamiento térmico de envejecimiento realizado a ambos aceros constó de dos etapas: primero ambos aceros fueron sometidos a un proceso de normalizado a 1200°C por 1 h seguido de un temple en agua. La segunda etapa consiste en el tratamiento de envejecido que

se realizó a una temperatura de 300°C por periodos de permanencia en el horno de 3 h a 45 h seguido de un enfriamiento en agua, la Figura 3.2 muestra la representación esquemática del tratamiento térmico. El tratamiento térmico de envejecimiento se realizó en una mufla Felissa FE-340.

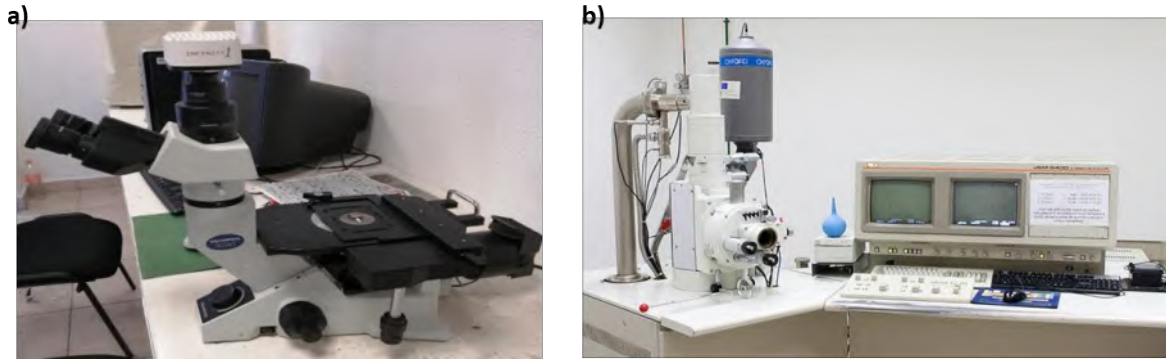


**Figura 3.2.** Tratamiento térmico de envejecido.

### 3.4 Análisis microestructural de las uniones soldadas.

La preparación metalográfica correspondiente a las muestras en condiciones tal cual se recibió y envejecidas, se llevó a cabo mediante el desbaste con papel abrasivo, seguido de un pulido con paño de nylon, pastas de diamante (hasta 0.25  $\mu\text{m}$ ) y alcohol como lubricante. Finalmente se realizó un ataque químico con Nital al 4% por 40 s para revelar la microestructura.

Los cambios microestructurales fueron observados utilizando un microscopio óptico (MO) Olympus GX41 y un microscopio electrónico de barrido (MEB) Jeol JSM 7600F con parámetros de operación de señal de electrones secundarios, voltaje de aceleración de 20 kV, corriente de saturación de 220  $\mu\text{A}$  y una distancia de trabajo de 20 mm.

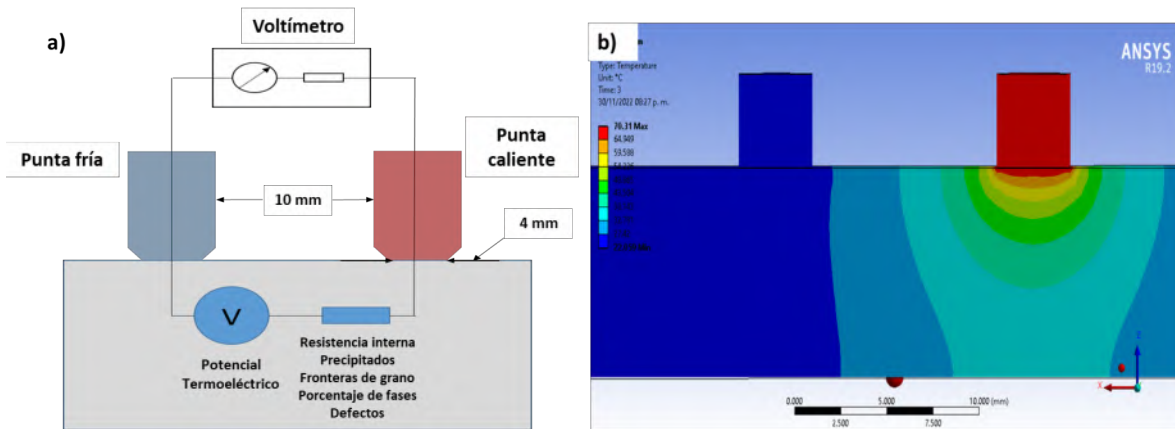


**Figura 3.3.** Instrumentos empleados para la caracterización microestructural: a) Microscopio óptico Olympus GX 41; b) Microscopio electrónico de barrido Jeol JSM 7600F.

### **3.5 Caracterización por medio de técnicas no destructivas.**

#### **3.5.1 Potencial termoeléctrico (PTE).**

El PTE fue medido usando un equipo ATS-6044T Alloy Thermo-Sorter en las tres principales microestructuras obtenidas por el proceso de soldadura; MB, ZAT, ZF, en ambas uniones soldadas en condiciones de recibido y envejecidas artificialmente. El instrumento de END opera bajo el principio de la punta caliente, una punta se mantiene a temperatura ambiente mientras que la otra es calentada a diferentes temperaturas, para el caso de esta investigación se seleccionaron 55, 60, 65 y 70 °C. El transductor de doble punta utilizado para medir el PTE está constituido de una punta de Cu (punta fría) y otra de Au (punta caliente). Ambas puntas se colocan sobre la superficie de la muestra a evaluar con la finalidad de completar un circuito eléctrico que genera una señal. La Figura 3.4a muestra un diagrama esquemático de esta técnica de END. La lectura registrada por el equipo es una representación de los cambios microestructurales ocurridos en la muestra por el tratamiento de envejecimiento artificial. La Figura 3.4b muestra el gradiente de temperatura generado en ambas tuberías, este gradiente fue simulado utilizando el software ANSYS.

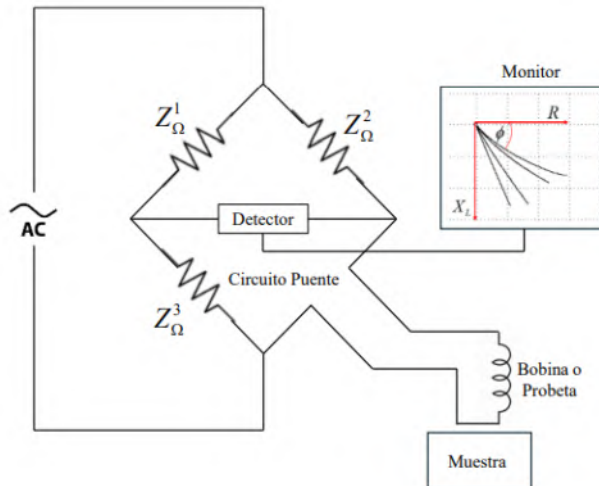


**Figura 3.4.** a) Esquema del método de la punta caliente. b) Gradiente térmico generado dentro de la muestra debido a la temperatura de la punta caliente.

### 3.5.2 Evaluación por Corrientes de Eddy (EC).

En la técnica de evaluación por corrientes de Eddy la corriente alterna fluye a través de un circuito denominado puente Wheatstone el cual consiste de un circuito cerrado de tres impedancias eléctricas que se encuentran en equilibrio con la impedancia generada por la bobina del transductor, al registrarse cualquier perturbación de las corrientes inducidas debido a la presencia de discontinuidades o cambios en la conductividad eléctrica del material conductor la estabilidad dentro del puente es modificada, esta perturbación es registrada como un cambio de potencial por el equipo de corrientes de Eddy y se muestra en pantalla a través del plano de impedancia (Figura 3.5).

Para el registro de la evolución de la conductividad eléctrica mediante corrientes de Eddy se utilizó un equipo Nortec 500 D acoplado a una sonda tipo lápiz con frecuencia variable de 5 a 250 KHz. Mediante el equipo se obtuvieron las gráficas del ángulo de fase correspondiente para cada unión soldada en condiciones como se recibieron y envejecidas térmicamente. Con el ángulo de fase fue posible obtener la conductividad eléctrica de las uniones estudiadas para las diferentes condiciones de envejecimiento artificial. La frecuencia utilizada para la evaluación de la unión soldada en el acero API X60 fue de 150 KHz mientras que para el acero API X65 se utilizó una frecuencia de 130 KHz, estas frecuencias se seleccionaron ya que fueron las que permitieron discernir de mejor manera las condiciones de envejecido en cada una de las microestructuras de la unión soldada.



**Figura 3.5.** Diagrama esquemático de la medición mediante corrientes de Eddy.

### 3.5.3 Evaluación por caída de potencial de corriente alterna (ACPD).

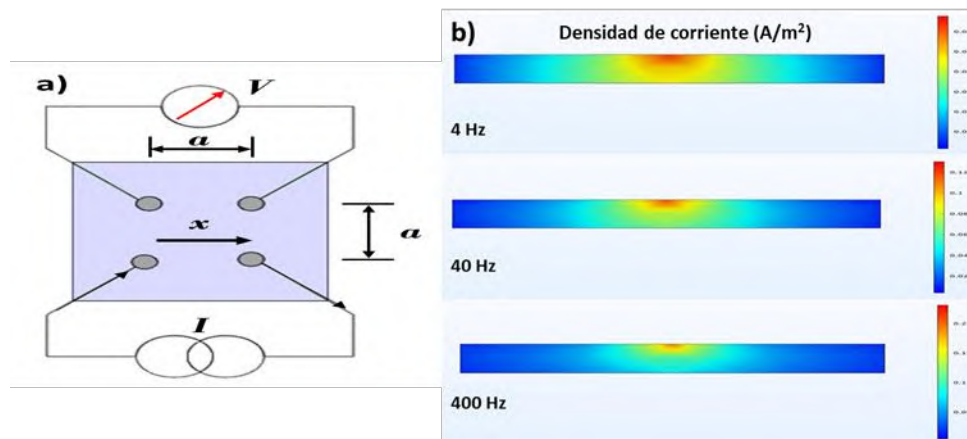
Para medir la conductividad eléctrica de las tres principales zonas microestructurales empleando el método de caída de potencial de corriente alterna (ACPD), se utilizó una sonda de cuatro puntas con arreglo cuadrado (Figura 3.6a). En este tipo de arreglo, las dos puntas inferiores inyectan corriente alterna al espécimen mientras que las puntas superiores miden la caída de potencial en la dirección  $x$ . Las puntas se mantienen separadas una distancia fija ( $a$ ) de 4 mm y son puestas en contacto con la superficie durante la toma de mediciones. La

resistencia eléctrica del material ( $R = V/I$ ) medida por el equipo de ACPD está relacionada con la conductividad eléctrica del material ( $\sigma$ ) y la separación de las puntas ( $a$ ) como lo indica la siguiente expresión [111]:

$$R = \frac{1}{\sigma \pi a} \left( 1 - \frac{1}{\sqrt{2}} \right) \quad (3.1)$$

La corriente alterna suministrada por el equipo ACPD es de baja frecuencia (4 Hz), esta baja frecuencia hace posible despreciar la influencia de la variación de las propiedades magnéticas de los acero API debidas a sus propiedades ferromagnéticas. Esta medición a bajas frecuencias es esencialmente una operación quasi-estática para evitar los efectos de la permeabilidad magnética, propiedad típica de un amplio rango de materiales entre ellos los aceros microaleados y los aceros inoxidable [111].

La Figura 3.6b ilustra la distribución de las corrientes inducidas como función de la frecuencia de la corriente primaria. A bajas frecuencias, la profundidad de penetración es mayor, eventualmente alcanzando un límite definido por el espesor del espécimen o la distancia entre puntas. Este fenómeno resulta en un comportamiento similar al de la corriente directa, minimizando la sensibilidad a variaciones en la permeabilidad magnética que pudiesen alterar las mediciones.



**Figura 3. 6.** a) Diagrama esquemático de un transductor de arreglo cuadrado para la técnica ACPD. b) Densidad de corriente en función de la frecuencia de la corriente alterna, incrementos en la corriente reducen la profundidad de penetración de la corriente.

### 3.6 Propiedades mecánicas de las uniones soldadas.

#### 3.6.1 Microdureza Vickers.

La micro-dureza fue evaluada en ambas uniones soldadas en condiciones tal cual se recibió y después de realizar el tratamiento térmico de envejecimiento. Se obtuvieron perfiles de micro-dureza Vickers (HV) utilizando un equipo Mitutoyo HM200 (Figura 3.7) y aplicando una carga de 100 g por un tiempo de 10 s, se realizaron tres perfiles de micro-dureza uno en cada cordón de soldadura y uno en la zona central, la separación entre indentaciones fue de 0.1 mm realizándose un total de 200 indentaciones por perfil.

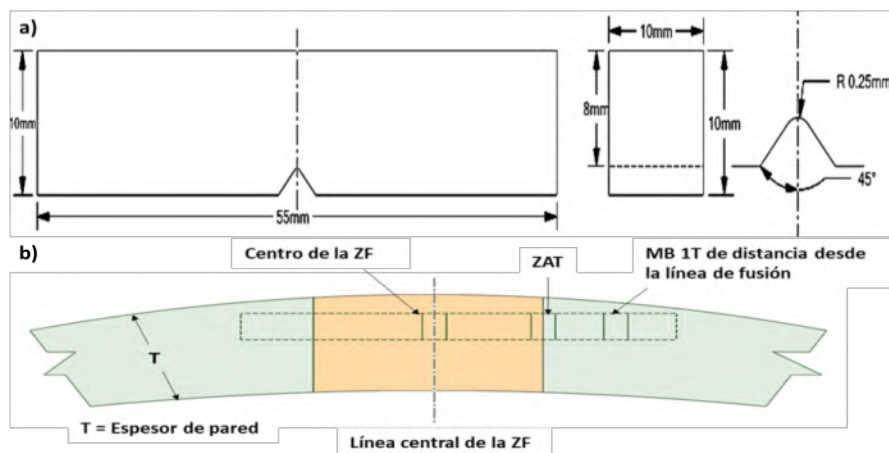


**Figura 3.7.** Micro durómetro Mitutoyo HM 200.

### 3.6.2 Energía absorbida de Charpy.

Por una mayor disposición de material se decidió realizar pruebas de impacto de Charpy a la unión soldada del acero API X65. Para esto se obtuvieron probetas de 10X10X55 mm (Figura 3.8a). Las probetas de impacto fueron obtenidas de las tres principales microestructuras de la unión soldada, con las muescas en V localizadas al centro de la ZF, en la ZAT (a 2 mm de la zona de fusión) y en el MB como se muestra en la Figura 3.8b. Los especímenes fueron envejecidos artificialmente a 300°C por periodos de 3, 7, 18 y 45 h.

Los ensayos de impacto Charpy se llevaron a cabo en un péndulo de impacto Instron modelo SATEC SI (Figura 3.9), a temperatura ambiente y por triplicado de acuerdo a la norma ASTM E-23 [47].



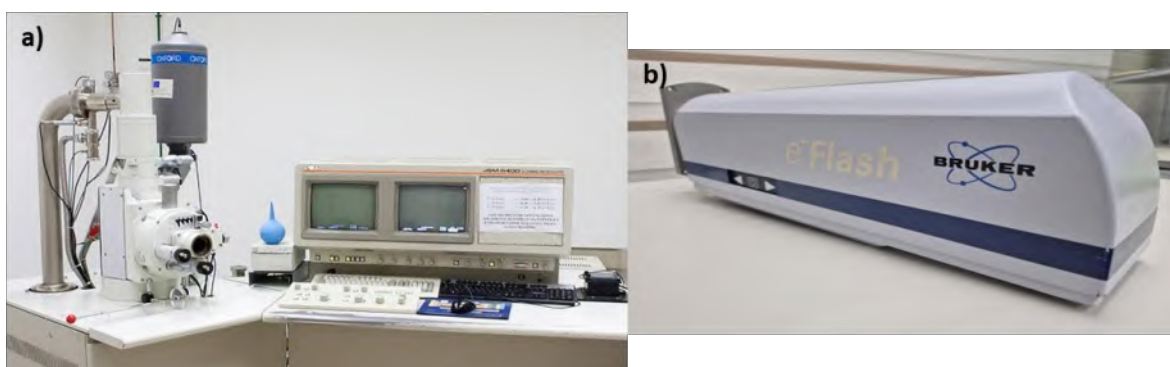
**Figura 3.8.** Diagramas esquemáticos de las probetas de impacto Charpy: a) Medidas de las probetas para impacto Charpy; b) posición de las muescas en V para cada microestructura.



**Figura 3.9.** Péndulo para pruebas de impacto Charpy Instron SATEC SI.

### **3.7 Caracterización de las superficies de fractura por impacto Charpy.**

Las imágenes de las fracturas de impacto se obtuvieron usando un microscopio electrónico de barrido (SEM) Jeol JSM 7600F. Las fractografías fueron obtenidas usando la señal de los electrones secundarios, un voltaje de aceleración de 15 kV, una corriente de 200  $\mu$ A y una distancia de trabajo de 15 mm. Además, se analizaron las características de orientación cristalográfica de las tres subzonas principales (MB, ZAT y ZF) utilizando un detector Bruker e-flash HR + EBSD. Las muestras se prepararon siguiendo el mismo procedimiento que las muestras de MO y se pulieron finamente con sílice coloidal (0,2  $\mu$ m).



**Figura 3.10.** a) Microscopio electrónico de barrido Jeol JSM 7600F. b) Detector Bruker e-flash HR+EBSD.

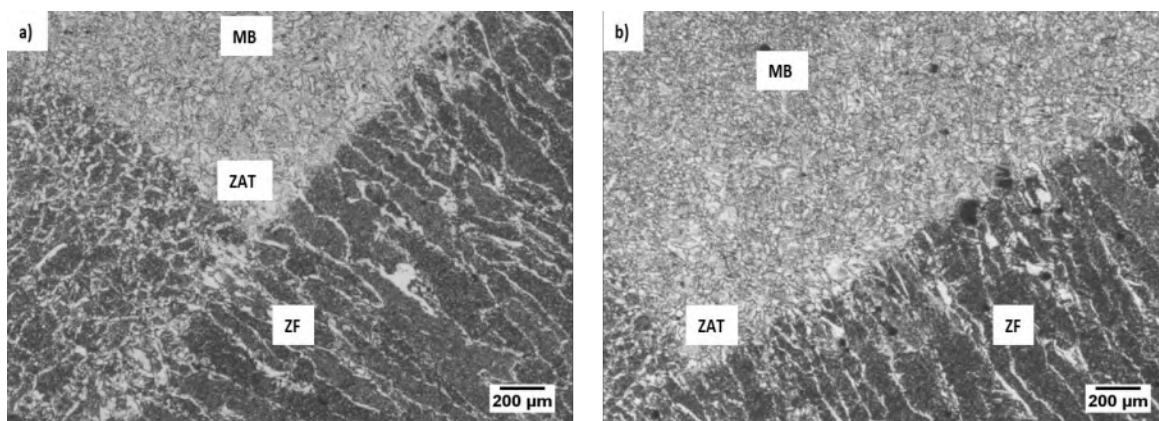
## CAPITULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### 4.1. Caracterización microestructural.

#### 4.1.1 Microscopia Óptica

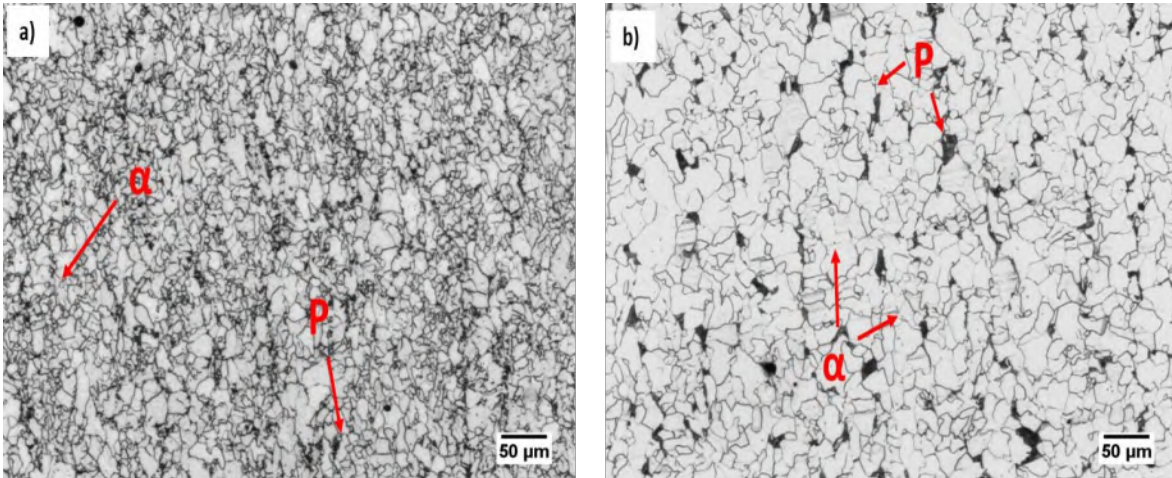
##### 4.1.1.1 Uniones soldadas en condiciones de recibido.

Las uniones soldadas de aceros API X60 y API X65 en condiciones de recibido analizadas mediante metalografías obtenidas por medio de MO muestran tres zonas microestructurales de distinta naturaleza: el metal base (MB), la zona afectada térmicamente (ZAT) y la zona de fusión (ZF) como se puede observar en la Figuras 4.1a y 4.1b que corresponden al acero X60 y al X65 respectivamente.



**Figura 4.1.** Macrografía de las uniones soldadas donde se observan las tres principales microestructuras presentes. a) Acero X60; b) Acero X65.

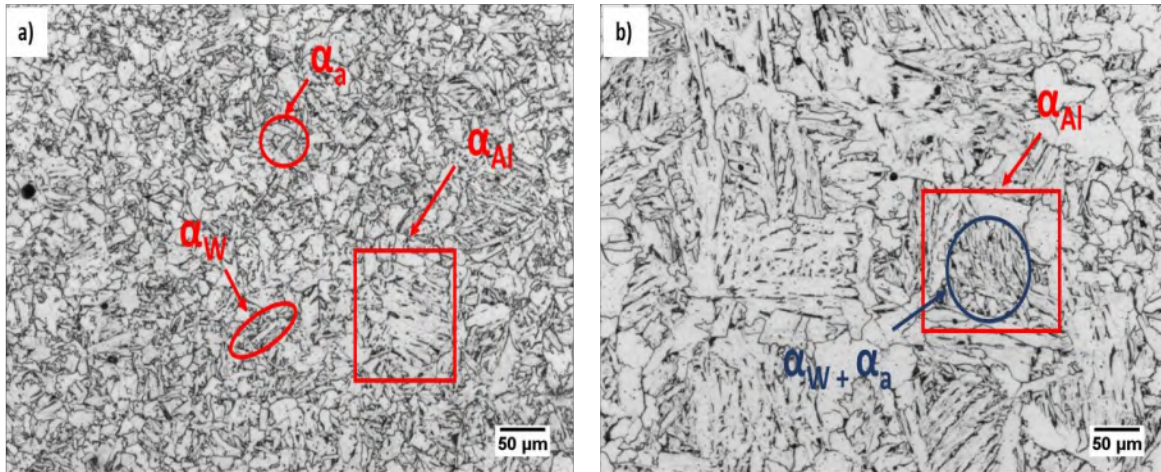
El metal base de ambos grados de acero (Figuras 4.2a y 4.2b), exhibe una microestructura compuesta principalmente de ferrita equiaxial ( $\alpha$ ) (zonas claras) y algunas colonias de perlita ( $P$ ) (zonas oscuras). La microestructura del MB cuenta con un número de tamaño de grano 9 para el acero API X60 y un tamaño de grano 8 para el acero API X65 de acuerdo al estándar ASTM E-112 [112]. La presencia de estas fases en el MB de ambas aleaciones se debe principalmente al bajo contenido de carbono. De acuerdo al diagrama de equilibrio de fases hierro-carbono, un bajo contenido de carbono produce una mayor cantidad de ferrita y una menor cantidad de perlita. Por lo tanto, los aceros API X60 y X65 tienen un comportamiento microestructural hipoeutectoide.



**Figura 4.2.** Microestructura del metal base compuesta por ferrita y perlita. a) Acero X60; b) Acero X65.

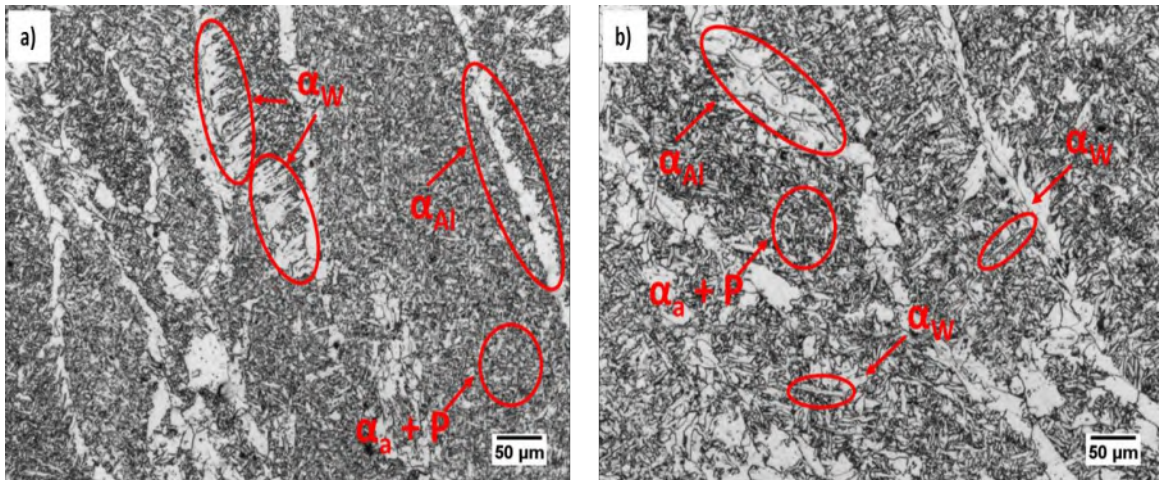
Por otro lado, durante el proceso de soldadura, el flujo de calor del metal líquido hacia el MB genera una zona intermedia llamada zona afectada térmicamente (ZAT). El flujo de calor incrementa la temperatura de la zona y por lo tanto ocurre un proceso de austenización en ambos aceros. Durante el proceso de enfriamiento del acero, el proceso de descomposición de la austenita tiene lugar, este proceso depende directamente del rango de enfriamiento y la composición química de la aleación [113]. Las Figuras 4.3a y 4.3b muestran las microestructuras formadas en la ZAT de la unión soldada del acero X60 y del acero X65 respectivamente.

La microestructura en la ZAT de ambas uniones soldadas está compuesta por perlita (*P*), ferrita equiaxial ( $\alpha$ ), ferrita aliotromorfica ( $\alpha_{Al}$ ), la cual tiende a nuclear en los límites de grano de la austenita [114], y ferrita acicular la cual nuclea y crece de los límites de grano hacia el interior. La ferrita aliotromorfica ( $\alpha_{Al}$ ) y la ferrita acicular ( $\alpha_a$ ) son microestructuras típicas en soldaduras que son sometidas a procesos de enfriamiento rápidos; se ha reportado que dichas fases promueven mejoras en las propiedades mecánicas tales como la resistencia y la dureza [113-116].



**Figura 4.3.** Microestructura de la zona afectada térmicamente compuesta por distintas morfologías de ferrita. a) Acero X60; b) Acero X65.

La microestructura de la zona de fusión (ZF) para las uniones soldadas del acero X60 y X65 se muestran en las Figuras 4.4a y 4.4b. Las micrografías de ambos aceros muestran que la ZF está compuesta por ferrita aliotrófica, ferrita Widmanstätten ( $\alpha_w$ ) (zonas claras) y ferrita acicular ( $\alpha_a$ ) (zonas oscuras) como las fases mayoritarias. La formación de estas fases ocurre bajo condiciones fuera del equilibrio termodinámico, donde como se mencionó previamente, la descomposición de la austenita durante el proceso de enfriamiento conlleva a la nucleación de ferrita aliotrófica. Subsecuentemente, la formación de ferrita Widmanstätten ocurre la cual crece dentro de la austenita sin transformar. Finalmente, dentro de los granos la presencia de inclusiones no metálicas provenientes del flujo del proceso SAW actúan como sitios de nucleación para la formación de ferrita acicular. La combinación de diferentes morfologías de ferrita en la ZF obstaculiza el movimiento de dislocaciones durante la deformación plástica y por lo tanto, un incremento en la dureza; por esta razón la ZF muestra los valores máximos de dureza con respecto al MB y la ZAT.



**Figura 4.4.** Microestructura de la zona de fusión exhibiendo ferrita Widmanstätten alineada en la dirección del flujo de calor. a) Acero X60; b) Acero X65.

#### **4.1.1.2 Uniones soldadas sometidas a envejecimiento artificial.**

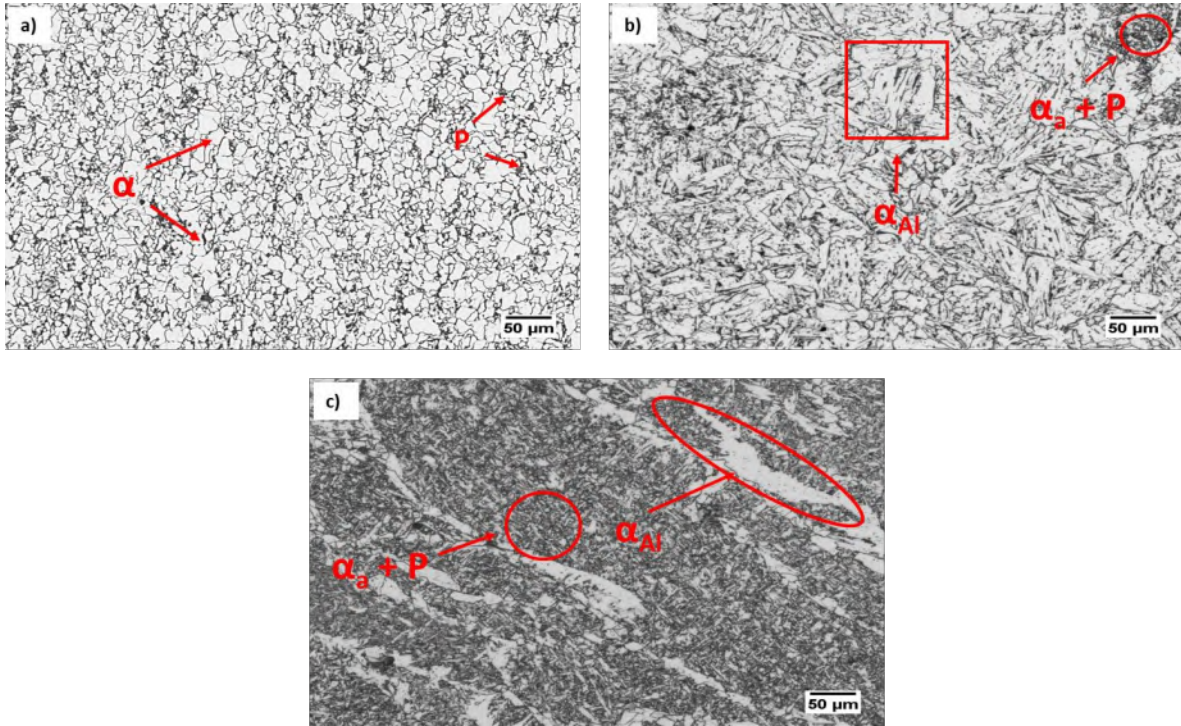
La Figura 4.5 y la Figura 4.6 presentan las micrografías correspondientes a las tres regiones microestructurales características de las uniones soldadas para los aceros API 5L X60 y X65 sometidos a envejecimiento artificial a 300 °C durante 3 h. El análisis comparativo entre las muestras envejecidas y aquellas en condición sin tratamiento térmico posterior a la soldadura indica que no se identificaron variaciones microestructurales apreciables mediante microscopía óptica. En ambas aleaciones se conservaron las morfologías predominantes:

En el metal base, una microestructura ferrita–perlita con distribución relativamente homogénea.

En la ZAT, gradientes microestructurales asociados al ciclo térmico de soldadura, incluyendo zonas de grano grueso y grano fino.

En la zona de fusión, una estructura solidificada con morfología columnar y con la presencia de ferrita acicular y ferrita poligonal.

Este comportamiento se mantuvo no solo para el tiempo de 3 h, sino también para el resto de las condiciones de envejecimiento evaluadas en ambos grados de acero.



**Figura 4.5.** Microestructura del acero API X60 envejecida a 300 °C por 3 h. a) MB; b) ZAT y c) ZF.

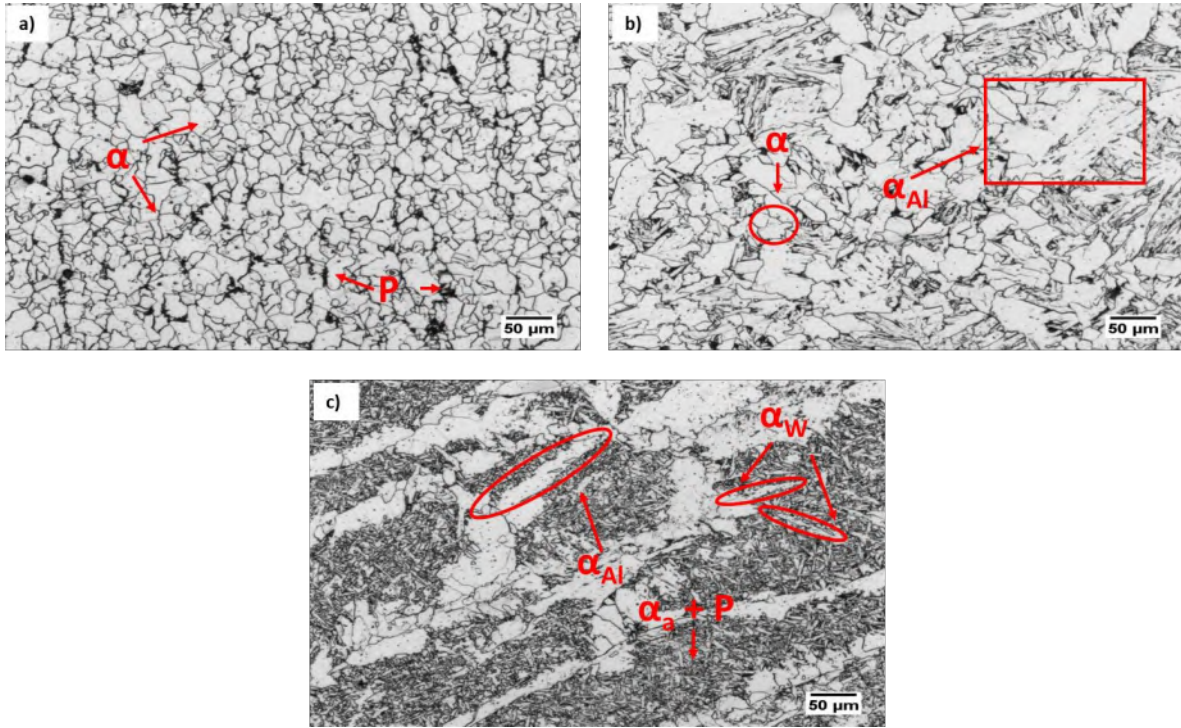
Desde una perspectiva metalúrgica, la ausencia de cambios observables por microscopía óptica puede atribuirse a varios factores:

Temperatura de envejecimiento relativamente baja (300 °C):

A esta temperatura, la movilidad atómica en aceros ferríticos es limitada. Los mecanismos dominantes corresponden principalmente a procesos de difusión intersticial (por ejemplo, carbono y nitrógeno), mientras que la difusión sustitucional de elementos microaleantes (Nb, V, Ti) es considerablemente más lenta. Como consecuencia, cualquier precipitación secundaria inducida por envejecimiento tiende a ocurrir a escala nanométrica.

Naturaleza submicroscópica de los cambios esperados:

El envejecimiento artificial en este rango térmico favorece la precipitación fina de carburos y carbonitruros o el reordenamiento de átomos intersticiales en la red ferrítica (envejecimiento por deformación). Estos fenómenos ocurren a escalas inferiores a la resolución típica de la microscopía óptica ( $\approx 0.5\text{--}1\ \mu\text{m}$ ).



**Figura 4.6.** Microestructura del acero API X65 envejecida a 300 °C por 3 h. a) MB; b) ZAT y c) ZF.

En consecuencia, los resultados obtenidos por microscopía óptica indican que esta técnica no posee la sensibilidad suficiente para detectar los cambios microestructurales inducidos por el envejecimiento artificial en el rango térmico evaluado. Sin embargo, la ausencia de evidencia observable no implica ausencia de modificación microestructural, sino que sugiere que las transformaciones ocurren a escala submicrométrica o nanométrica.

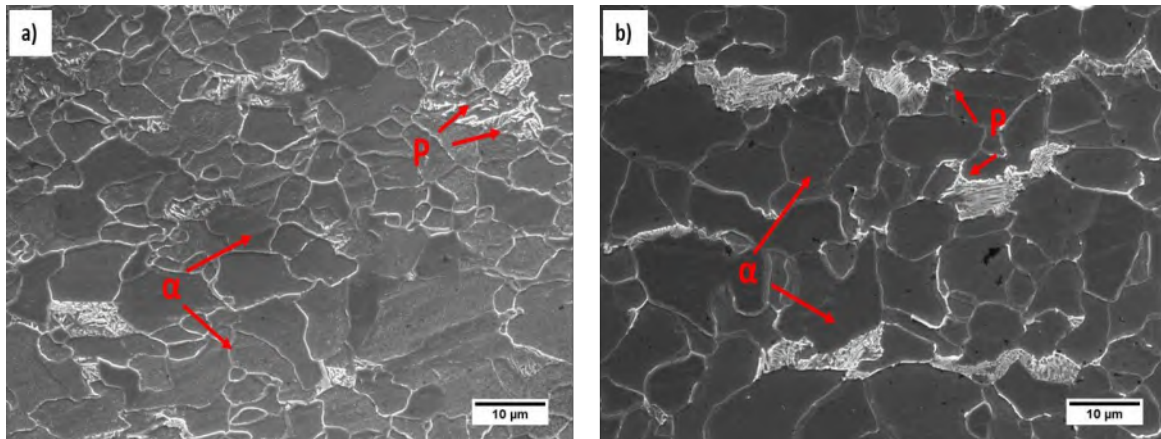
Este hallazgo refuerza la necesidad de emplear técnicas complementarias, tales como las técnicas de evaluación no destructiva.

#### **4.1.2 Microscopía electrónica de barrido.**

##### **4.1.2.1 Muestras en condiciones de llegada.**

Las uniones soldadas de los aceros API 5L X60 y API 5L X65 en condición de recibido fueron analizadas mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), lo que permitió obtener micrografías con mayor resolución espacial y contraste topográfico en comparación con la microscopía óptica.

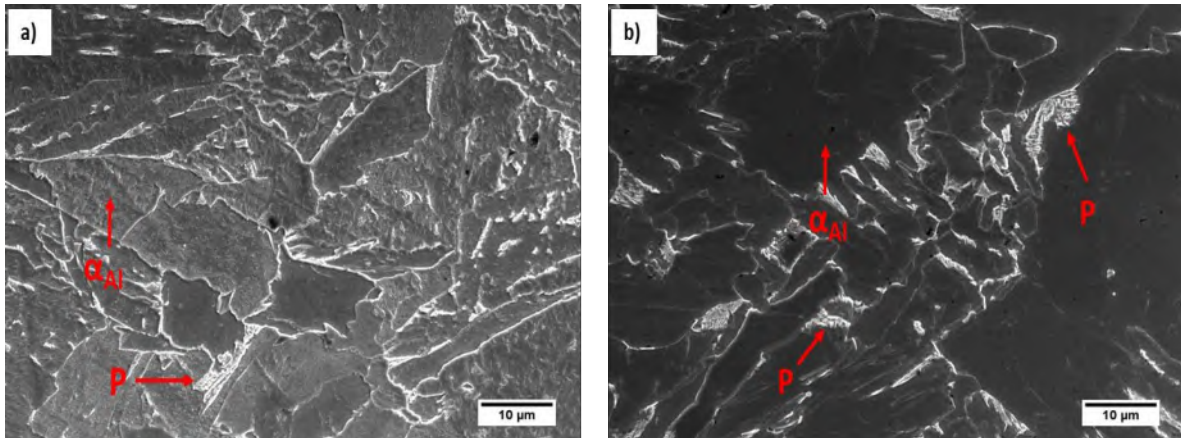
El análisis del metal base (MB), mostrado en las Figuras 4.7a y 4.7b, evidencia una microestructura compuesta predominantemente por ferrita equiaxial ( $\alpha$ ), identificada como regiones de contraste más uniforme, y colonias de perlita (P), distinguibles por su morfología lamelar característica y mayor contraste debido a la alternancia ferrita-cementita. La resolución proporcionada por el MEB permitió apreciar con mayor definición la morfología de las colonias perlíticas y la distribución de los límites de grano ferríticos.



**Figura 4.7.** Imagen MEB del metal base compuesta por ferrita y perlita. a) Acero X60; b) Acero X65.

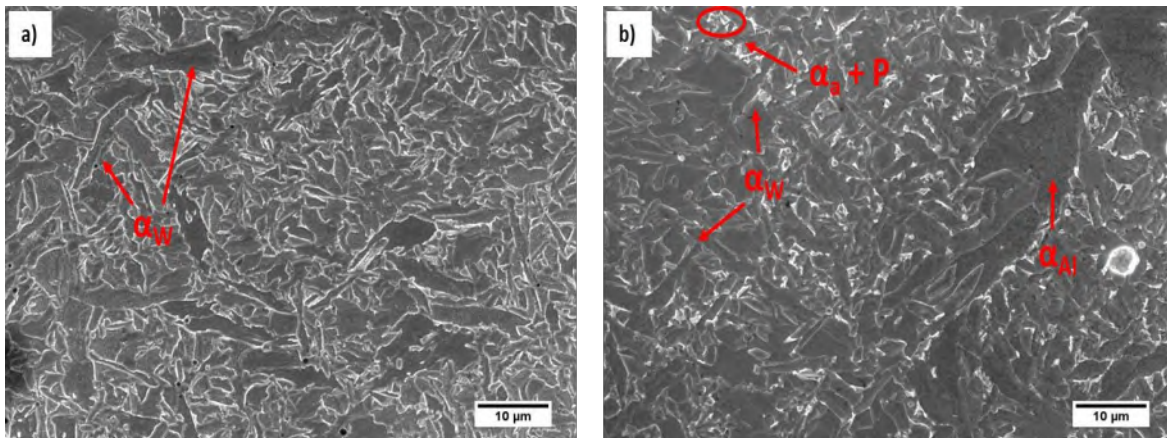
El análisis por MEB permitió observar con mayor detalle la heterogeneidad microestructural característica de la ZAT, derivada de los distintos ciclos térmicos locales experimentados durante la soldadura. Las Figuras 4.8a y 4.8b muestran las microestructuras desarrolladas en la ZAT para los aceros X60 y X65, respectivamente. En esta región se identificaron perlita (P), ferrita equiaxial ( $\alpha$ ), ferrita aliotromórfica ( $\alpha_{Al}$ ), ferrita acicular ( $\alpha_a$ ).

La formación de estas fases está directamente relacionada con la descomposición de la austenita durante el enfriamiento posterior a la soldadura. La cinética de transformación depende del rango de enfriamiento y de la composición química local, particularmente del contenido de elementos microaleantes y manganeso. En condiciones de enfriamiento relativamente rápido, típicas del proceso SAW, se favorece la formación de ferrita acicular y ferrita aliotromórfica, fases asociadas a mejoras en resistencia mecánica y dureza debido al refinamiento estructural y al incremento en la densidad de obstáculos al movimiento de dislocaciones.



**Figura 4.8** Imagen MEB de la zona afectada térmicamente compuesta por distintas morfologías de ferrita. a) Acero X60; b) Acero X65.

La zona de fusión (ZF), mostrada en las Figuras 4.9a y 4.9b, exhibe una microestructura característica de solidificación fuera del equilibrio. El análisis por MEB permitió identificar con mayor claridad las morfologías ferríticas predominantes, que incluyen ferrita aliotromórfica ( $\alpha_{Al}$ ), ferrita Widmanstätten ( $\alpha_w$ ), y ferrita acicular ( $\alpha_a$ ). Desde el punto de vista mecánico, la combinación de múltiples morfologías ferríticas en la ZF genera un efecto de refinamiento estructural y una alta densidad de barreras al movimiento de dislocaciones. La presencia de límites de fase, interfaces ferrita-ferrita con distinta orientación y variaciones locales de composición incrementan la resistencia al deslizamiento dislocacional.

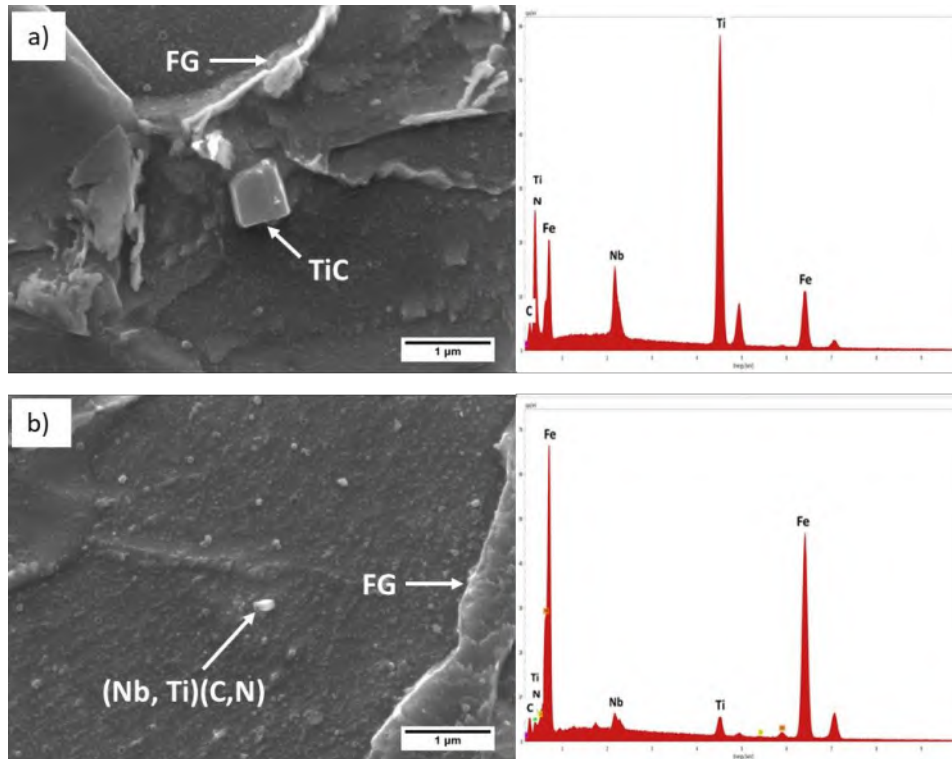


**Figura 4.9.** Imagen MEB de la zona de fusión exhibiendo ferrita Widmanstätten alineada en la dirección del flujo de calor. a) Acero X60; b) Acero X65.

#### ***4.1.2.2 Muestras sometidas a envejecimiento artificial.***

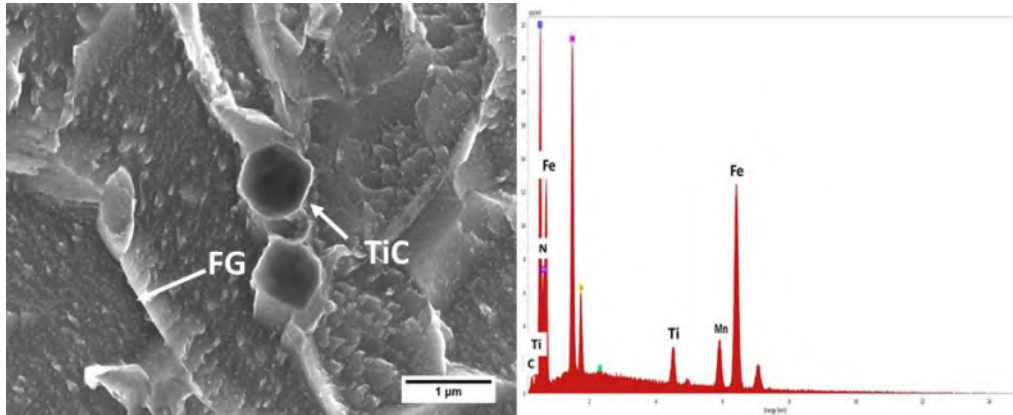
La técnica MEB junto con los análisis por Espectrometría de Energía Dispersa (EDS) permitió identificar la presencia, morfología y distribución espacial de partículas precipitadas y también confirmar su composición química, proporcionando evidencia directa de los mecanismos de microaleación responsables del comportamiento mecánico de ambos aceros. En la unión soldada del acero API X60 envejecida por un periodo de 3h, el análisis por MEB reveló la presencia de partículas ricas en titanio y niobio, identificadas como (Ti,Nb)(C), localizadas preferentemente en los límites de grano del metal base, con un tamaño promedio de 0.73  $\mu\text{m}$  (Figura 4.10a). El análisis EDS correspondiente confirmó la presencia de Ti y Nb asociados con carbono, lo que sugiere la formación de carburos mixtos estables. La nucleación de estos precipitados en los límites de grano es consistente con la reducción de energía interfacial que ocurre en dichas regiones, donde la difusión atómica es favorecida debido a la mayor densidad de defectos cristalinos.

Adicionalmente, en el interior de los granos ferríticos del metal base se observaron partículas esféricas finas identificadas como (Ti,Nb)(C,N), con un tamaño promedio de 0.17  $\mu\text{m}$  (Figura 4.10b). La morfología esférica sugiere un mecanismo de precipitación intragranular controlado por difusión en estado sólido, donde la baja energía superficial favorece configuraciones geométricamente estables. El análisis EDS mostró señales simultáneas de Ti, Nb, C y N, lo cual indica la formación de carbonitruros complejos. Este tipo de precipitados es característico de aceros microaleados sometidos a procesos termomecánicos controlados.



**Figura 4.10.** Imágenes MEB de la precipitación en metal base del acero API X60 envejecido a 300°C durante 3h: a) Imagen MEB del (Nb,Ti)(C) facetado en el metal base; b) Imagen MEB de partículas (Nb,Ti)(C,N) en el interior de los granos de ferrita.

En el cordón de soldadura del acero API X60 (Figura 4.11), se observaron partículas semiredondeadas de TiC con un tamaño promedio de 0.82  $\mu\text{m}$ . Estas partículas, identificadas mediante EDS, presentan una composición predominantemente rica en titanio y carbono. Su mayor tamaño relativo respecto a los precipitados intragranulares sugiere que pudieron formarse durante el proceso de solidificación del metal fundido, donde las condiciones fuera del equilibrio y la segregación local de solutos favorecen la nucleación y crecimiento de carburos primarios.



**Figura 4.11.** Imágenes MEB de la precipitación en la ZF del acero API X60 envejecido a 300°C durante 3h. TiC precipitado en los límites de grano.

Para el acero API X65, el análisis del metal base (Figura 4.12a) mostró la presencia de partículas esféricas intragranulares con un tamaño aproximado de 90 nm. El análisis EDS permitió identificarlas como NbC. La escala nanométrica de estos precipitados indica un mecanismo de precipitación secundaria altamente efectivo en términos de endurecimiento por dispersión. El niobio presenta una fuerte afinidad por el carbono y nitrógeno, y su baja difusividad a temperaturas moderadas favorece la formación de precipitados finos y térmicamente estables.

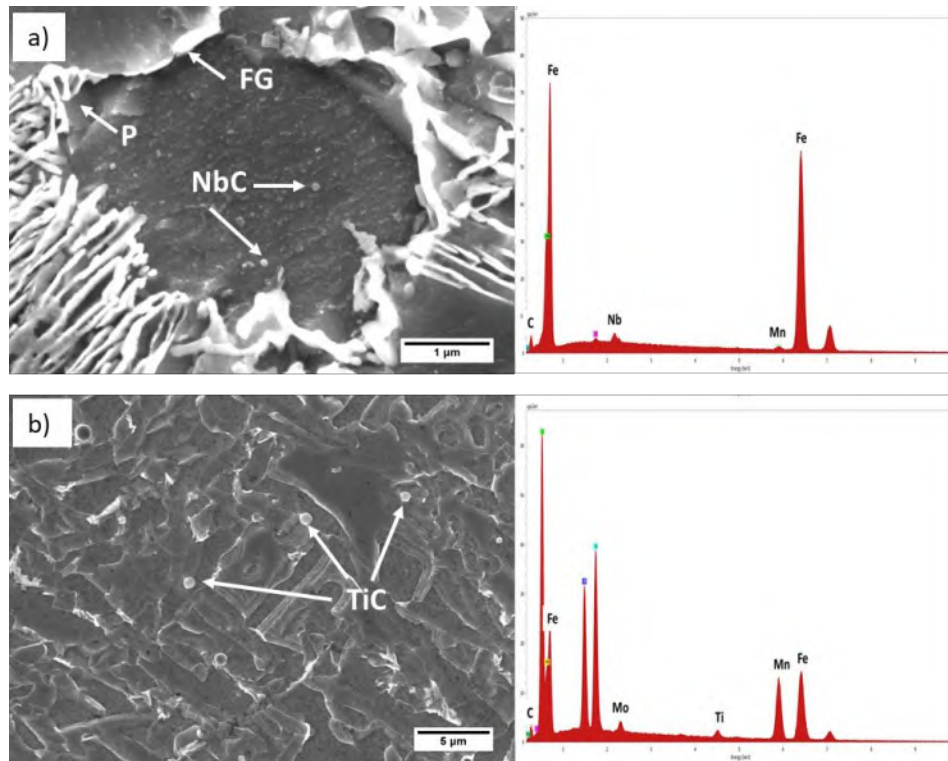
En el cordón de soldadura del acero API X65 (Figura 4.12b) se identificaron partículas de TiC con un diámetro promedio de 0.92 μm distribuidas dentro de los granos ferríticos. Su tamaño relativamente mayor sugiere un crecimiento asociado al ciclo térmico del proceso de soldadura, donde las altas temperaturas alcanzadas en la zona fundida promueven la coalescencia de carburos ricos en titanio.

Desde el punto de vista metalúrgico, la precipitación de (Ti,Nb)(C,N), NbC y TiC desempeña un papel fundamental en el mecanismo de endurecimiento por precipitación. Estos precipitados interactúan con las dislocaciones mediante dos mecanismos principales:

Mecanismo de corte (shearing) en el caso de precipitados coherentes o semicoherentes de tamaño nanométrico.

Mecanismo de bypass tipo Orowan en precipitados más grandes e incoherentes, donde las dislocaciones se curvan alrededor de las partículas.

En ambos casos, los precipitados actúan como obstáculos al movimiento dislocacional, incrementando la tensión crítica necesaria para la deformación plástica. Este fenómeno se traduce en un aumento de la dureza y resistencia mecánica del material.



**Figura 4.12.** Imágenes MEB de la precipitación en la unión soldada de API X65 envejecida a 300°C durante 3h: a) Imagen MEB de nanopartículas de Nb(C) en el interior de granos de ferrita en el metal base; b) Imagen MEB de Ti(C) en la FZ.

Adicionalmente, la presencia de precipitados en los límites de grano contribuye al control del crecimiento granular mediante el efecto de anclaje tipo Zener (Zener pinning). Este mecanismo limita la migración de fronteras de grano, favoreciendo la estabilidad microestructural y manteniendo un tamaño de grano fino, lo cual mejora simultáneamente la resistencia mecánica según la relación de Hall–Petch.

Es importante destacar que la diferencia en tamaño y distribución de precipitados entre los grados X60 y X65 puede atribuirse a variaciones en la composición química, particularmente en el contenido de niobio y titanio, así como a diferencias en los ciclos térmicos experimentados durante la fabricación y soldadura. El acero X65, al presentar precipitados

de NbC de escala nanométrica, puede exhibir un mayor aporte al endurecimiento por dispersión en comparación con el X60, donde predominan precipitados de tamaño submicrométrico.

## **4.2 Microdureza Vickers.**

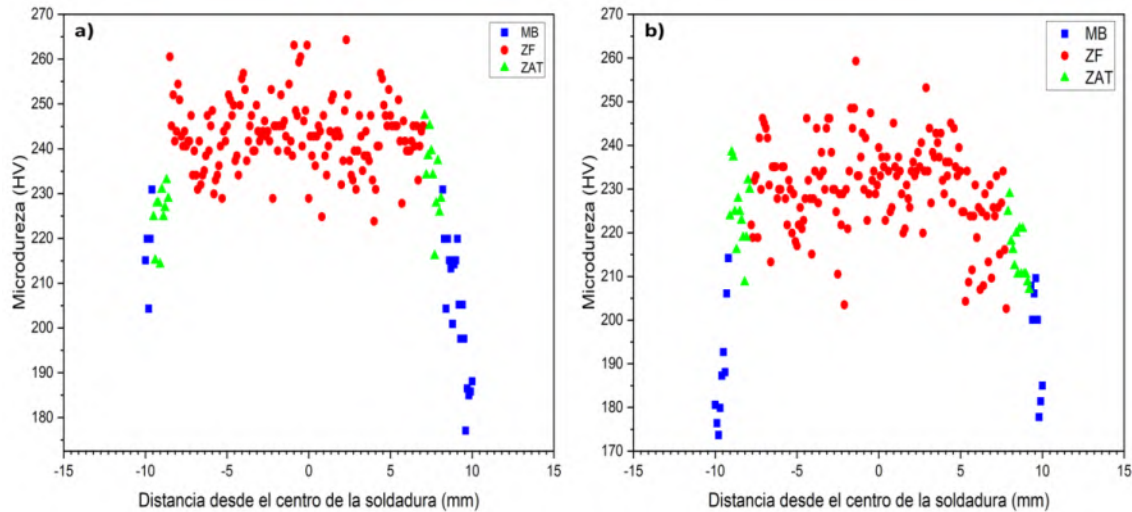
### **4.2.1 Perfiles de micro-dureza.**

Dos ejemplos representativos de perfiles de microdureza Vickers obtenidos a través de las uniones soldadas se muestran en la Figura 4.13. En ambos aceros se observa un comportamiento característico de gradiente de dureza asociado a la heterogeneidad microestructural inducida por el ciclo térmico de soldadura. La zona de fusión presenta los valores máximos de dureza, alcanzando aproximadamente 243 HV para el acero API X60 y 230 HV para el acero API X65. A partir de esta región, la dureza disminuye progresivamente hacia la zona afectada térmicamente y posteriormente hacia el metal base, donde se registran los valores mínimos.

Este comportamiento puede explicarse en función de las transformaciones microestructurales desarrolladas en cada región.

En la ZF, la elevada dureza observada se asocia principalmente a la presencia de múltiples morfologías ferríticas formadas bajo condiciones de enfriamiento fuera del equilibrio termodinámico. Como se discutió previamente, la ZF está compuesta por ferrita acicular, ferrita Widmanstätten y ferrita alotriomórfica. La ferrita acicular, en particular, presenta una morfología intragranular fina y entrecruzada que genera un refinamiento efectivo de la microestructura. Este entramado de placas ferríticas orientadas aleatoriamente incrementa la densidad de interfaces y límites de fase, los cuales actúan como barreras al movimiento de dislocaciones.

En la ZAT, la dureza presenta valores intermedios. Esta región experimenta un ciclo térmico que conduce a austenitización parcial o total, seguida de transformación durante el enfriamiento. Dependiendo de la distancia al cordón, pueden formarse zonas de grano grueso y zonas de grano fino. El crecimiento de grano en ciertas subzonas reduce la densidad de límites de grano, por lo tanto, la dureza disminuye.

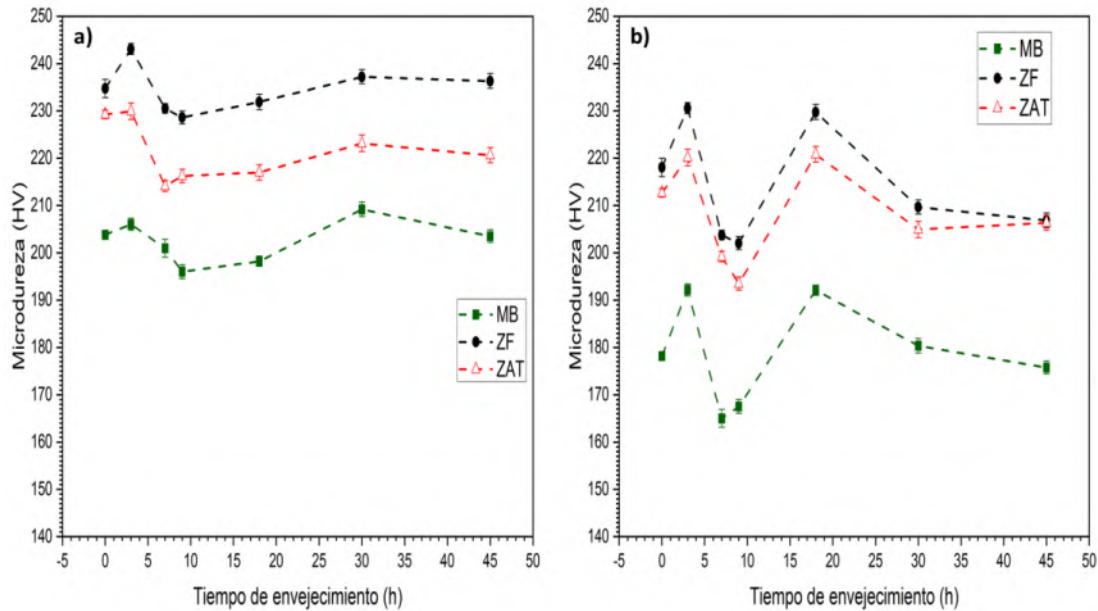


**Figura 4.13.** Perfiles de microdureza de las uniones soldadas envejecidas a 300 °C por 3h; a) Acero API X60 y b) Acero API X65.

Finalmente, en el MB se registran los valores más bajos de dureza. Esta región conserva su microestructura original ferrita–perlita, característica de aceros hipoeutectoides de bajo contenido de carbono. La ferrita equiaxial, al ser una fase relativamente blanda y con menor densidad de obstáculos al movimiento dislocacional, contribuye a una menor resistencia mecánica. La perlita, aunque más dura que la ferrita debido a su estructura lamelar ferrita–cementita, se encuentra en menor fracción volumétrica, lo cual limita su contribución global a la dureza del material.

#### ***4.2.2 Microdureza promedio con respecto al tiempo de envejecimiento.***

Cuando se analiza la evolución de la microdureza en función del tiempo de envejecimiento artificial, se observa que, para ambas uniones soldadas (API X60 y API X65), la dureza aumenta progresivamente hasta alcanzar un valor máximo aproximadamente a las tres horas de tratamiento térmico a 300 °C, como se muestra en la Figura 4.14. Posteriormente, para tiempos mayores, los valores de dureza comienzan a disminuir gradualmente.



**Figura 4.14** Evolucion de la microdureza con respecto al tiempo de envejecimiento: a) Acero API X60; b) Acero API X65.

Este comportamiento puede dividirse en dos etapas claramente diferenciadas desde el punto de vista microestructural:

**Etapas de endurecimiento inicial.** El incremento de dureza observado durante las primeras horas de tratamiento térmico se asocia a la precipitación secundaria de partículas finas de carbonitruros del tipo  $(Ti,Nb)(C,N)$  y  $NbC$  dentro de la matriz ferrítica. A la temperatura de  $300\text{ }^{\circ}C$ , la difusión de átomos intersticiales (C y N) es suficientemente activa como para permitir la nucleación de precipitados coherentes o semicoherentes de tamaño nanométrico. Durante esta etapa se incrementa la densidad de precipitados finos, los precipitados presentan un espaciamiento interparticular reducido y la interacción entre dislocaciones y precipitados se intensifica.

**Etapas de sobre-envejecimiento.**

Para tiempos mayores a 3 h, la dureza comienza a disminuir. Este fenómeno corresponde a la etapa de sobre-envejecimiento, donde los precipitados experimentan crecimiento y coalescencia debido a procesos difusivos controlados por la minimización de energía interfacial.

Durante esta etapa ocurre la reducción en la densidad de precipitados, un incremento del tamaño promedio de partícula y el aumento del espaciamiento interparticular.

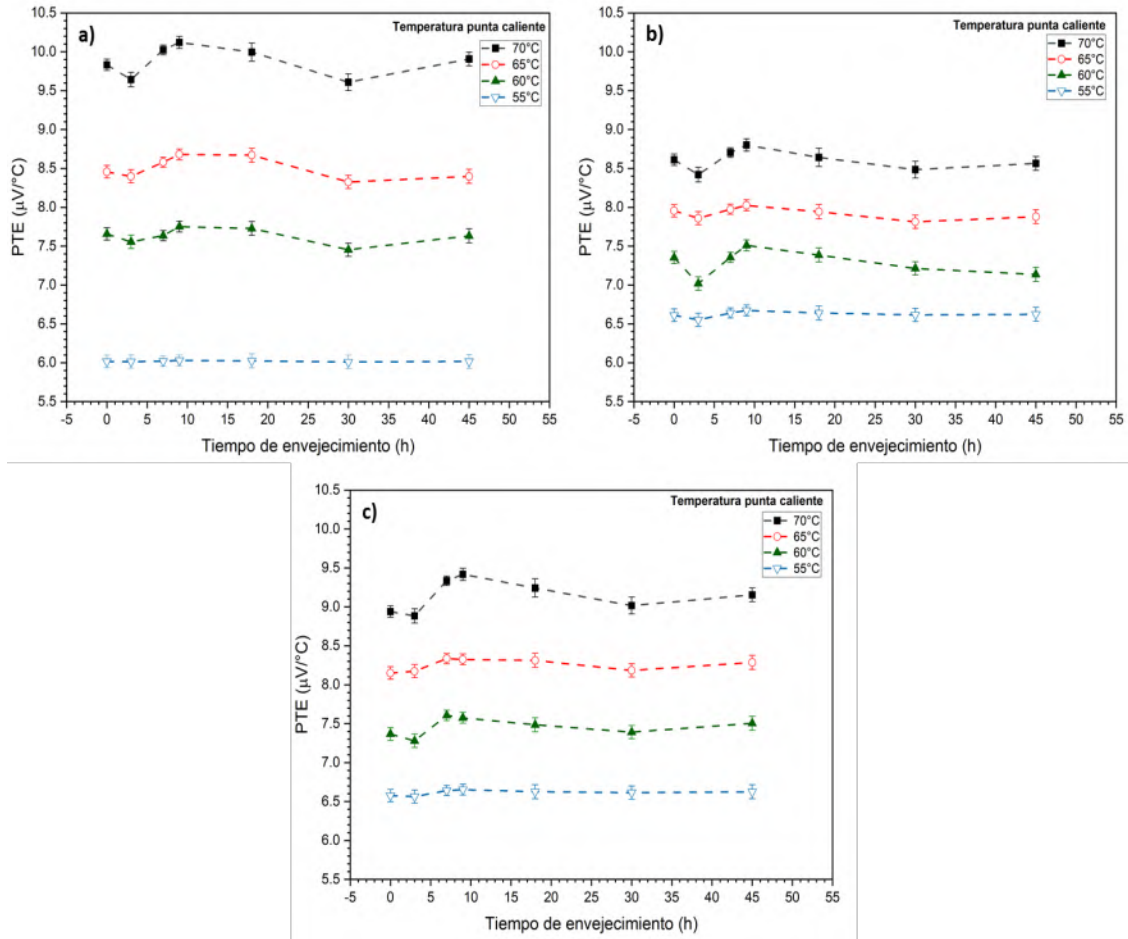
#### **4.3 Evaluación del potencial termoeléctrico.**

Las Figuras 4.15 y 4.16 muestran los valores de PTE obtenidos con diferentes temperaturas de la punta caliente (55, 60, 65, 70°C). De manera consistente en ambas uniones soldadas el PTE tiende a incrementar conforme la temperatura de la punta caliente aumenta. Este comportamiento es coherente con el fundamento físico del efecto Seebeck (véase ecuación 2.10). Cada una de las tres regiones microestructurales de la unión soldada presenta un PTE característico debido a la morfología, tamaño de grano y porcentaje de fases presente en cada microestructura. En la ZF, la presencia de ferrita acicular, ferrita Widmanstätten y múltiples interfaces produce una mayor densidad de centros de dispersión electrónica. Esta condición modifica el transporte electrónico y, por tanto, el valor del coeficiente de Seebeck local. En contraste, el MB, con microestructura ferrita–perlita más estable y menor densidad de defectos, presenta valores de PTE distintos.

Para cada una de las tres microestructuras de la unión soldada, el PTE no es constante con respecto al tiempo de envejecimiento. Durante las primeras horas de envejecimiento se forman precipitados nanométricos coherentes o semi-coherentes, alrededor de dichos precipitados se forman campos de deformación elástica y se incrementa la dispersión electrónica debido a la distorsión de la red cristalina [116]. Estos esfuerzos internos inducen anisotropía local en la estructura electrónica, alterando la dependencia energética de la conductividad eléctrica cerca del nivel de Fermi. Como consecuencia, el coeficiente de Seebeck se modifica.

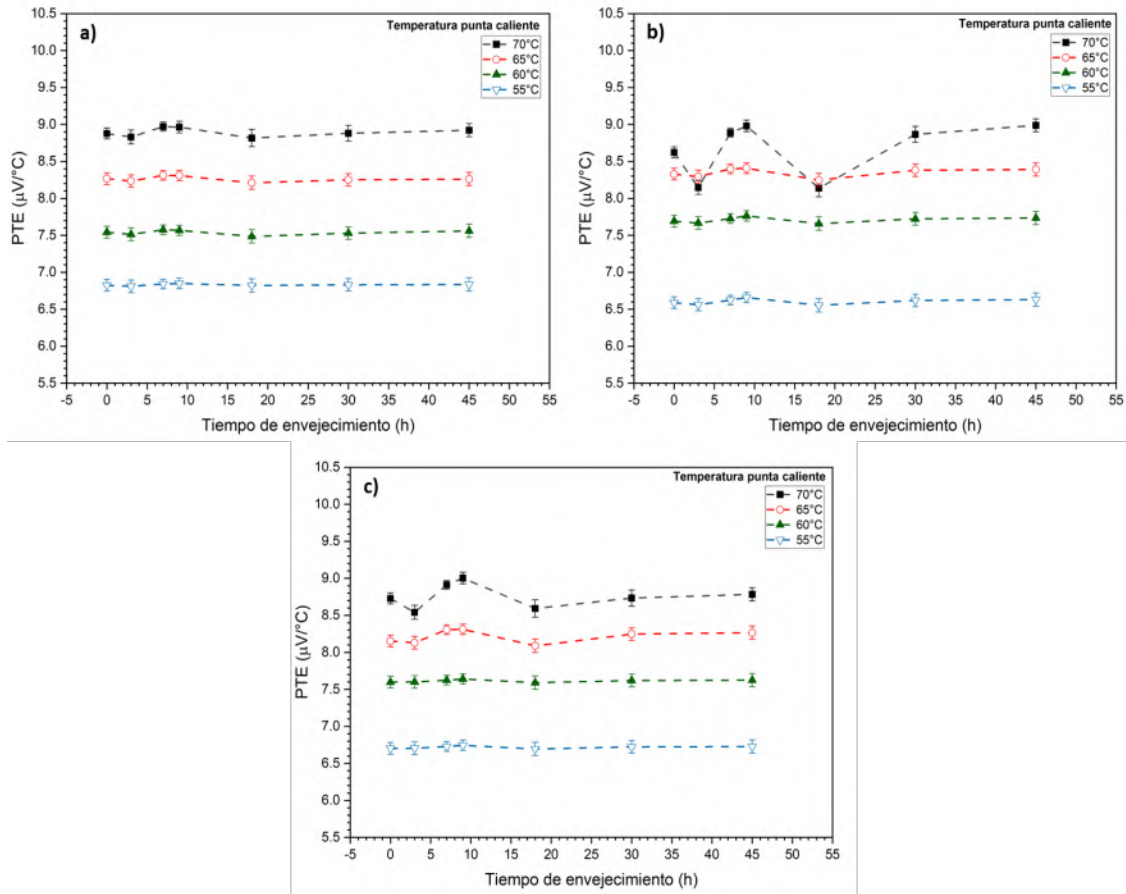
Posteriormente, durante la etapa de sobre-envejecimiento, los precipitados crecen y pierden coherencia, disminuye la densidad de interfaces coherentes y se reduce la magnitud de los campos de deformación locales. Esta evolución microestructural provoca cambios adicionales al PTE.

El incremento del PTE con la temperatura de la punta caliente se debe al aumento del gradiente térmico superficial. A mayor  $\Delta T$  mayor es el flujo de portadores de carga excitados desde la región caliente hacia la región fría, incrementando el voltaje termoeléctrico medido.

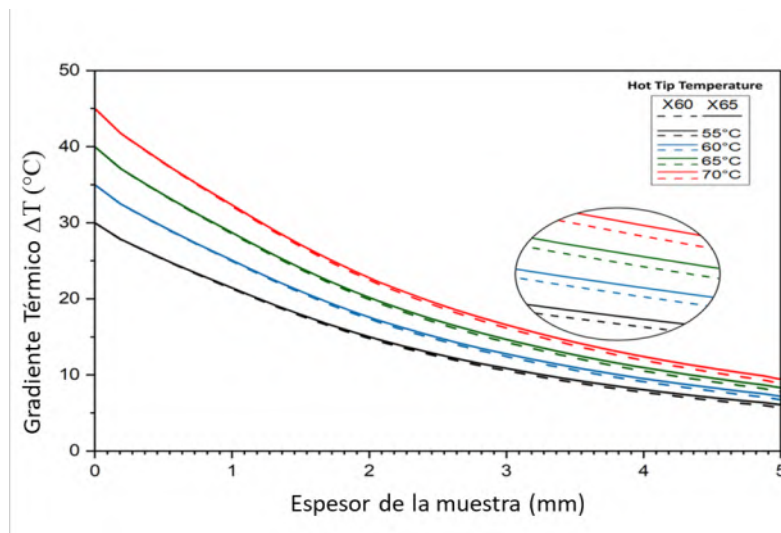


**Figura 4.15** Valores del PTE con respecto al tiempo de envejecimiento para la union soldada API X60 registrados con distintas temperaturas de la punta caliente: a) MB; b) FZ; c) ZAT.

La temperatura inicial de la punta caliente fue de 55°C generando un gradiente de temperatura con la superficie de la muestra de 30°C, con estas condiciones la técnica termoelectrica mostro ser sensible a la detección de los cambios microestructurales provocados por el envejecimiento artificial. Al incrementar la temperatura de la punta caliente también se incrementa el gradiente térmico generado en la superficie de la muestra del material, usando una temperatura de 70°C en la punta caliente se generó un gradiente térmico de 45°C en la superficie mientras que el gradiente térmico de 30°C al cual se demostró que la técnica exhibe sensibilidad se encontró a una profundidad de 1.2 mm en ambas uniones soldadas como se muestra en la Figura 4.17.



**Figura 4.16** Valores del PTE con respecto al tiempo de envejecimiento para la union soldada API X65 registrados con distintas temperaturas de la punta caliente: a) MB; b) FZ; c) ZAT.



**Figura 4.17.** Gradiente termico generado con difrente temperaturas de la punta caliente.

El aumento del gradiente térmico implica que el incremento de la temperatura de la punta caliente produce mayor señal termoeléctrica, mayor volumen efectivo de material inspeccionado y un incremento en la profundidad de penetración térmica. En consecuencia, la técnica del PTE presenta una capacidad de inspección volumétrica dependiente del gradiente térmico aplicado.

Al incrementar el gradiente térmico el PTE presenta más fluctuaciones, este fenómeno puede explicarse por un incremento en la sensibilidad a la detección de heterogeneidades locales, mayor contribución de variaciones sub-superficiales y al incremento en la dispersión electrónica asociada a defectos y precipitados. El aumento en el flujo de electrones energéticamente excitados amplifica la respuesta frente a pequeñas variaciones microestructurales, mejorando la detectabilidad de cambios inducidos por el envejecimiento artificial.

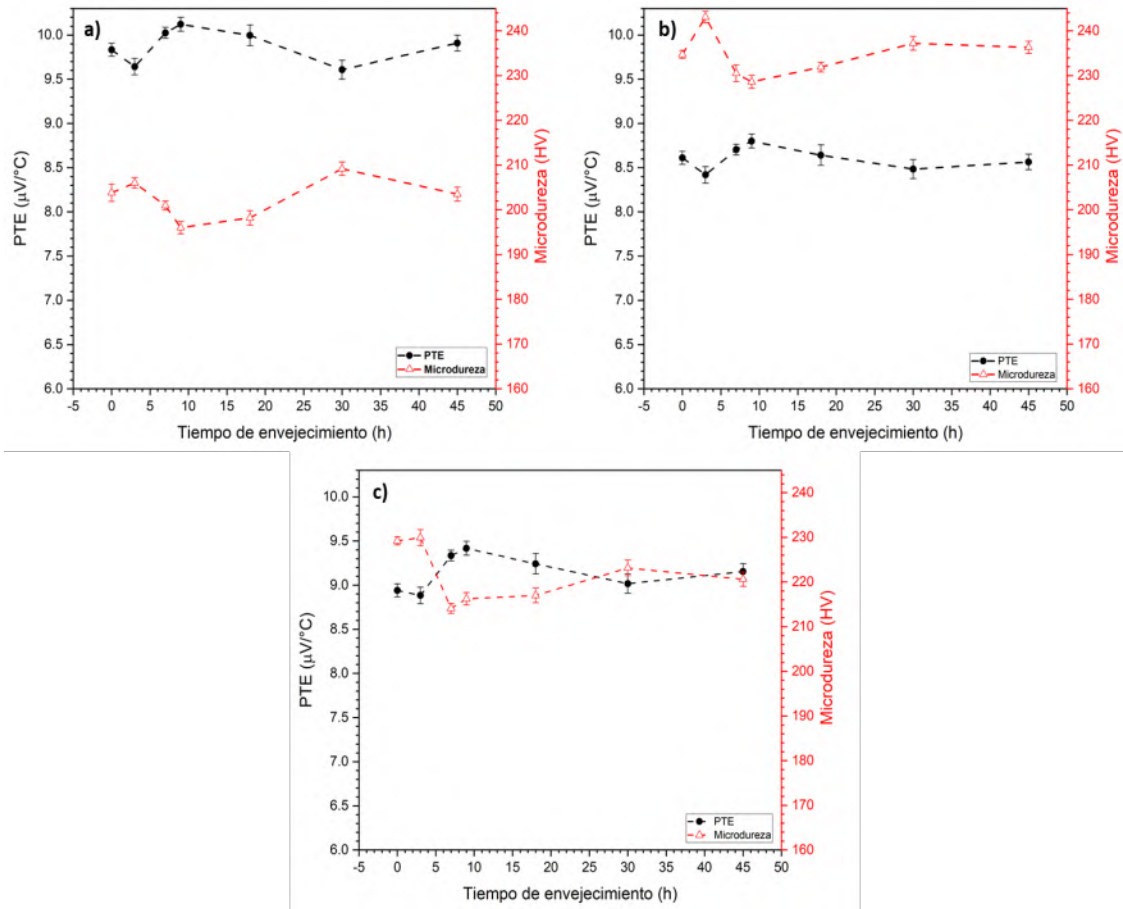
#### 4.4 Relación estadística PTE-microdureza

Al comparar los resultados del PTE con los resultados de microdureza, se observa un comportamiento opuesto entre ambas propiedades en las tres regiones microestructurales como se observa en las Figuras 4.18 y 4.19.

La microdureza aumenta cuando existe alta densidad de precipitados coherentes que obstaculizan el movimiento de dislocaciones, sin embargo, esos mismos precipitados y los campos de deformación asociados incrementan la dispersión electrónica. Cuando aumenta la dispersión electrónica (mayor resistencia al movimiento de portadores de carga), el comportamiento termoeléctrico se modifica en sentido opuesto al endurecimiento mecánico. La relación opuesta entre la microdureza y el PTE se confirmó estadísticamente utilizando el coeficiente de correlación de Pearson ( $r$ ) como se muestra en la siguiente expresión:

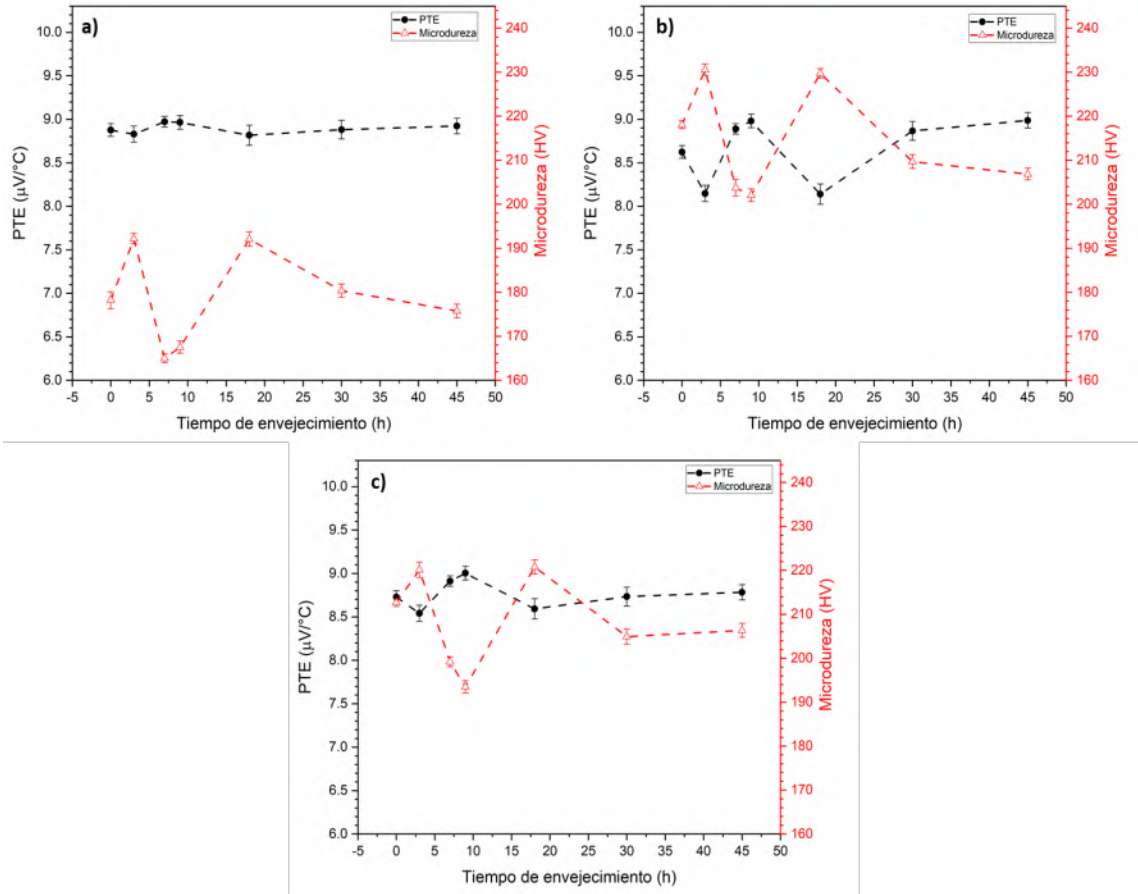
$$r = \frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})(y_i - \bar{y})}{\sqrt{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \sqrt{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}} \quad (4.1)$$

Donde  $x_i$  y  $y_i$  representan la variable independiente y la variable dependiente aleatoria respectivamente, mientras que  $\bar{x}$  y  $\bar{y}$  representan sus valores promedio [76].



**Figura 4.18.** Comparación de los valores del PTE y la microdureza medidos durante el envejecimiento de la unión soldada API X60 a 300 °C; a) BM; b) ZF; c) ZAT.

El coeficiente de correlación de Pearson expresa que tan bien la variable dependiente determina a la variable independiente; para este caso, el coeficiente de correlación determina la relación numérica entre la microdureza y el PTE. Cuando el coeficiente de Pearson es positivo, existe una correlación directa entre las variables (si una incrementa, también lo hace la otra), y si el coeficiente es igual a 1 existe una relación completamente positiva, es decir una variable explica a la otra perfectamente. Por el otro lado, cuando el coeficiente de Pearson es negativo, existe una correlación negativa entre variables (si una incrementa, la otra disminuye). Cuando el coeficiente es -1 hay una correlación completamente negativa. Finalmente, Si el coeficiente de Pearson es igual o se acerca al 0 no existe correlación.



**Figura 4.19.** Comparación de los valores del PTE y la microdureza medidos durante el envejecimiento de la unión soldada API X65 a 300 °C; a) BM; b) ZF; c) ZAT.

La Figura 4.20 muestra el cambio en el coeficiente de Pearson para la correlación entre la microdureza y el PTE en las tres principales zonas de análisis en el acero X60. Se determina que al incrementar la temperatura de la punta caliente en la técnica de medición del PTE, el coeficiente de Pearson tiende a ser más negativo aproximándose a -1. Por lo tanto, la sensibilidad de la técnica se incrementa. Por otro lado, la Figura 4.21, muestra un análisis similar hecho a la unión soldada X65. De igual forma, fue determinado que la técnica no destructiva mejoraba su sensibilidad con la temperatura de 70°C de la punta caliente.

Esta relación negativa con un alto coeficiente de Pearson permitió la construcción de ecuaciones para predecir la dureza de las tres principales zonas de la unión soldada en aceros X60 y X65.

Las ecuaciones obedecen la forma  $y_i = mx_i + b$ , donde  $m$  representa la pendiente y  $b$  la ordenada al origen. Las ecuaciones matemáticas fueron obtenidas por regresión lineal y el

método de mínimos cuadrados, mostrando pendientes negativas, los cuales indican una relación opuesta entre el PTE y la microdureza; en otras palabras un incremento en la microdureza produce una caída en el PTE y viceversa. Cada expresión matemática ayuda a predecir la microdureza a través de la medición del PTE mediante una técnica de evaluación no destructiva en las tres principales microestructuras de las uniones soldadas estudiadas (BM, HAZ, FZ).

$$(HV-BM X60)_{T=70^{\circ}C} = -675.6(PTE) + 6295.9 \quad (4.2)$$

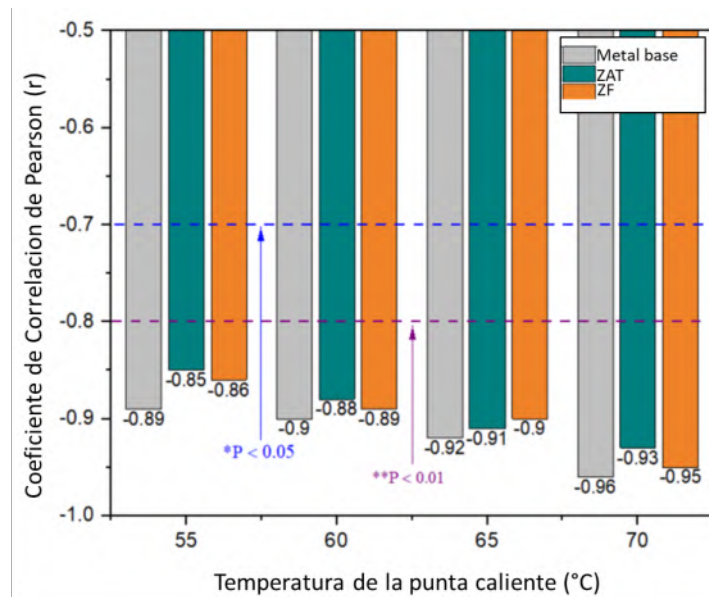
$$(HV-HAZ X60)_{T=70^{\circ}C} = -179.9(PTE) + 1836.7 \quad (4.3)$$

$$(HV-FZ X60)_{T=70^{\circ}C} = -36.257(PTE) + 546.550 \quad (4.4)$$

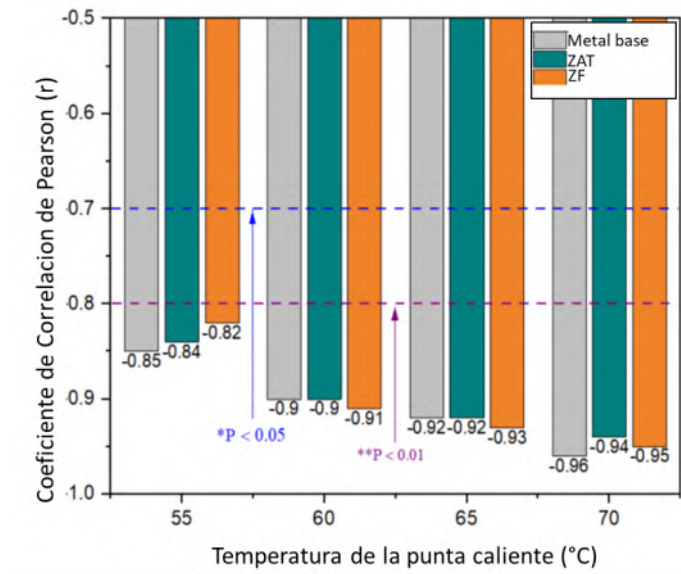
$$(HV-BM X65)_{T=70^{\circ}C} = -171.33(PTE) + 1702.63 \quad (4.5)$$

$$(HV-HAZ X65)_{T=70^{\circ}C} = -61.005(PTE) + 172.374 \quad (4.6)$$

$$(HV-FZ X65)_{T=70^{\circ}C} = -31.25(PTE) + 485.08 \quad (4.7)$$



**Figura 4.20.** Variación del coeficiente de correlación de Pearson entre la microdureza Vickers y el PTE a diferentes temperaturas de la punta caliente en las tres principales microestructuras de la unión soldada X60.



**Figura 4.21.** Variación del coeficiente de correlación de Pearson entre la microdureza Vickers y el PTE a diferentes temperaturas de la punta caliente en las tres principales microestructuras de la unión soldada X65.

#### 4.5 Conductividad eléctrica medida mediante corrientes de Eddy.

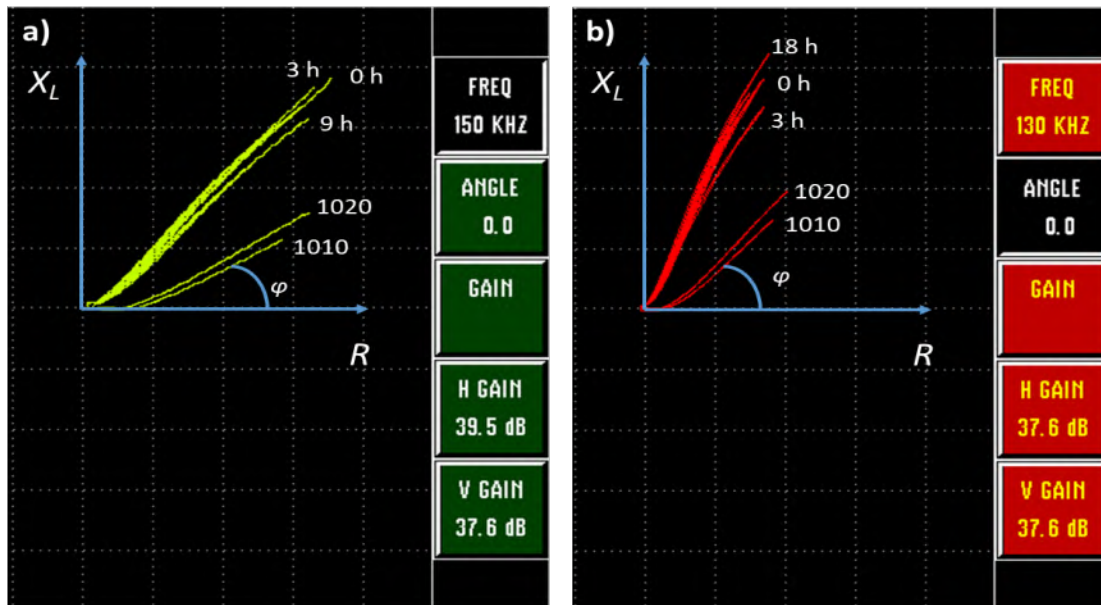
Una de las formas más utilizadas para la inspección mediante corrientes de Eddy es el análisis del plano de impedancia, el cual permite descomponer la respuesta electromagnética en dos componentes ortogonales: la resistencia óhmica ( $R$ ) y la reactancia inductiva ( $X_L$ ). La resistencia representa la oposición real al flujo de corriente eléctrica y está directamente relacionada con la conductividad eléctrica del material. Por su parte, la reactancia inductiva corresponde a la componente imaginaria asociada al almacenamiento temporal de energía en el campo magnético generado por la bobina excitadora.

El ángulo de fase constituye un parámetro particularmente sensible a variaciones en la conductividad eléctrica, ya que cualquier modificación en  $R$  altera la relación entre la componente resistiva e inductiva. Este ángulo se determina por la relación:

$$\phi = \tan^{-1} \left( \frac{X_L}{R} \right) \quad (4.8)$$

El seguimiento del ángulo de fase en el plano de impedancia permite evaluar de manera cualitativa cambios en la conductividad eléctrica asociados a transformaciones microestructurales. La Figura 4.22 muestra la variación del ángulo de fase correspondiente

al MB de las uniones soldadas API X60 y API X65 bajo diferentes condiciones de envejecimiento.



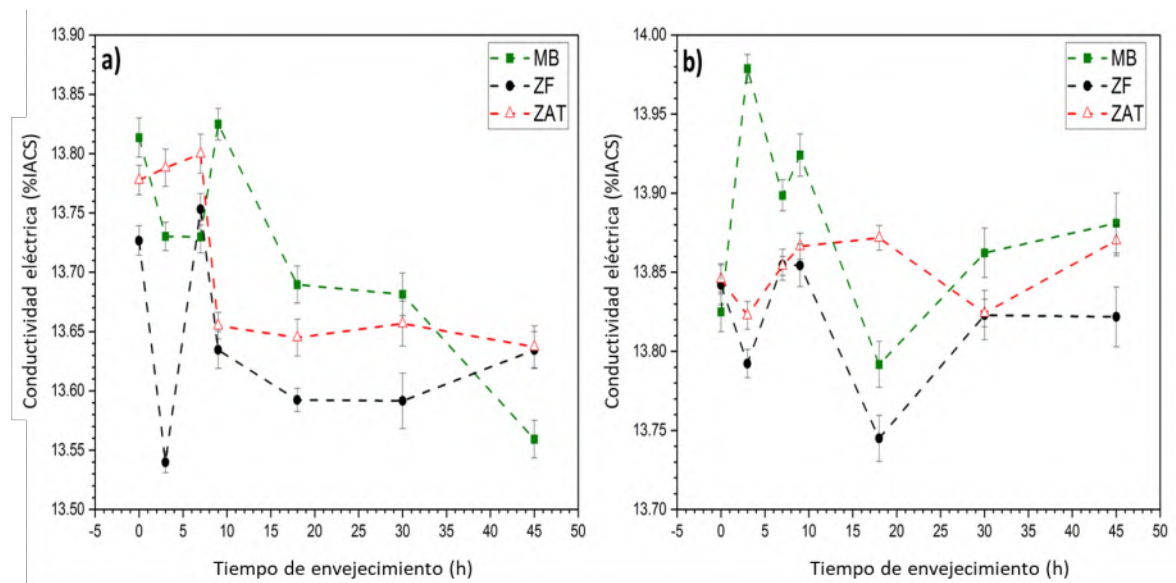
**Figura 4.22.** Plano de impedancia para las uniones soldadas envejecidas a 300 °C por distintos periodos de tiempo: a) Unión soldada API X60; b) Unión soldada API X65.

Aunque las variaciones observadas son relativamente pequeñas en magnitud absoluta, estas son consistentes y reproducibles, lo que confirma la sensibilidad de la técnica a cambios microestructurales inducidos por el tratamiento térmico.

Para la inspección por corrientes de Eddy en la unión soldada API X60 se empleó una frecuencia de 150 KHz, un ángulo de referencia de 0°, una ganancia vertical de 37.6 dB y una ganancia horizontal de 39.5 dB, mientras que para la inspección de la unión soldada API X65 se empleó una frecuencia de 130 KHz, un ángulo de referencia de 0°, una ganancia vertical y horizontal de 37.6 dB. Mediante el procesamiento de las imágenes obtenidas del plano de impedancia es posible conocer el ángulo de fase correspondiente a cada condición de envejecimiento, conociendo la conductividad eléctrica y el ángulo de fase de materiales de referencia (acero 100, acero 1020) es posible calcular mediante relaciones matemáticas el valor de la conductividad eléctrica correspondiente a cada condición de envejecimiento. Los resultados de la variación de la conductividad eléctrica con respecto al tiempo de envejecimiento en las tres principales microestructuras de las uniones soldadas se muestra en

la Figura 4.23. Los resultados para ambas uniones soldadas no muestran una tendencia bien definida para el MB y la ZF de ambas uniones la conductividad eléctrica tiende a decaer en las primeras horas de envejecimiento y posteriormente tienden a incrementar, este comportamiento es debido a las etapas del envejecimiento, primero la precipitación de partículas finas durante las primeras horas de tratamiento térmico hasta alcanzar el pico de envejecimiento, la precipitación de estas partículas genera un incremento en la dispersión electrónica disminuyendo la conductividad eléctrica. Posteriormente en la etapa de sobre-envejecimiento la conductividad eléctrica tiende a recuperarse debido a una disminución neta en la resistividad eléctrica causada por el crecimiento de los precipitados, la reducción de partículas finas y la reducción de átomos en solución sólida.

El comportamiento de la conductividad eléctrica en la ZAT es más aleatorio no pudiéndose explicar mediante los cambios generados por el envejecimiento artificial.



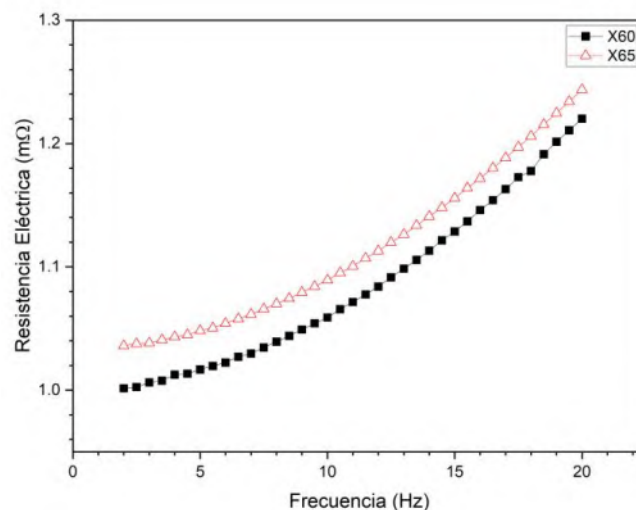
**Figura 4.23.** Evolución de la conductividad eléctrica (% IACS) con respecto al tiempo de envejecimiento medida mediante corrientes de Eddy: a) unión soldada API X60; b) unión soldada API X65.

Al llevar a cabo una comparación estadística entre la conductividad eléctrica obtenida mediante corrientes de Eddy y la microdureza los valores del coeficiente de correlación de Pearson mostraron una correlación no significativa. Indicando que aunque la técnica de corrientes de Eddy resulto ser sensible a los cambios provocados por el envejecimiento

artificial, no es lo suficientemente sensible para predecir el efecto del envejecimiento en la ductilidad del material.

#### 4.6 Efecto del envejecimiento en la conductividad eléctrica medida mediante ACPD.

Para garantizar la confiabilidad de las mediciones de caída de potencial por corriente alterna, es indispensable operar en un rango de frecuencias donde la influencia de la permeabilidad magnética relativa del material no distorsione significativamente la respuesta eléctrica medida. Las mediciones preliminares de resistencia eléctrica realizadas a diferentes frecuencias (Figura 4.24) muestran que en el intervalo de 2 a 5 Hz la resistencia eléctrica permanece prácticamente constante. Este comportamiento indica que, en ese rango la contribución inductiva asociada a la permeabilidad magnética es mínima, el efecto skin es despreciable debido a la baja frecuencia y la corriente penetra de manera cuasi-uniforme en el espesor inspeccionado. Por lo tanto, el sistema se comporta predominantemente de manera resistiva, permitiendo que las variaciones registradas estén directamente asociadas a cambios en la conductividad eléctrica del material. Con base en este análisis, se seleccionó una frecuencia de 4 Hz, la cual garantiza estabilidad de medición, baja influencia de la permeabilidad, mayor profundidad efectiva de inspección y alta repetibilidad experimental.



**Figura 4.24.** Curvas de resistencia eléctrica contra frecuencia de corriente para el metal base de ambas uniones soldadas.

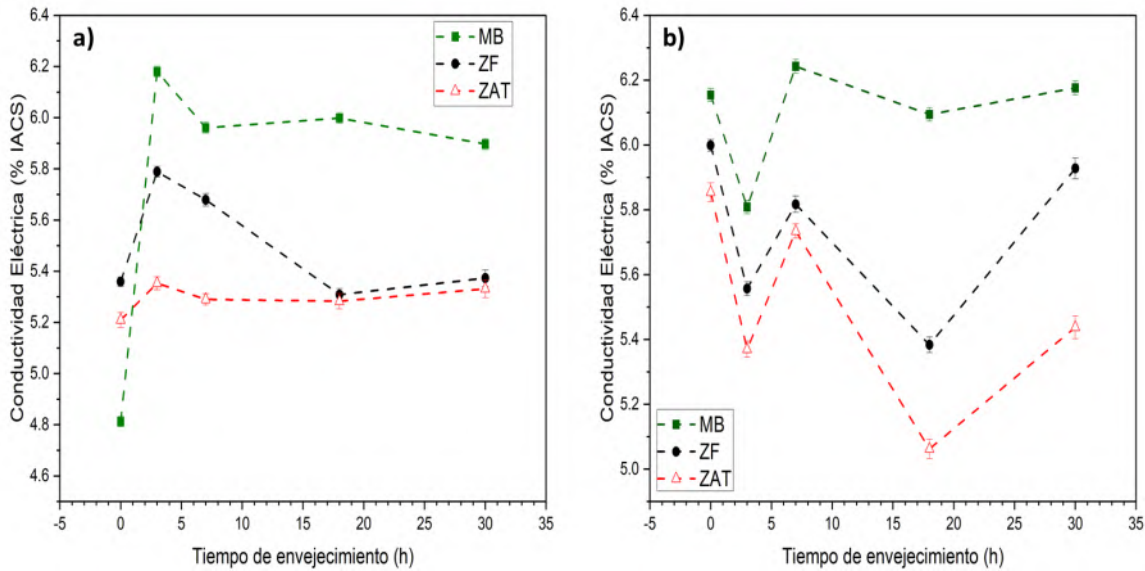
Las variaciones de la conductividad eléctrica medida mediante la técnica ACPD se muestran en la Figura 4.25. La conductividad eléctrica en la unión soldada X60 (Figura 4.25a) se incrementa en las primeras horas de envejecimiento (3h) y posteriormente tiende a decrecer. Este comportamiento puede explicarse mediante la cinética de precipitación. Durante las primeras horas se produce precipitación fina, disminuye la concentración de soluto en solución sólida, se reduce la dispersión electrónica por átomos sustituciones y en consecuencia, aumenta la movilidad electrónica y la conductividad eléctrica. En etapas posteriores los precipitados crecen, se incrementa la dispersión electrónica, aumenta la densidad de obstáculos para el transporte electrónico.

A diferencia del comportamiento observado en la unión API X60, la unión soldada API X65 presenta una tendencia no monótona: la conductividad eléctrica disminuye durante las primeras horas de envejecimiento y posteriormente comienza a incrementar conforme aumenta el tiempo de tratamiento térmico (Figura 4.25b). Este comportamiento se puede explicar desde el punto de vista del transporte electrónico, el proceso de precipitación dentro de las primeras horas de envejecimiento genera distorsión local en la red cristalina, un incremento en la dispersión electrónica y un aumento en la resistividad eléctrica. En esta etapa inicial domina el efecto de dispersión electrónica asociada a la alta densidad de núcleos finos, elevada coherencia interfacial y alta densidad de campos de deformación. Como resultado, la contribución de dispersión supera temporalmente el efecto de limpieza de solución sólida, provocando la disminución inicial de la conductividad observada experimentalmente. Este fenómeno es consistente con la regla de Matthiessen, donde la resistividad ( $\rho_{total}$ ) total puede expresarse como:

$$\rho_{total} = \rho_{red} + \rho_{soluto} + \rho_{precipitados} + \rho_{defectos} \quad (4.9)$$

En esta etapa, el término  $\rho_{precipitados}$  aumenta más rápido de lo que disminuye  $\rho_{soluto}$  generando un incremento neto de resistividad.

Posteriormente, el crecimiento y pérdida parcial de coherencia de los precipitados, junto con la reducción de soluto en solución sólida, provocan una recuperación progresiva de la conductividad.



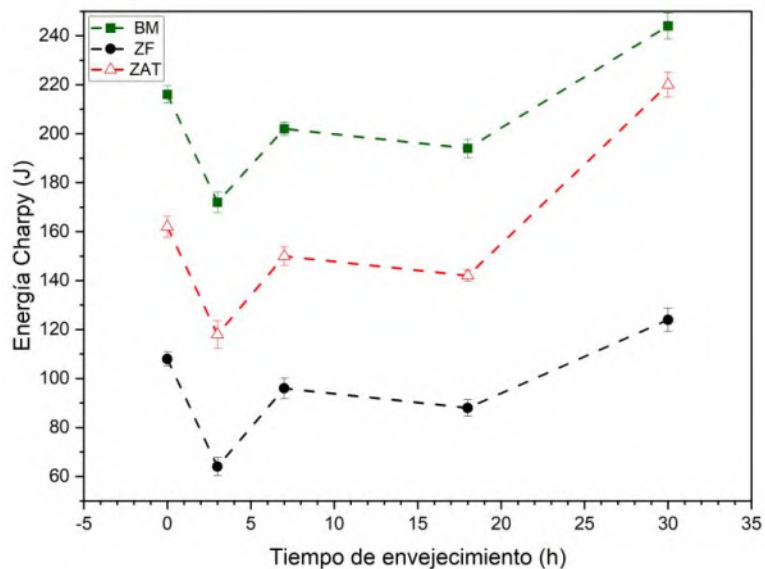
**Figura 4.25.** Evolución de la conductividad eléctrica (% IACS) con respecto al tiempo de envejecimiento medida mediante ACPD: a) unión soldada API X60; b) unión soldada API X65.

#### 4.7 Prueba de impacto Charpy

La fluctuación de la energía absorbida de Charpy como función del tiempo de envejecimiento a 300 °C para las tres principales microestructuras de la unión soldada API X65 se presenta en la Figura 4.26. Se puede observar que a las 3 h de envejecimiento se obtuvieron los valores mínimos de energía absorbida en las tres microestructuras. Esta disminución en la energía absorbida corresponde al pico de envejecimiento donde ocurre el endurecimiento por precipitación. Para los tiempos de envejecimiento posteriores se observa un incremento en la energía absorbida seguido de un decaimiento en los valores de energía absorbida en las tres microestructuras. Este comportamiento es característico del proceso de sobre-envejecimiento, donde el engrosamiento excesivo de precipitados conlleva a una degradación de las propiedades mecánicas [117].

Una comparación de la energía absorbida de Charpy entre las tres principales microestructuras revela distintos tipos de fractura. La ZF exhibe los valores más bajos de energía absorbida (mín. 64 J), lo cual es atribuido principalmente a su microestructura de ferrita gruesa, reduciendo su resistencia a la propagación de grietas. El MB muestra los valores más altos de energía absorbida (máx. 244 J), como resultado de su microestructura

de ferrita fina la cual incrementa su resistencia e impide la propagación de grietas. La ZAT muestra valores intermedios de energía absorbida no tal alto como el MB. Esta reducción está ligada al tamaño de grano mayor en la ZAT el cual disminuye su resistencia a la fractura. Estos resultados enfatizan la influencia significativa del tamaño de grano y la evolución microestructural con la resistencia al impacto de las uniones soldadas, microestructuras de grano fino muestran mejor resistencia al impacto, mientras que microestructuras de grano grueso incrementan la fragilidad del material.



**Figura 4.26.** Energía de Charpy absorbida vs tiempo de envejecido para las tres principales microestructuras de la unión soldada API X65.

#### 4.8 Análisis de la fractura.

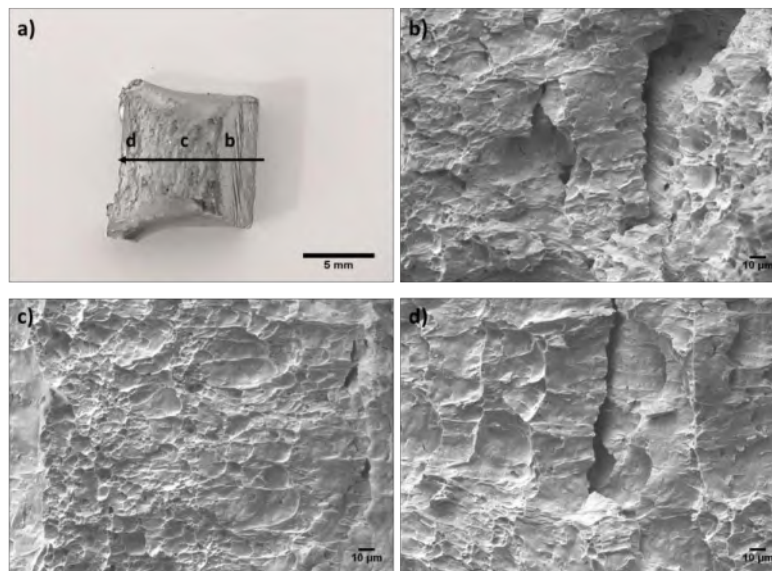
Ninguno de los especímenes sometidos a la prueba de impacto Charpy fracturo por completo, sin embargo si exhibieron una gran deformación en la zona de impacto. Este comportamiento indica una alta ductilidad para este tipo de unión soldada.

Los cambios en la energía de Charpy fueron confirmados utilizando análisis fractográfico de las superficies fracturadas en las tres principales zonas de la unión soldada envejecida a 300 ° C. Las superficies del MB y la ZAT exhiben una fractura dúctil con morfología de hoyuelos y redes de micro-hoyuelos los cuales varían en tamaño y cantidad como consecuencia del envejecimiento artificial. Las superficies de la ZF muestran una

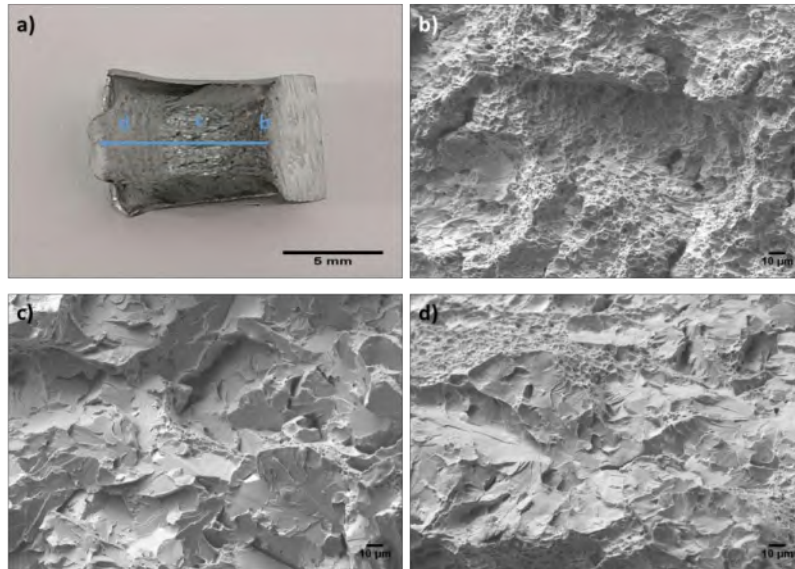
combinación de fractura frágil y dúctil, predominando la fractura frágil en el centro mostrando facetas de clivaje bien definidas.

La Figura 4.27 muestra las fractografías obtenidas del MB previo al tratamiento de envejecido se observa una fractura totalmente dúctil con patrones de hoyuelos bien definidos y alineados en dirección al inicio de la fractura (derecha). Se observa la presencia de microgrietas al inicio y al centro de la fractura (Figuras 4.27b y 4.27c), al final de la fractura (Figura 4.27d) el tamaño de los hoyuelos disminuye y se observa un incremento en la cantidad de micro-huecos.

La Figura 4.28 muestra las fractografías obtenidas en la ZF en condiciones de llegada. La superficie de fractura muestra una combinación de fractura dúctil y frágil. Al inicio de la superficie (Figura 4.28b) puede observarse en su mayoría una fractura del tipo dúctil con una gran concentración de micro-huecos. Al centro de la superficie (Figura 4.28c) puede observarse una fractura frágil con facetas de clivaje bien definidas y patrones de río con una concentración mínima de micro-huecos. Al final de la superficie (Figura 4.28d) se muestra una combinación de fractura dúctil-frágil predominando el clivaje pero con una concentración mayor de micro-huecos. Las características observadas en esta superficie, son típicamente generadas por la precipitación de carburos.



**Figura 4.27.** Imágenes de la fractura por impacto en el material base. a) Superficie general, b-d) fractura dúctil donde se observan patrones de hoyuelos y micro-huecos con distintos tamaños y concentraciones.

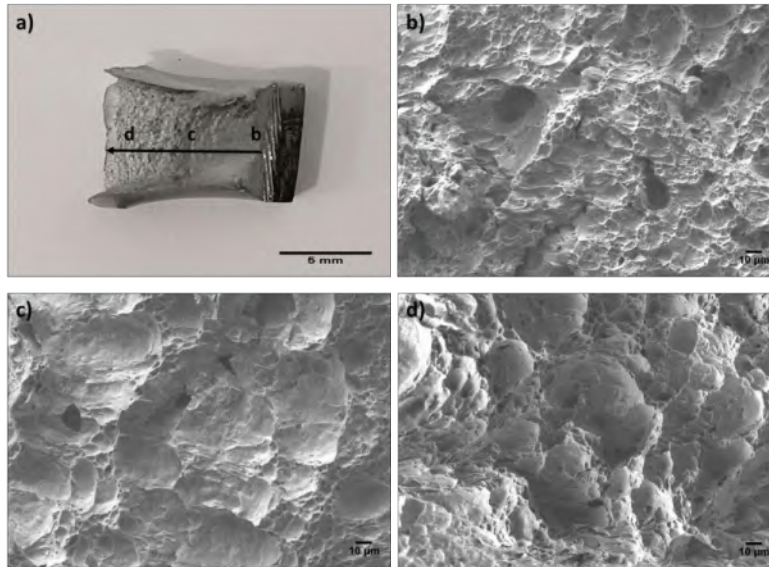


**Figura 4.28.** Imágenes de la fractura por impacto en la zona de fusión. a) Superficie general, b) fractura dúctil donde se observan una alta densidad de micro-huecos, c-d) fractura frágil mostrando patrones de clivaje y micro-huecos en distintas concentraciones.

La superficie de la fractura en la ZAT se observa en la Figura 4.29. La ZAT muestra una fractura del tipo dúctil con patrones de hoyuelos y micro-huecos. Al inicio (Figura 4.29b) de la superficie se observa una fractura con alta concentración de micro-huecos, (Figuras 4.29c y 4.29d) al centro y final de la superficie la cantidad de micro-huecos disminuye predominando la morfología de hoyuelos en la fractura.

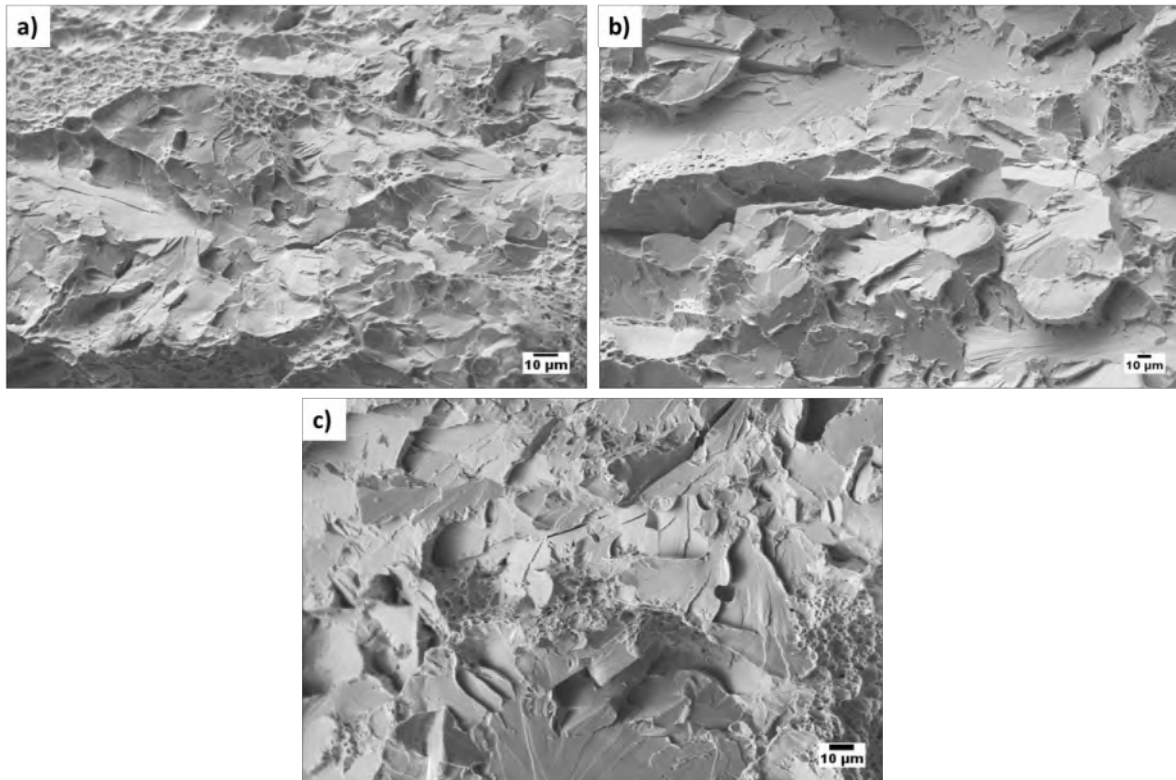
La superficie de la fractura del MB muestra hoyuelos significativamente más grandes que la ZAT lo que indica que el MB absorbió una mayor cantidad de deformación plástica antes de la fractura, esto se ve reflejado en la mayor energía de Charpy absorbida. Las facetas de clivaje presentes en la superficie de la ZF son atribuibles a la mayor dureza en esta zona como se reporta en secciones anteriores lo que indica una menor ductilidad en esta zona.

Los cambios en la energía de Charpy debidos al envejecimiento artificial se pueden observar claramente en las modificaciones que sufre la superficie de la fractura de la unión soldada, siendo la superficie de la ZF la que exhibe los cambios más significativos.



**Figura 4.29.** Imágenes de la fractura por impacto en la zona afectada térmicamente. a) Superficie general, b-d) fractura dúctil donde se observan patrones de hoyuelos y microhuecos con distintos tamaños y concentraciones.

La Figura 4.30 muestra el centro de la fractura de la ZF en diferentes condiciones de envejecido. La Figura 4.30a corresponde a la ZF sin envejecimiento y muestra fractura frágil con patrones de clivaje bien definidos y patrones de río. La figura 4.30b corresponde a la ZF con 3 h de envejecimiento donde se observa una clara reducción en la densidad de microhuecos indicando un decremento en la ductilidad debido a endurecimiento por precipitación. Finalmente, la Figura 4.30c muestra la ZF después de 7 h de envejecimiento donde se puede observar un incremento en la densidad de microhuecos en la superficie lo que corresponde a una ligera recuperación de ductilidad debido al proceso de sobre-envejecimiento.

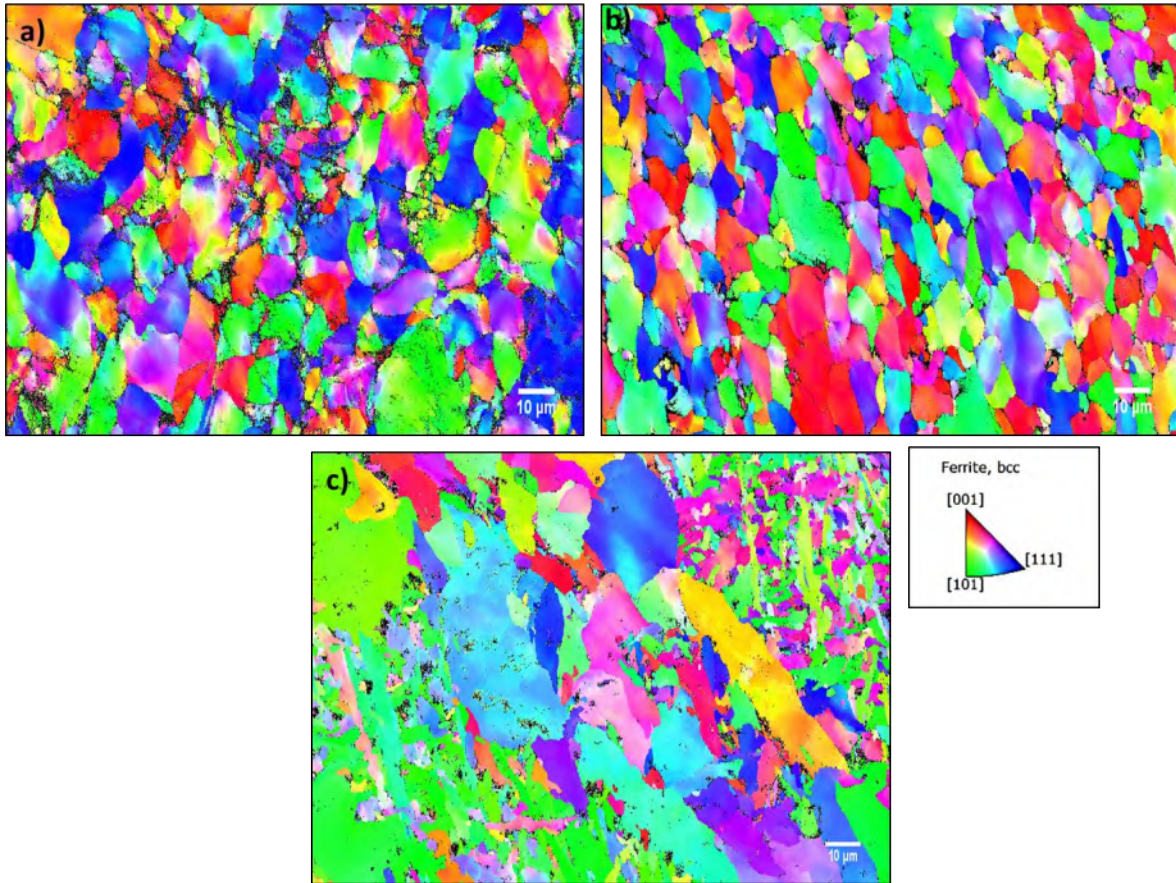


**Figura 4.30.** Imágenes de la fractura por impacto de la ZF a diferentes condiciones de envejecimiento, centro de la fractura donde se aprecia clivaje con diferentes cantidades de microhuecos: a) Sin envejecimiento; b) 3h de envejecimiento a 300°C; c) 7 h de envejecimiento a 300 °C.

#### **4.8.1 Análisis EBSD.**

Los resultados del análisis EBSD de la unión soldada del acero API X65 se muestran en la figura 4.31. La figura de polo inverso (IPF) provee una representación cualitativa de la textura en cada microestructura, cada color corresponde a una orientación cristalográfica específica, como se indica en el triángulo estereográfico anexo [118].

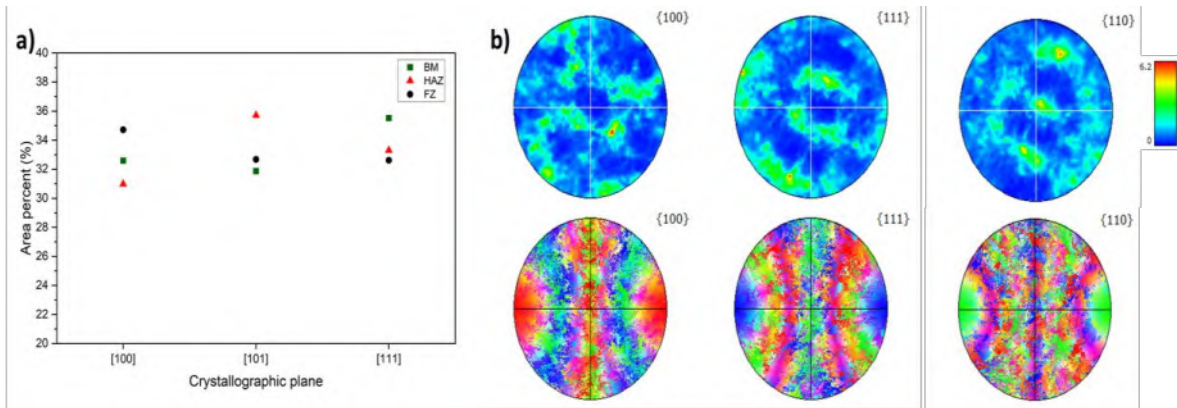
El MB (Figura 4.31a) muestra una mezcla de colores con granos finos equiaxiales característicos de una bien definida microestructura de rollado. La ZAT (Figura 4.31b) muestra granos ligeramente más gruesos e irregulares resultado de una exposición térmica. Esta región muestra también una mayor variación de colores, sugiriendo una menor textura debido a procesos de recrystalización. En contraste, la ZF (Figura 4.31c) exhibe granos gruesos y de morfología columnar con distintos parches de colores uniformes, indicando que existe una orientación preferencial formada durante el proceso de solidificación [119].



**Figura 4.31.** Figuras de Polo Inverso (IPF) de la unión soldada longitudinal del acero para tubería API X65 sin envejecimiento; a) MB; b) ZAT y c) ZF.

De los datos de los mapas IPF se cuantificó la fracción de las direcciones cristalográficas [001], [101] y [111] (Figura 4.32a). La distribución homogénea en la densidad de colores de todos los planos cristalográficos en las tres principales microestructuras revela la ausencia de un plano de textura dominante.

Las figuras de polo discreto (DPF) (Figura 4.32b) del MB confirman este comportamiento, mostrando una distribución uniforme a través de los planos {100}, {101}, y {111}. La distribución homogénea de colores a través de todos los planos cristalográficos sugiere la ausencia de una orientación preferencial, esta característica se observa también en la ZAT y la ZF. Esta distribución uniforme implica que la anisotropía en la textura no tiende a afectar de manera significativa las propiedades mecánicas de la unión soldada [120].



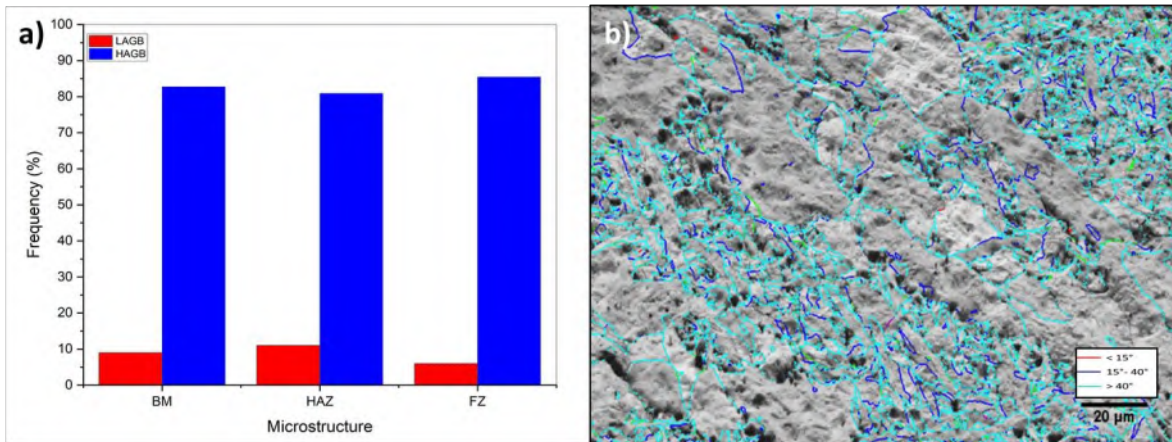
**Figura 4.32.** a) Variación del porcentaje de área en la direcciones [100], [101], [111]; b) Figuras de polo discreto obtenidas del análisis EBSD del MB sin envejecimiento.

La orientación de las fronteras de grano afecta significativamente las propiedades mecánicas, los mecanismo de fractura y el comportamiento a la deformación de las aleaciones metálicas. Las fronteras de grano de ángulo bajo (LAGBs) (desorientación  $<15^\circ$ ) actúan como barreras al movimiento de dislocaciones, permitiendo deformación plástica localizada. Las fronteras de grano de ángulo alto (HAGBs) (desorientación  $\geq 15^\circ$ ) evitan la propagación de grietas y el movimiento de dislocaciones, contribuyendo a la resistencia del material.

La distribución de la desorientación de las fronteras de grano en las tres microestructuras estudiadas se muestra en la Figura 4.33a, indicando la predominación de fronteras de grano con ángulo alto en las tres regiones de la unión soldada. Esto se confirma en la Figura 4.33b, que ilustra la desorientación de las fronteras de grano en la ZF, donde se aprecia la dominancia de las HAGBs [121].

A pesar de la alta densidad de HAGB en las tres microestructuras de la unión soldada, su efecto en el comportamiento a la fractura varía. En el MB y la ZAT, el tamaño fino de los granos de ferrita y la presencia de HAGBs contribuyen a una fractura dúctil ya que este tipo de fronteras incrementan la resistencia a la propagación de grietas mientras que permiten la deformación plástica.

Por otro lado, en la ZF, a pesar de la alta densidad de HAGBs, el tamaño de grano grueso y el proceso de envejecimiento promueven una fractura frágil. Esto es debido al debilitamiento de las fronteras de grano debido a la precipitación, lo cual reduce la habilidad del material a soportar deformación plástica antes de su fractura.



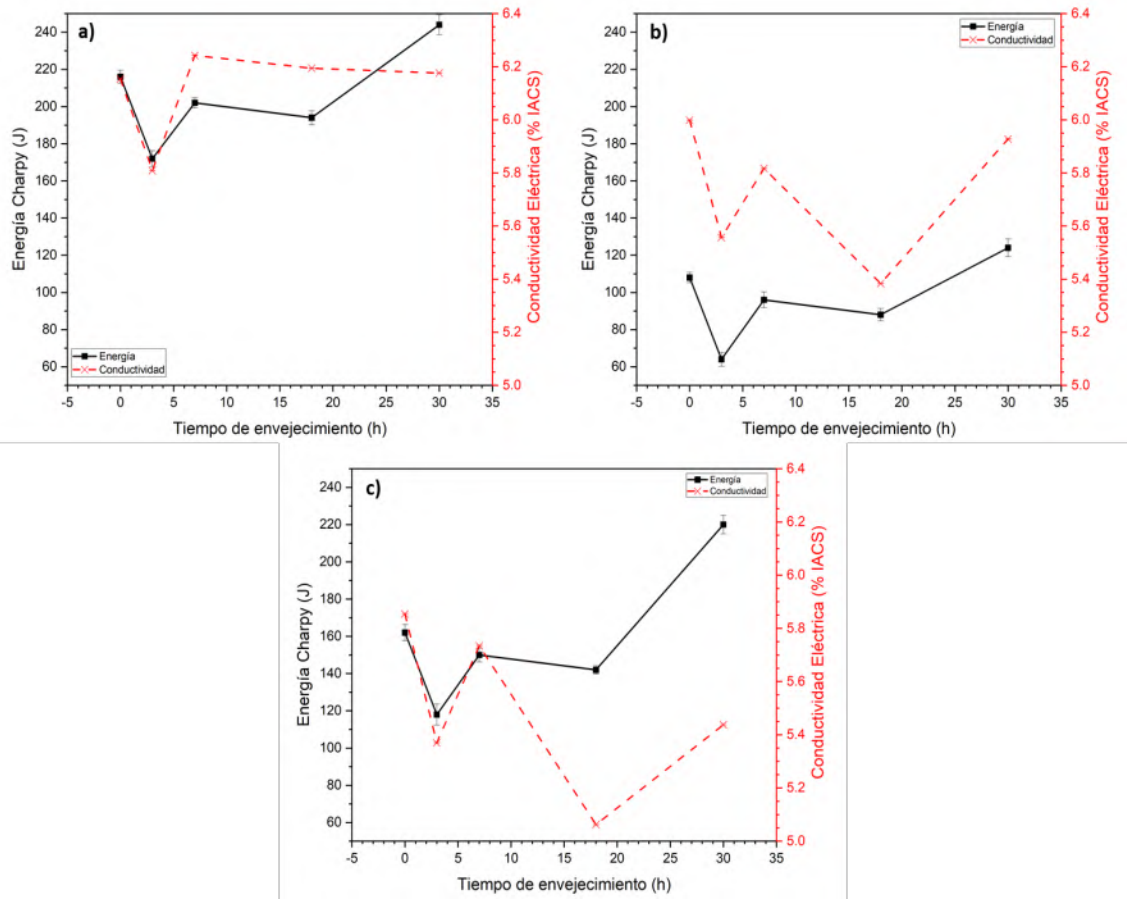
**Figura 4.33.** Ángulo de desorientación de las fronteras de grano. a) Histograma de los ángulos de desorientación en las tres microestructuras de la unión soldada; b) ángulos de desorientación del límite de grano en la ZF.

#### 4.9 Relación conductividad eléctrica (ACPD) y energía absorbida de Charpy para el acero API X65.

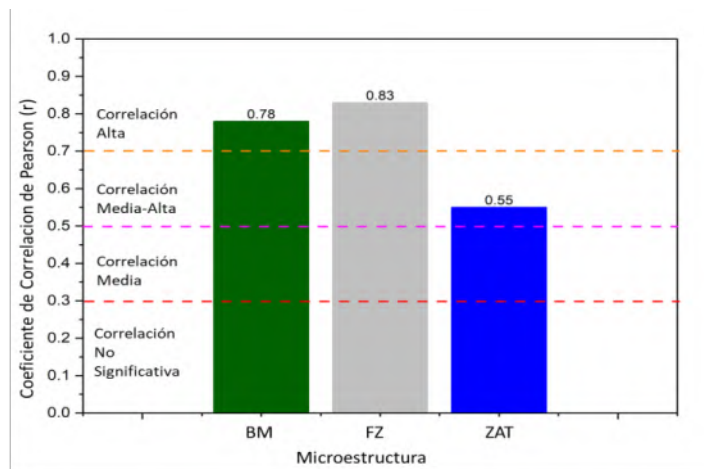
Al comparar los resultados de energía absorbida de Charpy y los valores de conductividad eléctrica para la unión soldada API X65 se puede observar una relación directa como se muestra en la Figura 4.34. Esto sugiere que los mismos mecanismos microestructurales que gobiernan el proceso de envejecimiento simultáneamente tienen influencia en la ductilidad y la conductividad eléctrica del material.

De igual forma que el PTE y la microdureza, la energía absorbida de Charpy y la conductividad eléctrica se compararon mediante el coeficiente de correlación de Pearson ( $r$ ). La Figura 4.35 ilustra la correlación entre la energía absorbida de Charpy y la conductividad eléctrica a través de las tres principales microestructuras de la unión soldada. El valor positivo del coeficiente de correlación de Pearson confirma una fuerte correlación estadística, demostrando que variaciones en la conductividad eléctrica pueden indicar de manera confiable cambios en la energía absorbida de Charpy debidos a un proceso de envejecimiento.

La técnica no destructiva de ACPD demostró ser sensible a la detección de cambios microestructurales que tienen influencia en la ductilidad del acero API X65.



**Figura 4.34.** Comparación entre la energía de Charpy y la conductividad eléctrica durante el proceso de envejecimiento de la unión soldada API X65; a) MB; b) ZF y c) ZAT.



**Figura 4.35.** Coeficiente de correlación Pearson entre la energía de Charpy y la conductividad eléctrica en las tres principales microestructuras de la unión soldada API X65.

Además, el análisis estadístico permitió el desarrollo de modelos de correlación para la predicción de la energía de Charpy basados en la conductividad eléctrica de las tres principales microestructuras de la unión soldada:

$$\text{Energía de Charpy (BM)} = 95.932(\% IACS) - 381.04 \quad (4.10)$$

$$\text{Energía de Charpy (ZAT)} = 63.564(\% IACS) - 268.64 \quad (4.11)$$

$$\text{Energía de Charpy (ZF)} = 11.526(\% IACS) + 94.183 \quad (4.12)$$

## CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

- La microscopía óptica permitió identificar claramente las tres regiones características de las uniones soldadas (MB, ZAT, ZF). No se observaron cambios morfológicos significativos en las microestructuras tras el envejecimiento artificial a 300°C, lo que indica que las transformaciones inducidas por el tratamiento térmico ocurren principalmente a escala submicrométrica o nanométrica.
- El análisis MEB permitió identificar precipitados del tipo (Ti, Nb)(C,N), NbC y TiC tanto en el metal base como la ZF, localizados en los límites de grano y dentro de los granos de ferrita. Estos precipitados son responsables del endurecimiento por precipitación.
- Los resultados microestructurales respaldan el comportamiento no monótono observado en las propiedades termoeléctricas y eléctricas de las uniones soldadas, ya que la densidad, coherencia y tamaño de los precipitados influyen directamente en la dispersión electrónica.
- Los valores de microdureza Vickers demostraron que ambas uniones soldadas fueron susceptibles al envejecimiento artificial, mostrando un valor máximo a las 3 h de envejecimiento (pico de envejecimiento) seguida de una disminución en sus valores para las tres microestructuras de ambas uniones soldadas (sobre-envejecimiento). Los cambios en la microdureza también indican la presencia de cambios microestructurales aunque no hayan sido observables.
- La técnica de la punta caliente para medir el PTE demostró buena sensibilidad a la detección de cambios microestructurales que modifican la micro-dureza en las tres principales microestructuras de ambas uniones soldadas.
- El PTE mostró una correlación opuesta con la micro-dureza Vickers, esto indica que los factores que benefician las propiedades mecánicas del material afectan negativamente el PTE del material.
- El análisis estadístico mediante el coeficiente de correlación de Pearson demostró que la sensibilidad de la técnica del PTE a detectar cambios microestructurales provocados por el envejecimiento artificial aumenta al incrementar la temperatura de la punta caliente.

- Aplicando un mayor gradiente térmico entre las puntas de referencia y el material se incrementa el flujo de portadores de carga desde el extremo caliente al extremo frío, esto incrementa la interacción de los electrones con la microestructura mejorando la detección de cambios microestructurales más pequeños.
- Las expresiones matemáticas obtenidas de la correlación del PTE y la micro-dureza sientan las bases para predecir el tiempo de vida remanente de los aceros para tubería API X60 y X65.
- La técnica de corrientes de Eddy permitió estimar cuantitativamente la conductividad eléctrica de las uniones soldadas analizando el plano de impedancia. Aunque las variaciones del ángulo de fase fueron pequeñas en magnitud absoluta, fueron consistentes y reproducibles, confirmando la sensibilidad de la técnica a la detección de cambios microestructurales.
- A pesar de ser sensible a la detección de cambios microestructurales en las uniones soldadas de aceros API, la técnica de corrientes de Eddy no resultó ser lo suficientemente sensible para predecir las propiedades mecánicas como la micro-dureza que están íntimamente relacionadas con el proceso de envejecimiento y la vida remanente de los aceros para tubería.
- En la técnica de ACPD la selección de una frecuencia de 4 Hz permitió minimizar la influencia de la permeabilidad magnética y garantizar que las variaciones de la conductividad eléctrica registradas estuvieran asociadas principalmente a cambios microestructurales.
- La técnica ACPD demostró alta sensibilidad a etapas tempranas de nucleación de precipitados, evidenciando su potencial como herramienta de monitoreo no destructivo del envejecimiento en aceros API.
- Los resultados de impacto Charpy demostraron una disminución de la energía absorbida en las primeras etapas del envejecimiento. Atribuida al endurecimiento por precipitación, seguida de una ligera recuperación debido a los efectos del sobre-envejecimiento. La ZF presentó la menor tenacidad mientras que el MB mostró una resistencia al impacto superior. Lo que pone de manifiesto la influencia del tamaño de grano y la homogeneidad microestructural.

- El análisis de las superficies de fractura revela una combinación de fractura dúctil y fractura frágil en la ZF, incrementándose la superficie de fractura frágil al incrementar el tiempo de envejecimiento. El MB muestran fractura frágil con una variación en el tamaño de los hoyuelos y la densidad de los micro-huecos dependiendo del tiempo de envejecimiento.
- Los resultados EBSD demuestran que el comportamiento mecánico de la unión soldada API X65 no está gobernado por una textura cristalográfica dominante, sino por la interacción entre tamaño de grano, naturaleza de las fronteras y fenómenos de precipitación inducidos por el tratamiento térmico. Esto confirma que la integridad estructural de la unión soldada depende principalmente de la estabilidad microestructural local más que de efectos de anisotropía global.
- El análisis estadístico entre la conductividad eléctrica obtenida mediante la técnica ACPD y la energía de Charpy confirmó un fuerte coeficiente de correlación de Pearson positivo, lo que respalda la viabilidad de la técnica ACPD como herramienta de monitoreo no destructivo para la evaluación del envejecimiento en uniones soldadas.
- Este estudio subraya la importancia de monitorear los efectos del envejecimiento en las uniones soldadas de aceros para tubería API 5L X60 y X65 para prevenir fallas prematuras durante el servicio. El monitoreo de los cambios en el potencial termoeléctrico o la conductividad eléctrica a lo largo del tiempo mediante una técnica de inspección no destructiva, como la punta caliente o ACPD, puede indicar cuando comienzan a degradarse las propiedades mecánicas de la unión soldada, lo que permite programar el mantenimiento antes de que se produzca una falla catastrófica.

## REFERENCIAS

- [1] Bott, I. de S., Vieira, A. A. H., de Souza, L. F. G., & Rios, P. R. (2010). Microstructural evaluation of API 5L X80 pipeline steels submitted to different cooling rates. *Materials Science Forum*, 638–642, 3146–3151. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.638-642.3146>
- [2] American Petroleum Institute. (2018). *Specification for line pipe (API Specification 5L, 46th ed.)*. American Petroleum Institute.
- [3] ASM International. (2010). *ASM handbook: Volume 1—Properties and selection: Irons, steels, and high-performance alloys*. ASM International.
- [4] Godefroid, L. B., Faria, G. L., & Cândido, L. C. (2017). Microstructural aspects and mechanical behavior of API 5L steels. *Materials Research*, 20(2), 350–358. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-0674>
- [5] Velázquez, J., Hernández-Huerta, J., Díaz-Cruz, M., Hernández-Sánchez, E., Cervantes-Tobón, A., Capula-Colindres, S., & Cabrera-Sierra, R. (2023). Study on the influence of non-metallic inclusions on the pitting corrosion of API 5L X60 steel. *Coatings*, 13, 1040. <https://doi.org/10.3390/coatings13061040>
- [6] Lobanov, M. L., Khotinov, V. A., Urtsev, V. N., Danilov, S. V., Urtsev, N. V., Platov, S. I., & Stepanov, S. I. (2022). Tensile deformation and fracture behavior of API 5L X70 line pipe steel. *Materials*, 15(2), 501. <https://doi.org/10.3390/ma15020501>
- [7] Costa, L. M. T., de Melo, G. N., Castro, N. A., & Buschinelli, A. J. de A. (2022). Microstructural characterization of API 5L X65 and X70 steels manufactured by TMCP process. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração*, 19, e2511. <https://doi.org/10.4322/2176-1523.20222511>
- [8] Terán-Méndez, G., Capula-Colindres, S. I., Velázquez, J. C., Angeles-Herrera, D., González-Arévalo, N. E., Torres-Santillán, E., & Cervantes-Tobón, A. (2024). Mechanical characterization of resistance-welded and seamless API 5L X52 pipes: A comparative study. *Coatings*, 14(3), 343. <https://doi.org/10.3390/coatings14030343>
- [9] Toribio, J., González, B., Matos Franco, J. C., & Ayaso, F. J. (2014). Role of the microstructure on the mechanical properties of fully pearlitic eutectoid steels. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 8, 424–430. <https://doi.org/10.3221/IGF-ESIS.30.51>

- [10] Godefroid, L. B., Sena, B. M., & Trindade, V. B. (2017). Evaluation of microstructure and mechanical properties of seamless steel pipes API 5L type obtained by different processes of heat treatments. *Materials Research*, 20(2), 514–522. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-0545>
- [11] Acosta, D. (2010). Microstructure and characterization of API 5L X-52 pipeline steel samples. *Acta Microscopica*, 19.
- [12] Antonino, T., Guimarães, P., Alécio, R., Yadava, Y., & Ferreira, R. (2014). Measurements of the thermophysical properties of the API 5L X80. *Materials Sciences and Applications*, 5, 617–627. <https://doi.org/10.4236/msa.2014.58064>
- [13] Davani, R. K. Z., Ohaeri, E. G., Yadav, S., Szpunar, J. A., Su, J., Gaudet, M., Rashid, M., & Arafin, M. (2024). Crystallographic texture and the mechanical properties of API 5L X70 pipeline steel designated for an arctic environment. *Materials Science and Engineering: A*, 889, 145849. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145849>
- [14] Alcantar-Martínez, L. M., Ruiz-Trabolsi, P. A., Tadeo-Rosas, R., Miranda-Hernández, J. G., Terán-Méndez, G., Velázquez, J. C., & Hernández-Sánchez, E. (2023). Improving the surface properties of an API 5L grade B pipeline steel by applying the boriding process—Part I: Kinetics and layer characterization. *Coatings*, 13(2), 298. <https://doi.org/10.3390/coatings13020298>
- [15] Kohls, D., Gemelli, E., da Silva Filho, L., & Bernardo, M. A. (2020). Susceptibility study to hydrogen embrittlement of welded joints of API 5L X52 steel in sulphide media. *Advanced Materials Research*, 1158, 27–42. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.1158.27>
- [16] Forero Ballesteros, A., da Cunha Ponciano, J. A., & Bott, I. de S. (2010). Study of the susceptibility of API 5L X80 girth welds to sulfide stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement. In *Proceedings of the 8th International Pipeline Conference (IPC2010-31243, pp. 375–380)*. ASME. <https://doi.org/10.1115/IPC2010-31243>
- [17] Giarola, J. M., Avila, J. A., Cintho, O. M., Pinto, H. C., de Oliveira, M. F., & Bose Filho, W. W. (2022). The effect of hydrogen on the fracture toughness of friction-stir welded API 5L X70 pipeline steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 45(10), 3009–3024. <https://doi.org/10.1111/ffe.13799>

- [18] Angeles-Herrera, D., Albiter-Hernández, A., Cuamatzi-Meléndez, R., & Morales-Ramírez, A. (2014). Fracture toughness in the circumferential–longitudinal and circumferential–radial directions of longitudinal weld API 5L X52 pipeline using standard C(T) and nonstandard curved SE(B) specimens. *International Journal of Fracture*, 188, 251–256. <https://doi.org/10.1007/s10704-014-9949-1>
- [19] Angeles-Herrera, D., Albiter-Hernández, A., Cuamatzi-Meléndez, R., & Morales-Ramírez, A. (2017). Influence of non-metallic inclusions on the fracture-toughness properties on the longitudinal welding of an API 5L steel pipeline. *Journal of Testing and Evaluation*, 45(2), 687–694. <https://doi.org/10.1520/JTE20150061>
- [20] Islam, M. A., & Farhat, Z. (2017). Erosion–corrosion mechanism and comparison of erosion–corrosion performance of API steels. *Wear*, 376–377(Part A), 533–541. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.12.058>
- [21] Saoudi, A., Fellah, M., Sedik, A., Lerari, D., Khamouli, F., Atoui, L., & Bachari, K. (2019). Assessment and statistical correlation of mechanical properties of double sided single pass submerged arc welded line pipe steel. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 23, 1–10. <https://doi.org/10.1016/j.jestch.2019.06.006>
- [22] Alipooramirabad, H., Paradowska, A., Nafisi, S., Reid, M., & Ghomashchi, R. (2020). Post-weld heat treatment of API 5L X70 high strength low alloy steel welds. *Materials*, 13(24), 5801. <https://doi.org/10.3390/ma13245801>
- [23] Araujo, B., Maciel, T., Carrasco, J., Vilar, E., & Silva, A. (2013). Evaluation of the diffusivity and susceptibility to hydrogen embrittlement of API 5L X80 steel welded joints. *The International Journal of Multiphysics*, 7(3), 183–196. <https://doi.org/10.1260/1750-9548.7.3.183>
- [24] Faucon, L. E., Boot, T., Riemslog, T., Scott, S. P., Liu, P., & Popovich, V. (2023). Hydrogen-accelerated fatigue of API X60 pipeline steel and its weld. *Metals*, 13(3), 563. <https://doi.org/10.3390/met13030563>
- [25] Silva de Araújo, L. C., Cândido, L. C., Trindade, V. B., & Porcaro, R. R. (2017). Evaluation of the influence of post welding heat treatments on microstructure and mechanical properties of API 5L X70Q weld joints. *Welding International*, 31(4), 251–258. <https://doi.org/10.1080/09507116.2016.1218609>

- [26] Saedi, A. H., Hajjari, E., & Sadrossadat, S. M. (2018). Microstructural characterization and mechanical properties of TIG-welded API 5L X60 HSLA steel and AISI 310S stainless steel dissimilar joints. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49, 5497–5508. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4890-y>
- [27] Nazar, S., Lipiec, S., & Proverbio, E. (2025). FEM modelling of hydrogen embrittlement in API 5L X65 steel for safe hydrogen transportation. *Journal of Materials Science: Materials in Engineering*, 20, 9. <https://doi.org/10.1186/s40712-025-00221-y>
- [28] Figueredo, R. M., de Oliveira, M. C., de Paula, L. J., Acciari, H. A., & Codaro, E. N. (2018). A comparative study of hydrogen-induced cracking resistances of API 5L B and X52MS carbon steels. *International Journal of Corrosion*, 2018, 1604507. <https://doi.org/10.1155/2018/1604507>
- [29] Villavicencio Cevallos, J., Ulloa, N., Lozada, L., Moreno, M., & Castro, L. (2020). The role of non-metallic Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> inclusions, heat treatments and microstructure on the corrosion resistance of an API 5L X42 steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 9, 1–12. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.03.116>
- [30] Mohtadi-Bonab, M. A., Ariza-Echeverri, E. A., & Masoumi, M. (2022). A comparative investigation of the effect of microstructure and crystallographic data on stress-oriented hydrogen induced cracking susceptibility of API 5L X70 pipeline steel. *Metals*, 12(3), 414. <https://doi.org/10.3390/met12030414>
- [31] Smak, R., Votava, J., Lozrt, J., Kumbár, V., Binar, T., & Polcar, A. (2023). Analysis of the degradation of pearlitic steel mechanical properties depending on the stability of the structural phases. *Materials*, 16(2), 518. <https://doi.org/10.3390/ma16020518>
- [32] Vargas-Arista, B., Hallen, J. M., & Albiter, A. (2007). Effect of artificial aging on the microstructure of weldment on API 5L X-52 steel pipe. *Materials Characterization*, 58(8–9), 721–729. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.11.004>
- [33] Kim, D. W., Kim, W. K., Bae, J. H., et al. (2020). Effects of finish rolling temperature and yield ratio on variations in yield strength after pipe-forming of API-X65 line-pipe steels. *Scientific Reports*, 10, 14742. <https://doi.org/10.1038/s41598-020-71729-w>
- [34] Slifka, A. J., Drexler, E. S., Stalheim, D. G., Amaro, R. L., Lauria, D. S., Stevenson, A. E., & Hayden, L. E. (2013). The effect of microstructure on the hydrogen-assisted fatigue of

- pipeline steels. In *Proceedings of the ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference (V06BT06A009)*. ASME. <https://doi.org/10.1115/PVP2013-97217>
- [35] Weglowski, M., Dymek, S., Kopyscianski, M., Niagaj, J., Rykała, J., De Waele, W., & Hertelé, S. (2020). A comprehensive study on the microstructure and mechanical properties of arc girth welded joints of spiral welded high strength API X70 steel pipe. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 20, Article 18. <https://doi.org/10.1007/s43452-020-00018-0>
- [36] Freitas, B. B., Costa, L. R. O., Santos, T. A. A., & Santos, D. S. (2023). Effects of hydrogen in stress triaxiality of API 5L X70 steel. *Materials Research*, 26, e20230111. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2023-0111>
- [37] Cao, Y., Zuo, G., Peng, Y., Zhu, L., Tong, S., Yin, S., & Sun, X. (2025). The effect of strain aging on the microstructure and mechanical properties of steel for reel-lay coiled steel pipelines. *Materials*, 18(15), 3462. <https://doi.org/10.3390/ma18153462>
- [38] Lessa, C., Landell, R., Bergmann, L., dos Santos, J., Kwietniewski, C., Reguly, A., & Klusemann, B. (2020). Two-pass friction stir welding of clad API X65. *Procedia Manufacturing*, 47, 1010–1015. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.04.311>
- [39] Giannini, L., Razavi, N., Alvaro, A., et al. (2024). Embrittlement, degradation, and loss prevention of hydrogen pipelines. *MRS Bulletin*, 49, 464–477. <https://doi.org/10.1557/s43577-024-00695-9>
- [40] Marcomini, J. B., dos Santos, E. A., Sordi, V. L., et al. (2023). Fatigue crack propagation of API 5L X70 steel in a modified simulated fuel-grade ethanol (MSFGE) environment. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 45, 620. <https://doi.org/10.1007/s40430-023-04540-z>
- [41] Bellahcene, T., Capelle, J., Aberkane, M., & Azari, Z. (2011). Effect of hydrogen on mechanical properties of pipeline API 5L X70 steel. *Applied Mechanics and Materials*, 146, 213–225. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.146.213>
- [42] Alcantar-Martínez, L. M., Ruiz-Trabolsi, P. A., Tadeo-Rosas, R., Miranda-Hernández, J. G., Cabrera-Sierra, R., Velázquez, J. C., & Hernández-Sánchez, E. (2023). Improving the surface properties of an API 5L grade B pipeline steel by applying the boriding process—Part II: On the changes in the mechanical properties. *Coatings*, 13(2), 470. <https://doi.org/10.3390/coatings13020470>

- [43] Zhang, Y. (2010). Review of the effect of hydrogen gas on fatigue performance of steels. In *Proceedings of the International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAE2010-20622)*. ASME. <https://doi.org/10.1115/OMAE2010-20622>
- [44] Kumar, P. (2019). Effect of thermal aging on mechanical properties of welded pipeline steels. *Materials Performance and Characterization*, 8(1), 100–112.
- [45] Tavares, S. S. M. (2020). Aging effects on the mechanical behavior of low-carbon welded steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 29(4), 2415–2424.
- [46] Ramírez, R. (2022). Fracture behavior in aged welded joints of API X65 steels. *Revista de Ingeniería de Materiales*, 44(2), 87–95.
- [47] ASTM International. (2018). *ASTM E23-18: Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials*. ASTM International.
- [48] Zhang, D., Liu, X., Yang, Y., Chen, P., Zhang, H., Hou, X., & Zhang, H. (2023). Fracture behavior analysis of X80 pipelines welded joints with unequal wall thickness. *Journal of Constructional Steel Research*. <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2023.108000>
- [49] Díaz-Cruz, M., Velázquez, J. C., González, N., Ruiz, A., Hernández, H., Cervantes-Tobón, A., & Hernández-Sánchez, E. (2023). Study of the effect of isothermal aging on API 5L grade B steel through Charpy energy testing and electrochemical evaluation. *Arabian Journal for Science and Engineering*. <https://doi.org/10.1007/s13369-023-07804-x>
- [50] Inoue, T., Qiu, H., Ueji, R., & Kimura, Y. (2021). Ductile-to-brittle transition and brittle fracture stress of ultrafine-grained low-carbon steel. *Materials*, 14, 1634. <https://doi.org/10.3390/ma14071634>
- [51] Serrano, F., et al. (2022). Impact resistance and fracture mode in aged X65 welded joints. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, 42(3), 140–147.
- [52] Hellier, C. (2003). *Handbook of non-destructive evaluation*. McGraw-Hill.
- [53] Arenas, M., Rocha, T., Angani, C., Ribeiro, A., Ramos, H., Eckstein, C., Rebello, J., & Pereira, G. (2018). Novel austenitic steel ageing classification method using eddy current testing and a support vector machine. *Measurement*, 127, 98–103. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2018.05.101>
- [54] Khan, S., Ali, F., Khan, A., & Iqbal, M. (2008). Eddy current detection of changes in stainless steel after cold reduction. *Computational Materials Science*, 43, 623–628. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.01.034>

- [55] Liu, T., Wang, W., Qiang, W., & Shu, G. (2018). Mechanical properties and eddy current testing of thermally aged Z3CN20.09M cast duplex stainless steel. *Journal of Nuclear Materials*, 501, 1–7. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.01.028>
- [56] Kahrobaee, S., Kashefi, M., & Nateq, M. (2010). Quantitative measuring of pearlite in carbon steels using electromagnetic sensor. *International Journal of ISSI*, 7, 29–32.
- [57] Gómez de León, E. (2009). *Corrientes inducidas nivel II END*. Fundación Confemetal.
- [58] Nappi, C., & Sarnelli, E. (2010). Low-frequency nondestructive analysis of cracks in multilayer structures using a scanning magnetic microscope. *Superconductor Science and Technology*, 23, 095010. <https://doi.org/10.1088/0953-2048/23/9/095010>
- [59] Nagy, P. (1998). *Electromagnetic nondestructive evaluation*. University of Cincinnati.
- [60] Kukla, D., Bałkowiec, A., & Grzywna, P. (2014). Evaluation of microstructural changes of S235 steel after rolling on the basis of microscopic observations and eddy current non-destructive method. *Advances in Materials Science*, 14(4), 40–48. <https://doi.org/10.2478/adms-2014-0020>
- [61] Khan, S. H., Nusair Khan, A., & Mahmood, K. (2010). Evaluation of phase transformation in manganese steels by eddy current method. In *Key Engineering Materials (Vol. 442, pp. 316–321)*. Trans Tech Publications. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.442.316>
- [62] Xinjiu J., Lijian Y. (2026). Research on eddy current-based detection method for pipeline hard spots, *Measurement*, 257, Part E, <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2025.118952>.
- [63] Hou, J., Liu, T., Wang, W., & Qiang, W. (2018). Application of eddy current method in detection of structural changes in austenitic steels with martensite formation. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 54(7), 34–42. <https://doi.org/10.31857/S0130308225070041>
- [64] Zhang, J., Yang, X., & Li, Y. (2014). Comparative study of eddy current and Barkhausen noise NDT methods in microstructural examination of ferrite–martensite dual-phase steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 356, 103–110. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2014.01.001>
- [65] Bobrov, I., & Epp, J. (2023). Microscaled multi-frequency eddy current analysis for high throughput characterization of steel micro-samples. *Journal of Nondestructive Evaluation*, 42, Article 23. <https://doi.org/10.1007/s10921-023-00930-4>

- [66] Kogan, L. K., Nichipuruk, A. P., & Gavrilova, L. D. (2006). Effect of the carbon content on the magnetic and electric properties of thermally treated carbon steels and the possibilities of testing the quality of tempering via the eddy-current method. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 42(9), 616–629. <https://doi.org/10.1134/S1061830906090063>
- [67] Amiri, M. S., & Kashefi, M. (2011). Investigation of variables affecting impedance plane in eddy current testing of carburized steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20(3), 476–480. <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9697-y>
- [68] Costa, I. M. O. A., Mesplont, C., Bouquerel, J., & Vogt, J.-B. (2020). Relations between microstructure and hardness of plain carbon steels using eddy current technique. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 859, 012005. <https://doi.org/10.1088/1757-899x/859/1/012005>
- [69] Mercier, D., Lesage, J., Decoopman, X., & Chicot, D. (2006). Eddy currents and hardness testing for evaluation of steel decarburizing. *NDT & E International*, 39(8), 652–660. <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2006.04.005>
- [70] NDE Education. (s. f.). *Transformer*. <https://www.nde-ed.org/Physics/Electricity/transformer.xhtml>
- [71] MacDonald, D. (2006). *Thermoelectricity: An introduction to the principles*. Dover Publications.
- [72] Carreon, H. (2014). Thermoelectric detection of fretting damage in aerospace materials. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 50, 684–692.
- [73] Lukhovich, A. A., Sharando, V. I., & Novikov, S. A. (2000). Applications of thermoelectric method to studying initial stages of deposition of electrolytic coatings. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 36, 465–470.
- [74] Abouellail, A. A., Chang, T., & Soldatov, A. I. (2022). Laboratory substantiation of thermoelectric method for monitoring contact resistance. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 58, 1153–1161.
- [75] Abouellail, A. A., Chang, J., & Soldatov, A. I. (2022). Influence of destabilizing factors on results of thermoelectric testing. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 58, 607–616.
- [76] Hernandez, L., Carreon, H., & Bedolla, A. (2023). Estimation of segregation in high carbon steel by thermoelectric power means. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 59(7), 785–795.

- [77] Corcoran, J., Raja, S., & Nagy, P. B. (2018). Improved thermoelectric power measurements using a four-point technique. *NDT & E International*, 94, 92–100. <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2017.12.002>
- [78] Rowe, D. M., & Bhandari, C. M. (1995). *CRC handbook of thermoelectrics*. CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9781420049718>
- [79] Caballero, F. G., Capdevila, C., Alvarez, L. F., & García de Andrés, C. (2004). Thermoelectric power studies on a martensitic stainless steel. *Scripta Materialia*, 50, 1061–1066.
- [80] Guetaz, V., Massardier, V., Merlin, J., Ravaine, D., & Soler, M. (2001). Determination of aluminum nitride or free nitrogen in low carbon steel. *Steel Research*, 72, 245–249.
- [81] Jácome, C. E., Flórez, J. M., & Gordillo, G. (2001). Study of electrical transport properties in polycrystalline CdTe thin films. *Thin Solid Films*, 396, 257–263.
- [82] Muñoz, M., Valdés, K., Caballero, F. G., & Morris, D. (2012). A study of changes taking place in Cu–Cr–Zr alloy during severe plastic deformation and annealing as evaluated by thermoelectric power measurements. *Scripta Materialia*, 67, 541–544.
- [83] Carreon, H. (2017). Thermoelectric detection of inclusions in metallic biomaterials by magnetic sensing. *AIP Advances*, 7, 035113.
- [84] Carreon, H., Barriuso, M., Lieblich, M., Gonzales-Donce, G., Gonzales, J., & Carreón, M. (2019). On the evaluation of global laser-induced effects on a medical Ti-6Al-4V alloy by non-destructive techniques. *Nondestructive Testing and Evaluation*, 34(2), 123–135.
- [85] Dover, W. D., Collins, R., Michael, D. H. 1991. Review of Developments in ACPD and ACFM. *British Journal Of Nondestructive Testing*, 33 (3), 121-127.
- [86] Bowler, J., & 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, 817–836.
- [87] Nagy, P. B. (2013). Hall coefficient measurement for nondestructive materials characterization. *AIP Conference Proceedings*, 1511, 1482–1489.
- [88] Velicheti, D., Nagy, P. B., & Hassan, W. (2018). High-frequency Hall coefficient measurement using inductive sensing for nondestructive materials characterization. *NDT & E International*, 94, 109–119.

- [89] Tian, Y. (2015). Electrical conductivity and magnetic permeability measurement of case hardened steels. *AIP Conference Proceedings*, 1650, 462–469.
- [90] Yee, R., & Lambert, S. B. (1995). A reversing direct current potential drop system for detecting and sizing fatigue cracks along weld toes. *Journal of Testing and Evaluation*, 23(4), 254–260.
- [91] Luukkonen, P., & Ericson, T. (2003). Robust direct current potential drop method to inspect cold pressed green bodies. *Powder Metallurgy*, 46(4), 329–334.
- [92] Dover, W. D., Collins, R., & Michael, D. H. (1991). Review of developments in ACPD and ACFM. *British Journal of Nondestructive Testing*, 33(3), 121–127.
- [93] Topp, D. A., & Dover, W. D. (1991). Review of ACPD/ACFM crack measurement systems. *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*, 10, 301–308.
- [94] Dover, W. D., & Monahan, C. C. (1994). The measurement of surface breaking cracks by the electrical systems ACPD/ACFM. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 17(12), 1485–1492.
- [95] Merah, N. (2003). Detecting and measuring flaws using electric potential techniques. *Journal of Quality in Maintenance Engineering*, 9(2), 160–175.
- [96] Bowler, N., & Huang, Y. (2005). Electrical conductivity measurements of metal plates using broadband eddy-current and four-point methods. *Measurement Science and Technology*, 16, 2193–2200.
- [97] Vargas-Arista, B., Albiter, A., García-Vázquez, F., Mendoza-Camargo, Ó., & Hallen, J. M. (2014). Effect of natural aging on the microstructural regions, mechanical properties, corrosion resistance and fracture in welded joints on API 5L X52 steel pipeline. *Revista de Metalurgia*, 50(3), e024. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.024>
- [98] Vargas-Arista, B., Hallen, J. M., Albiter, A., & Ángeles-Chávez, C. (2010). Degradation of impact fracture during accelerated ageing of weld metal on microalloyed steel. *Welding International*, 24(4), 315–320. <https://doi.org/10.1080/09507110903568760>
- [99] Velázquez, J. C., Diaz-Cruz, M., González-Arévalo, N. E., Solis, U. O., Cervantes-Tobón, A., Capula-Colindres, S., & Cabrera-Sierra, R. (2025). Study on the loss of ductility of the API 5L grade B steel using the isothermal aging process. *Results in Engineering*, 25, 104223. <https://doi.org/10.1016/j.rineng.2025.104223>

- [100] Kotrechko, S. O., Krasowsky, A. Y., Meshkov, Y. Y., & Torop, M. (2004). Effect of long-term service on the tensile properties and capability of pipeline steel 17GS to resist cleavage fracture. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 81(4), 337–344.
- [101] Hashemi, S. H., & Mohammadyani, D. (2012). Characterisation of weldment hardness, impact energy and microstructure in API X65 steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 98, 8–15. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2012.05.011>
- [102] Li, Y.-H., Chi, Q., Feng, H., Chen, H.-Y., & Xu, X.-F. (2020). Effect of strain aging on properties of X90 line pipe. *Engineering Failure Analysis*, 118, 104844. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104844>
- [103] Vargas-Arista, B., Balvantin, A., Baltazar, A., & García-Vázquez, F. (2012). On the use of ultrasonic spectral analysis for the characterization of artificially degraded API 5L X52 steel pipeline welded joints. *Materials Science and Engineering: A*, 550, 227–234. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.064>
- [104] Carabes, R., Carreón, H., Carreón, M., Salazar, M., & Hernández, P. (2019). Evaluation of the precipitation process of metallurgical bonded clad pipe by the thermoelectric potential technique. *Metals*, 9, 1–12.
- [105] Fulton, J. P., Wincheski, B., & Namkung, M. (1993). Automated weld characterization using thermoelectric techniques. NASA Nondestructive Evaluation Sciences Branch.
- [106] Ramirez, S., Carreon, H., Carreon, M. G., Salazar, M., Bejar, L., & Medina, A. (2018). Study of the precipitation process in aging steel pipeline weldments by thermoelectric power means. *Applied Sciences*, 8(1489).
- [107] Rajkumar, K. V., Rao, B. P. C., Sasi, B., Kumar, A., Jayakumar, T., Raj, B., & Ray, K. K. (2007). Characterization of aging behaviour in M250 grade maraging steel using eddy current non-destructive methodology. *Materials Science and Engineering: A*, 464(1–2), 233–240. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.02.006>
- [108] American Welding Society. (2015). *AWS A5.1/A5.1M: Specification for carbon steel electrodes for shielded metal arc welding (AWS A5.1/A5.1M-15)*. American Welding Society.
- [109] American Petroleum Institute. (2020). *API Standard 1104: Welding of pipelines and related facilities (29th ed.)*. American Petroleum Institute.

- [110] ASTM International. (2017). *ASTM E92-17: Standard test method for Vickers hardness of metallic materials*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0092-17>
- [111] Gutierrez-Vargas, G., Ruiz, A., & Lopez-Morelos, V. (s. f.). Evaluation of 475°C embrittlement in UNS S32750 super duplex stainless steel using four-point electric conductivity measurements. *Nuclear Engineering and Technology*.
- [112] ASTM International. (2013). *ASTM E112-13: Standard test methods for determining average grain size*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0112-13>
- [113] Babu, S. S. (2004). The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 8, 267–278.
- [114] Babu, S. S., & Bhadeshia, H. K. D. H. (1991). A direct study of grain boundary allotriomorphic ferrite crystallography. *Materials Science and Engineering A*, 142, 209–219.
- [115] Ricks, R. A., Howell, P. R., & Barritte, G. S. (1982). The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals. *Journal of Materials Science*, 17, 732–740.
- [116] Mucsi, A. (2014). Thermoelectric power study of nitride precipitation and recrystallization in continuously-heated low carbon Al-killed steels. *Acta Polytechnica Hungarica*, 11(8), 87–102.
- [117] Conejo, V., Hernandez, L., & Carreon, 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>
- [118] El-Danaf, E., Baig, M., Almajid, A., Alshalfan, W., Al-Mojil, M., & Al-Shahrani, S. (2013). Mechanical, microstructure and texture characterization of API X65 steel. *Materials & Design*, 47, 529–538. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.12.031>
- [119] Wang, W., Chen, J., & Xu, G. (2017). Effect of thermal aging on grain structural characteristic and ductile-to-brittle transition temperature of CLAM steel at 550 °C. *Fusion Engineering and Design*, 115, 74–79. <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2016.12.037>
- [120] Beltran, M. A., Gonzalez, J. L., Rivas, D., Hernandez, F., & Dorantes, H. (2018). Effect of microstructure and crystallographic texture on the toughness anisotropy of API 5L X46 steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 41, 749–761. <https://doi.org/10.1111/ffe.12782>

[121] Lan, L., Kong, X., Qiu, C., & Zhao, D. (2016). Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints. *Materials & Design*, 90, 488–498. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.158>

# ANEXOS

## Reporte de similitud y uso IA

### Valdemar Conejo Hernández

## MONITOREO DE LA DEGRADACION ARTIFICIAL EN UNIONES SOLDADAS DE ACEROS MICROALEADOS POR MEDIO DE TÉC...

 Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

#### Detalles del documento

Identificador de la entrega  
trn:oid::3117:561691992

Fecha de entrega  
27 feb 2026, 12:04 p.m. GMT-6

Fecha de descarga  
27 feb 2026, 12:08 p.m. GMT-6

Nombre del archivo  
MONITOREO DE LA DEGRADACION ARTIFICIAL EN UNIONES SOLDADAS DE ACEROS MICROALEAD....pdf

Tamaño del archivo  
8.0 MB

120 páginas

28.743 palabras

168.978 caracteres




## 20% Similitud general

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para ca...

### Filtrado desde el informe


- Texto citado
- Texto mencionado
- Coincidencias menores (menos de 10 palabras)

### Fuentes principales

- 19%  Fuentes de Internet
- 13%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

### Marcas de integridad

N.º de alerta de integridad para revisión

-  **Caracteres reemplazados**  
24 caracteres sospechosos en N.º de páginas  
Las letras son intercambiadas por caracteres similares de otro alfabeto.

Los algoritmos de nuestro sistema analizan un documento en profundidad para buscar inconsistencias que permitan distinguirlo de una entrega normal. Si advertimos algo extraño, lo marcamos como una alerta para que pueda revisarlo.

Una marca de alerta no es necesariamente un indicador de problemas. Sin embargo, recomendamos que preste atención y la revise.

# 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		
<b>Programa educativo</b>	Doctorado en Ciencias en Metalurgia y Ciencia de los Materiales	
<b>Título del trabajo</b>	MONITOREO DE LA DEGRADACION ARTIFICIAL EN UNIONES SOLDADAS DE ACEROS MICROALEADOS POR MEDIO DE TÉCNICAS DE INSPECCION NO DESTRUCTIVAS	
	<b>Nombre</b>	<b>Correo electrónico</b>
<b>Autor/es</b>	Valdemar Conejo Hernández	0617812f@umich.mx
<b>Director</b>	Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas	hcarreon@umich.mx
<b>Codirector</b>		
<b>Coordinador del programa</b>	Alberto Ruiz Marines	alberto.ruiz@umich.mx


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

# 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		
Traducción a otra lengua		
Revisión y corrección de estilo		
Análisis de datos		
Búsqueda y organización de información		
Formateo de las referencias bibliográficas	Si	ChatGPT, Grammarly
Generación de contenido multimedia		
Otro		

Datos del solicitante	
Nombre y firma	Valdemar Conejo Hernández 
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán a 27 de febrero de 2026