



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLAS DE
HIDALGO**



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

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

**ESTUDIO DE UNA UNIÓN METÁLICA EN TUBERÍA API 5LX65-
INCONEL 825 RECUBIERTA POR MEDIO DE TÉCNICAS NO DESTRUCTIVAS**

**Tesis que para obtener el grado de
Doctor en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales**

Presenta:

M.C. Ricardo González Cárabes

Asesor:

Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas

Morelia, Michoacán Junio 2021

AGRADECIMIENTOS

Gracias a la Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo por ser una institución seria de alta calidad y por haberme acogido durante esta etapa de mi vida.

Al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, a sus profesores, personal técnico, administrativo y de mantenimiento por haber ayudado en mi formación.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca otorgada durante la realización de mis estudios de posgrado.

Gracias al Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas por haberme dado la oportunidad de trabajar con él al haber fungido como mi asesor, por todo su apoyo tanto académico como personal, por brindarme su amistad, su confianza, su paciencia y por haberme hecho participe de su grupo de investigación, contribuyendo todo lo anterior a mi superación como ser humano y profesionista.

Gracias al Dr. Gerardo Barrera Cardiel por todo su apoyo tanto académico como personal, por todos sus consejos, sus aportes en mi trabajo y su buena amistad la cual contribuyeron a mi crecimiento profesional y personal.

A mis sinodales revisores de tesis: Dra. Noemí Ortiz Lara, Dr. Marco Antonio Espinosa Medina, Dr. José Lemus Ruiz, Dr. Ariosto Medina Flores y por supuesto al Dr. Gerardo Barrera Cardiel, a todos ellos por haberse tomado el tiempo necesario para revisar el proyecto y grandes aportaciones.

Gracias al Dr. Luis Béjar Gómez por permitirme usar sus instalaciones en el laboratorio de mecánica para una parte importante de mi trabajo de tesis, por su amabilidad y gran amistad.

Gracias al M.C. Luis Alberto Ramon por todo su apoyo y amistad a lo largo de este proceso de doctorado, siempre mostro ser un individuo competente y servicial.

Gracias al proyecto del apoyo académico PRODEP 2020 por su apoyo económico para el pago de mis tramites de tesis.

ÍNDICE GENERAL

AGRADECIMIENTOS	I
ÍNDICE GENERAL.....	II
ÍNDICE DE FIGURAS.....	V
ÍNDICE DE TABLAS.....	X
RESUMEN.....	XI
ABSTRACT.....	XIII
1 INTRODUCCIÓN.....	1
1.1 JUSTIFICACIÓN	2
1.2 HIPÓTESIS	3
1.3 OBJETIVO	3
1.3.1 Objetivos particulares	3
1.3.2 Metas Científicas	4
2 MARCO TEÓRICO.....	5
2.1 TUBERIAS REVESTIDAS	5
2.2 ACEROS MICROALEADOS	6
2.3 ACEROS API 5L.....	7
2.4 ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL EN LAS TUBERIAS API 5L	7
2.5 SUPERALEACIONES.....	8
2.5.1 La fase gama	8
2.5.2 La fase gamma prima.....	9
2.5.3 Los Carburos	12
2.6 CORROSIÓN.....	14
2.6.1 Corrosión en la industria del Petróleo	15
2.7 ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS	17
2.7.1 Ultrasonido.....	17
2.7.2 Potencial termoelectrico	23
2.7.3 Corrientes de Foucault.....	30
2.8 ESTADO DEL ARTE	37
3 DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	50
3.1 MATERIALES.....	51
3.2 MAQUINADO DE PROBETAS	52

3.3	OBTENCIÓN DE LOS DIAGRAMAS TTT	53
3.4	ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL	54
3.5	CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA	56
3.6	MICROSCOPIA ÓPTICA	57
3.7	MICRODUREZA VICKERS HV	57
3.8	PRUEBAS DE CORROSIÓN	59
3.9	MEDICIONES POR POTENCIAL TERMOELÉCTRICO (PTE) EN LAS PIEZAS BIMETÁLICAS CON Y SIN CORROSIÓN.	60
3.10	Mediciones por corrientes de Eddy en las piezas bimetálicas en zonas con y sin corrosión.	63
3.10.1	Sonda utilizada para la medición de corrientes de Eddy	64
3.10.2	Cálculo de la profundidad de penetración del campo magnético secundario para las muestras.	65
3.11	ENSAYO NO DESTRUCTIVO POR MEDIO DE LA TÉCNICA DE ULTRASONIDO DE ARREGLO DE FASES	66
4	RESULTADOS	70
4.1	ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL	70
4.2	RESULTADOS DE LAS MEDICIONES DE MICRODUREZA VICKERS.	84
4.3	RESULTADOS DE ATAQUES ELECTROQUÍMICOS.	86
4.3.1	Pruebas de espectroscopía de impedancia electroquímica	86
4.3.2	Curvas de polarización potenciodinámicas	88
4.4	CARACTERIZACION MEDIANTE LA TECNICA DE POTENCIAL TERMOELECTRICO	94
4.4.1	Correlación entre la microdureza y el PTE	95
4.5	Mediciones por corrientes de Eddy en las piezas bimetálicas acero API5LX65-Inconel 825 en zonas con y sin corrosión.	103
4.5.1	Correlación de las mediciones por corrientes de Eddy de las zonas corroídas con las no corroídas	108
4.6	RESULTADOS DE ULTRASONIDO ARREGLO DE FASES	111
5	CONCLUSIONES	115
6	REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	118
7	ANEXOS	125
7.1	Metalografías en campo obscuro	125
7.2	ANEXO II. Detección de defectos artificiales introducidos en una tubería por medio de técnicas de ultrasonido.	128
7.2.1	Ultrasonido Convencional	128

7.2.2	Velocidad longitudinal.....	129
7.2.3	Velocidad transversal	130
7.2.4	Ultrasonido arreglo de fases.....	134

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Microestructura de las superaleaciones [27].	8
Figura 2.2 Estructura cristalina FCC de la matriz γ' .	10
Figura 2.3. Microestructura de Nimonic 80 totalmente tratado térmicamente, que muestra un borde de grano de carburo $M_{23}C_6$ y esferoidal γ' uniformemente disperso en una matriz γ [27].	11
Figura 2.4. Microestructura de Nimonic 80 totalmente tratado térmicamente, que muestra un borde de grano de carburo $M_{23}C_6$ y cuboidal γ' uniformemente disperso en U-700 totalmente tratado térmicamente [27].	11
Figura 2.5. Estructura de un carbonitruro precipitado en una aleación Inconel 718 [32].	13
Figura 2.6. Microestructura de una aleación Udimet 710 que muestra precipitaciones de carburo $M_{23}C_6$ en forma de partículas discretas en el límite de grano y carburos MC en las regiones intergranulares [26].	14
Figura 2.7. Erogaciones por corrosión. Las erogaciones por corrosión en la industria del petróleo y el gas de EUA ascienden a alrededor de USD 26 800 millones /año [36].	16
Figura 2.9 Diagrama esquemático de una onda armónica [41].	18
Figura 2.10. Arreglo de elementos individuales de un transductor [42].	19
Figura 2.11. Formación del haz y tiempo de retardo para pulsado y recepción múltiple de haces (fase y amplitud) [44].	20
Figura 2.12. -30° a $+30^\circ$ S-Scan [46].	22
Figura 2.13. Diagramas esquemáticos de las técnicas de potencial termoelectrico [47].	25
Figura 2.14. Diagrama del equipo del equipo de punta caliente [50].	26
Figura 2.15. Diferentes contribuciones que afectan al PTE [51]	27
Figura 2.16. Representación esquemática de la variación de las mediciones PTE en escala relativa y absoluta [52].	28
Figura 2.17. Corrientes de Foucault [60].	31
Figura 2.18. Profundidad de penetración estándar [61].	34
Figura 2.19. Profundidad de penetración estándar.	35
Figura 2.20. Muestra de la pieza de tubería revestida UNS N06625 [63].	38
Figura 2.21. Muestra 1 Microestructuras WM. Grabado en ácido oxálico. Pasada de raíz en el centro (309L) [1].	39
Figura 2.22. Muestra 2: Microestructuras WM. Grabado en ácido oxálico. Pasada a alta temperatura en el centro (309L) [1].	40
Figura 2.23. Muestra 3 Microestructuras WM. Grabado en NaOH. Pasada de raíz en el centro (Inconel 625) [1].	40
Figura 2.24. Muestra 3 Microestructuras WM. Grabado en NaOH. Pasada a alta temperatura en el centro (Inconel 625) [1].	41
Figura 2.25. Muestra 1: Microestructura recubierta, sin capa interna de Ni [1].	42
Figura 2.26. Muestra 1: Microestructura recubierta, con capa interna de Ni [1].	42
Figura 2.27. Muestra 1: Precipitados en el límite de grano [1].	43
Figura 2.28. Muestra 1: Banda teñida de color marrón en el revestimiento, 8 mm de WM [1].	43
Figura 2.29. Muestra 3: Precipitados en el límite de grano poco visibles [1].	44

Figura 2.30. Sección de la tubería donde se ilustran los defectos inducidos [67].	46
Figura 2.31. Escaneos que muestran regiones defectuosas que contienen porosidad en la muestra, junto con una falta de fusión de la pared lateral [67].	46
Figura 2.32. Medidas de dureza en las soldaduras de (a) API X60 y (b) API X65 [72].	49
Figura 2.33. Comparación del potencial termoelectrico y la dureza Rockwell en las soldaduras [74].	50
Figura 3.1. Diagrama de actividades.	51
Figura 3.2. Probeta de tubería revestida para a) Estudio por medio de técnicas no destructivas y pruebas de microdureza (probeta tipo A), b) pruebas de corrosión (probeta tipo B) y c) Caracterización por microscopia (probeta tipo C).	53
Figura 3.3. Diagrama TTT para el acero API5L X65 simulado mediante software JMatPro®.	54
Figura 3.4. Diagrama TTT para el Inconel 825 simulado mediante software JMatPro®.	55
Figura 3.5. Ciclo térmico para las probetas revestidas.	55
Figura 3.6. Horno o mufla utilizado para llevar a cabo los tratamientos térmicos.	56
Figura 3.7. Microscopio Óptico de Banco.	57
Figura 3.8. Microdurómetro para dureza Vickers [81].	58
Figura 3.9. Probeta de tubería revestida con indentaciones en las diferentes zonas.	59
Figura 3.10. Esquema del montaje realizado para la caracterización electroquímica [83].	60
Figura 3.11. Pieza bimetálica corroída en la zona del acero y de la unión.	60
Figura 3.12. a) Equipo para medir potencial termoelectrico, b) Medición de PTE a la pieza.	61
Figura 3.13. Piezas de la tubería bimetálica API 5LX65-INCONEL 825 sometidas a ensayos de corrosión.	61
Figura 3.14. Gráfico de calibración de punta de oro para medición de PTE.	63
Figura 3.15. Equipo NORTEC® 500 serie D marca OLYMPUS.	64
Figura 3.16. Sonda tipo lápiz para frecuencias 1-6MHz.	64
Figura 3.17. Curvas de impedancia obtenidas mediante corrientes de Eddy observadas para VT-14 muestras de aleación a diferentes temperaturas de solución [90].	65
Figura 3.18. Equipo para inspección ultrasónica con Arreglo de Fases.	67
Figura 3.19. Esquema del uso de los transductores en las piezas a medir.	68
Figura 3.20. Esquema de la interacción de la onda con diferentes defectos con un transductor de 5MHz.	68
Figura 3.21. Esquema de la interacción de la onda con diferentes defectos con un transductor de 10MHz.	69
Figura 3.22. Ejemplo de la lectura de una medición a una pieza usando una zapata.	69
Figura 4.1. Microestructuras de la (a) de la unión en una muestra tratada térmicamente y (b) su microanálisis EDS.	70
Figura 4.2. Micrografías ópticas de la interfaz de metal revestido (a) con tratamiento térmico en solución y sobre envejecido a 650 ° C durante tres tiempos de envejecimiento diferentes de (b) 50 h, (c) 150 h, y d) 312 h, respectivamente.	71
Figura 4.3. Micrografías SEM del acero microaleado API-X65 (a) tal como se recibió y envejeció a 650 °C durante tres tiempos de envejecimiento diferentes de (b) 50 h, (c) 150 h, y (d) 312 h, respectivamente, que muestran precipitados finos de Fe ₃ C y Fe ₂ C distribuido homogéneamente en granos ferríticos.	72

Figura 4.4. Micrografías del MEB de la aleación Inconel 825 (a) Recibida, envejecidas a 650 °C durante tres tiempos de envejecimiento diferentes (b) 50 h, (c) 150 h y (d) 312 h respectivamente. Figura 7.12.	73
Figura 4.5. Micrografía del MEB para el Inconel 825 (a) Precipitado $M_{23}C_6$ (b) EDS del centro del precipitado MC en forma de TiC, (c) EDS del límite del precipitado y la matriz γ (d) EDS de la matriz γ.	74
Figura 4.6. Distribución de los elementos que componen la pieza bimetálica X65-Inconel 825.	76
Figura 4.7. Mapeos de la pieza bimetálica X65-Inconel 825 del elemento Ti a) Pieza recibida, b) Pieza solubilizada a 1200 °C, c) Envejecida a 30 horas, b) 312 h.	77
Figura 4.8. Mapeos de la pieza bimetálica X65-Inconel 825 del elemento Ni a) Pieza recibida, b) Pieza solubilizada a 1200 °C, c) Envejecida a 30 horas, b) 312 h.	78
Figura 4.9. Grafica de ANOVA para el Acero X65 del elemento Fe.	79
Figura 4.10. Grafica de ANOVA para el Inconel 825 del elemento Fe.	80
Figura 4.11. Grafica de ANOVA para el Inconel 825 del elemento Ni.	81
Figura 4.12. Grafica de ANOVA para el Inconel 825 del elemento Ni.	81
Figura 4.13. Grafica de ANOVA para la unión del elemento Fe.	82
Figura 4.14. Grafica de ANOVA para la unión del elemento Ni.	83
Figura 4.15. Grafica de ANOVA para la unión del elemento Cr.	83
Figura 4.16. Microdureza en la tubería revestida en distintas zonas y tiempos de envejecimiento.	85
Figura 4.17. Grafica de las pruebas de impedancia a diferentes tiempos de envejecimiento para el acero X65.	87
Figura 4.18. Grafica de las pruebas de impedancia a diferentes tiempos de envejecimiento para la unión.	87
Figura 4.19. Grafica de las pruebas de impedancia a diferentes tiempos de envejecimiento para el Inconel 825.	88
Figura 4.20. Curvas de polarización a tiempos diferentes de envejecimiento en el acero X65.	89
Figura 4.21. Curvas de polarización a tiempos diferentes de envejecimiento en la unión.	90
Figura 4.22. Curvas de polarización a tiempos diferentes de envejecimiento en la zona del Inconel 825.	90
Figura 4.23. Pendientes de Tafel trazadas en las curvas de polarización para obtener los valores de la velocidad de corrosión.	91
Figura 4.24. Piezas de la tubería bimetálica API 5L X65-INCONEL 825 sometidas a pruebas de corrosión en la zona del Inconel 825.	92
Figura 4.25. Micrografías ópticas de las piezas bimetálicas después de ser sometidas a pruebas de corrosión.	93
Figura 4.26. Micrografía de la pieza bimetálica envejecida a 312 horas.	94
Figura 4.27. Zonas analizadas en la probeta para las pruebas de PTE.	95
Figura 4.28. PTE absoluto por zonas.	96
Figura 4.29. PTE absoluto por tiempos de envejecimiento.	96
Figura 4.30. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento para la zona superior en el acero X65.	97

Figura 4.31. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento para la zona centro en el acero X65.	97
Figura 4.32. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento.	98
Figura 4.33. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento para la zona base en el inconel 825.	98
Figura 4.34. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento para la zona centro en el inconel 825.	99
Figura 4.35. Grafica que muestra una comparación entre el Potencial absoluto del área corroída y el área sin corroer de la pieza del acero API5LX65, para sus diferentes tiempos de envejecimiento.	100
Figura 4.36. Grafica que muestra una comparación entre el potencial absoluto del área corroída y el área sin corroer de la pieza del inconel 825, para sus diferentes tiempos de envejecimiento.	100
Figura 4.37. Grafica que muestra una comparación entre el Potencial absoluto del área corroída y el área sin corroer de la pieza bimetálica X65-inconel 825 en la unión, para sus diferentes tiempos de envejecimiento.	101
Figura 4.38. Grafica que muestra una comparación entre el potencial absoluto del área sin corroer de la pieza bimetálica X65-inconel 825 para sus diferentes tiempos de envejecimiento en sus diferentes zonas.	102
Figura 4.39. Grafica que muestra una comparación entre el potencial absoluto del área corroída de la pieza bimetálica X65-inconel 825 para sus diferentes tiempos de envejecimiento en sus diferentes zonas.	103
Figura 4.40. Curvas de conductividad eléctrica a una frecuencia de 6 MHz de los materiales a) cobre, b) X65 a 10horas de envejecimiento, c) X65 Recibida, d) X65 Solubilizada, e) X65 a 50 horas, f) X65 a 30horas, g) X65 a 150horas y h) X65 a 312 horas.	104
Figura 4.41. Curvas de conductividad eléctrica a una frecuencia de 6 MHz de los materiales a) cobre, b) X65 a 10horas de envejecimiento, c) X65 Recibida, d) X65 Solubilizada, e) X65 a 50 horas, f) X65 a 30horas, g) X65 a 150horas y h) X65 a 312 horas.	105
Figura 4.42. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a diferentes frecuencias en la zona del acero X65 para cada uno de los tiempos de envejecimiento a) Piezas sin corroer y b) Piezas corroídas, los resultados están expresados en Ms/m.	105
Figura 4.43. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a diferentes frecuencias en la Zona de la unión para cada uno de los tiempos de envejecimiento a) Piezas sin corroer y b) Piezas corroídas los resultados están expresados en Ms/m.	106
Figura 4.44. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a diferentes frecuencias en la Zona del inconel 825 para cada uno de los tiempos de envejecimiento a) Piezas sin corroer y b) Piezas corroídas los resultados están expresados en Ms/m.	107
Figura 4.45. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a las zonas corroídas comparadas con las zonas limpias en el material del acero X65, a) para la frecuencia de 2MHz y b) para la frecuencia de 6 MHz expresadas en MS/m.	109
Figura 4.46. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a las zonas corroídas comparadas con las zonas limpias en el área de la unión, a) para la frecuencia de 6MHz y b) para la frecuencia de 2 MHz expresadas en MS/m.	109
Figura 4.47. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a las zonas corroídas comparadas con las zonas limpias en el área del inconel 825, a) para la frecuencia de 6MHz y b) para la frecuencia de 2 MHz expresadas en MS/m.	110

Figura 4.48. Curvas de conductividad eléctrica a una frecuencia de 6 MHz de los materiales a) cobre, b) Inconel, c) Inconel corroído, d) Unión, e) Unión corroída, f) X65, g) X65 corroída.	110
Figura 4.49. Imágenes del estudio de arreglo de fases de las piezas recibida a) 5MHz y c)10MHz, y solubilizada b)5MHz y d)10MHz.	111
Figura 4.50. Imágenes del estudio de arreglo de fases de las piezas tratadas térmicamente a 5 horas con diferentes frecuencias a) 5MHz y c)10MHz, y 15 horas b)5MHz y d)10MHz.	112
Figura 4.51. Imágenes del estudio de arreglo de fases de las piezas tratadas térmicamente a 50 horas con diferentes frecuencias a) 5MHz y c)10MHz, y 312 horas b)5MHz y d)10MHz.	113
Figura 7.1. Micrografías de acero X65 a 500X a) pieza recibida, b) pieza solubilizada.	125
Figura 7.2 Micrografías de acero X65 a 500X a) pieza tratada por 120 horas, b) pieza tratada por 312 horas.	126
Figura 7.3 Micrografías del Inconel 825 a 500X a) pieza recibida, b) pieza solubilizada	126
Figura 7.4 Micrografías del Inconel a) pieza tratada por 120 horas (200X), b) pieza tratada por 312 horas (500X).	127
Figura 7.5Diseño de la placa bimetalica recubierta X65-Inconel 825 con defectos.	128
Figura 7.6. Equipo para el estudio por ultrasonido convencional.	129
Figura 7.7 Señales obtenidas por medio del ultrasonido convencional.	129
Figura 7.8 Comportamiento de las ondas longitudinales.	129
Figura 7.9 Comportamiento de las ondas transversales.	130
Figura 7.10. Análisis del defecto B con un transductor longitudinal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.	131
Figura 7.11.Análisis del defecto B con un transductor transversal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.	132
Figura 7.12.Análisis del defecto F, E y F con un transductor longitudinal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.	132
Figura 7.13Análisis del defecto G con un transductor longitudinal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.	133
Figura 7.14. Análisis del defecto I con un transductor longitudinal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.	133
Figura 7.15 Relación entre sensibilidad y penetración a distintas frecuencias.	134
Figura 7.16. Análisis del defecto B por medio de ultrasonido arreglo de fases a frecuencias de 2.25, 5 y 10 MHz.	135
Figura 7.17.Análisis de los defectos E, D y F por medio de ultrasonido arreglo de fases a una frecuencia de 5 MHz.	135
Figura 7.18 Análisis del defecto G por medio de ultrasonido arreglo de fases a una frecuencia de 5 MHz.	136

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.I. Fallas en la industria petrolera [38].	16
Tabla 2.II. Conductividad eléctrica de algunos metales en siemens por metro y en porcentaje IACS.	32
Tabla 2.III. Valores de la permeabilidad magnética relativa de diferentes materiales.	34
Tabla 2.IV. Tabla de valores de profundidad estándar de penetración.	36
Tabla 2.V. Visión general de las muestras investigadas en este trabajo [1].	39
Tabla 2.VI. Métodos no destructivos para la detección de corrosión [65].	45
Tabla 3.I. Composición química del Acero API5L X65, %.	52
Tabla 3.II. Composición química del Inconel 825, %.	52
Tabla 3.III. Muestras obtenidas para llevar a cabo las distintas pruebas.	52
Tabla 3.IV. Zonas estudiadas en cada pieza.	58
Tabla 3.V. Resumen de mediciones obtenidas para la calibración con la punta de oro.	62
Tabla 3.VI. Profundidades del X65- Inconel 825.	66
Tabla 3.VII. Palpadores Utilizados en el Olympus Epoch 1000i.	67
Tabla 4.I Valores del por ciento en peso de cuatro elementos en el acero X65	78
Tabla 4.II Valores del por ciento en peso del Inconel 825	79
Tabla 4.III Valores del por ciento en peso de la unión	82
Tabla 4.IV Valores de la microdureza en las diferentes zonas y a diferentes tiempos	85
Tabla 4.V. Propiedades electroquímicas del API 5L X65 para diferentes tiempos de envejecimientos.	91
Tabla 4.VI. Propiedades electroquímicas de la unión para diferentes tiempos de envejecimientos.	91
Tabla 4.VII. Propiedades electroquímicas del Inconel 825 para diferentes tiempos de envejecimientos.	92
Tabla 4.VIII. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras sin corroer en la zona del acero X65.	106
Tabla 4.IX. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras corroídas en la zona del acero X65.	106
Tabla 4.X. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras sin corroer en la zona de la unión.	107
Tabla 4.XI. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras corroídas en la zona de la unión.	107
Tabla 4.XII. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras sin corroer en la zona del Inconel 825.	108
Tabla 4.XIII. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras corroídas en la zona del Inconel 825.	108
Tabla 7.I Dimensiones de los defectos de la placa bimetálica	128
Tabla 7.II. Velocidades de los materiales de la placa bimetálica	130
Tabla 7.III. Distancias de defectos obtenidas mediante la fórmula y el micrómetro.	133

RESUMEN

En el siguiente trabajo de investigación se reporta el estudio realizado a una tubería bimetálica Acero API 5L X65-Inconel 825, donde se analiza la microdureza, conductividad y resistencia a la corrosión de cada material y la zona de la unión por separado.

Como primera etapa del estudio fueron extraídas tres tipos de muestras de la tubería sin defectos, las cuales fueron sometidas a un tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura de 1200 °C durante un tiempo de permanencia de una hora en el solubilizado y posteriormente el envejecimiento fue llevado a cabo a 650 °C por tiempos de 5,10,15,22,30,50,120,150 y 312 horas, esto con la finalidad de simular una degradación artificial por medio del tratamiento térmico propuesto en ambos materiales y en la zona de la unión los cuales puedan ser detectados por medio de ensayos no destructivos.

Concluidos los tratamientos se llevó a cabo un proceso de maquinado (fresado y rectificado), seguido de aplicación de técnicas metalográficas convencionales de lijado y pulido con acabado espejo, lo anterior con la finalidad de revelar la microestructura mediante ataques químicos y de esa manera poder llevar a cabo el análisis microestructural de las diferentes probetas mediante la caracterización por medio de microscopia óptica y de barrido.

Una vez finalizada la etapa de caracterización, las piezas fueron sometidas a la prueba de microdureza en sus diferentes zonas, generando datos relevantes los cuales se representaron mediante graficas útiles para el análisis del comportamiento en el cambio de la dureza con respecto a los diferentes tiempos de envejecimiento.

Como segunda etapa se realizaron pruebas de corrosión en las tres zonas (inconel 825, acero X65 y en la unión de ambos materiales) de las piezas obtenidas, de los datos obtenidos se generaron las curvas de polarización para determinar la velocidad y causas que provocan la corrosión. También se utilizaron las técnicas de ensayos no destructivos para analizar y comparar los cambios producidos por la degradación de la corrosión en las piezas, además de la caracterización por técnicas de microscopia óptica y de barrido.

En la tercera etapa de este trabajo de investigación se llevaron a cabo las pruebas de ensayos no destructivos en las piezas ya mencionadas, en zonas sin y con corrosión, comenzando por

la técnica de potencial termoeléctrico de punta fría y punta caliente de donde se obtuvieron los valores de potencial termoeléctrico absoluto. Posterior a esta técnica se utilizó la técnica no destructiva de las corrientes de Foucault cuyos resultados fueron correlacionados con los datos obtenidos por medio de las técnicas de potencial termoeléctrico y microdureza. Para finalizar esta etapa se llevaron a cabo pruebas de ultrasonido mediante arreglo de fases en las once piezas, esto a dos frecuencias diferentes a 5MHz y 10MHz esto con el objetivo de comparar los resultados de una y otra frecuencia, así como las diferencias que existen en cada una de las piezas debido a los diferentes tratamientos, y de esa manera obtener resultados más contundentes, de igual manera se realizó el cálculo del campo cercano, con el propósito de entender de una mejor manera la interacción entre los transductores y el material.

En la cuarta etapa del estudio se introdujeron por medio de taladro dos tipos de defectos (perforaciones y ranuras) en una pieza de la tubería bimetálica con diferentes dimensiones y posiciones, dichos defectos se detectaron por medio de ultrasonido convencional y posteriormente se analizaron mediante ultrasonido por arreglo de fases.

El análisis de las micrografías obtenidas por medio de la técnica de microscopía electrónica de barrido nos muestra que a medida que avanza el tiempo de envejecimiento también incrementa la segregación de elementos como níquel-cromo del Inconel al acero X65, esto provoca una sensibilización a la corrosión por parte del Inconel. El envejecimiento también influye en las mediciones de microdureza a medida que el envejecimiento aumenta también lo hace la microdureza en el inconel, sin embargo, en el acero este tiene un efecto inverso ya que a medida que aumenta el envejecimiento la microdureza disminuye.

El envejecimiento en las pizas también fue sensible en las técnicas de potencial termoeléctrico y corrientes de Eddy, lo anterior se les atribuye a los precipitados de las nanopartículas (Fe_3C) y carburo- ϵ (Fe_2C) en el acero y a la precipitación de los carburos MC_6 y M_{23}C_6 .

Palabras clave: Potencial termoeléctrico, Corrientes de Foucault, Arreglo de fases, Corrosión, Tubería bimetálica.

ABSTRACT

The following research work reports a study carried out on a bimetallic Steel API 5L X65-Inconel 825 pipe, where each material and the joint area are studied separately.

As the first stage of the study, three types of samples were taken from the pipe without defects, which were subjected to a heat treatment of aging at a temperature of 1200 °C during a time of permanence of one hour in the solubilized and later the aging was carried out at 650 °C for times: 5,10,15,22 30,50,120,150 and 312 hours, this in order to simulate an artificial degradation by means of the proposed thermal treatment in both materials and in the joint area, which can be detected by means of tests not destructive.

After the treatments, a machining process (milling and grinding) was carried out, followed by the application of conventional metallographic techniques of sanding and polishing with a mirror finish, the above in order to reveal the microstructure through chemical attacks and thus be able to carry out the microstructural analysis of the different specimens by means of the characterization by means of optical and scanning microscopy.

Once the characterization stage was completed, the pieces were subjected to the microhardness test in their different areas, generating relevant data which were represented by useful graphs for the analysis of the behavior in the change of hardness with respect to the different times of aging.

As a second stage, corrosion tests were carried out in the three zones (inconel 825, X65 steel and in the union of both materials) of the pieces obtained, from the data obtained the polarization curves were generated to determine the speed and causes that cause the corrosion. Non-destructive testing techniques were also used to analyze and compare the changes produced by corrosion degradation in the parts, as well as characterization by optical and scanning microscopy techniques.

For the third and last stage of this research work, the non-destructive tests were carried out on the aforementioned parts, in areas without and with corrosion, starting with the cold-tip and hot-tip thermoelectric potential technique from where obtained the absolute thermoelectric potential values. After this technique, the non-destructive technique of Eddy

currents was used, the results of which were correlated with the data obtained by means of the thermoelectric potential and microhardness techniques. To finalize this stage, ultrasound tests were carried out by means of an arrangement of phases in the eleven pieces, this at two different frequencies at 5MHz and 10MHz this with the aim of comparing the results of both frequencies, as well as the differences. that exist in each of the pieces due to the different treatments, and thus obtain more forceful results, in the same way the near field calculation was carried out, in order to better understand the interaction between the transducers and the material.

In the fourth stage of the study, two types of defects (perforations and grooves) were introduced by means of a drill in a piece of the bimetallic pipe with different dimensions and positions; these defects were detected by means of conventional ultrasound and subsequently analyzed by ultrasound by phase arrangement.

The analysis of the micrographs obtained by means of the scanning electron microscopy technique shows us that as the aging time progresses, the segregation of elements such as nickel-chromium from Inconel to X65 steel also increases, this causes a sensitization to corrosion. by Inconel. Aging also influences the microhardness measurements as aging increases, so does the microhardness in the inconel, however, in steel this has an inverse effect since as aging increases the microhardness decreases.

The aging in the pieces was also sensitive in the techniques of thermoelectric potential and Eddy currents, the above is attributed to the precipitates of the nanoparticles (Fe_3C) and carbide- ϵ (Fe_2C) in the steel and the precipitation of the MC_6 carbides and M_{23}C_6 .

Keywords: Thermoelectric potential, Eddy currents, Phase Array, Corrosion, Clad pipe.

1 INTRODUCCIÓN

En la industria de los hidrocarburos, los sistemas de tuberías son una parte fundamental de la infraestructura de transporte que afecta directamente en los costos de producción de impacto [1].

El agotamiento de las reservas en aguas cercanas a la costa en combinación con el aumento de la demanda de hidrocarburos dio como resultado un aumento global de la explotación en aguas profundas [2]. Sin embargo, este tipo de depósito contiene componentes no deseados como H_2S y CO_2 que complican el transporte de hidrocarburos a las refinerías [1,3]. Con el tiempo, estos componentes desfavorables deterioran las tuberías de acero porque se someten a un proceso de envejecimiento natural que se acelera debido a la exposición prolongada a temperaturas de operación entre $25\text{ }^{\circ}C$ y $70\text{ }^{\circ}C$, además de variaciones en la presión de trabajo. Estas condiciones pueden causar cambios en la microestructura, propiedades mecánicas (límite elástico, dureza, ductilidad y tenacidad), tipo de fractura y probabilidad de falla después de varios años de servicio. Este proceso de envejecimiento natural se describe por dos factores: el pico de envejecimiento asociado con la resistencia máxima y la precipitación de carburos que interactúan con las dislocaciones y causan el endurecimiento de la precipitación. En general, el envejecimiento excesivo está relacionado con la disminución de la resistencia y el engrosamiento de los carburos después de un largo período de envejecimiento [4]. Por lo tanto, se han llevado a cabo varios estudios durante muchos años para innovar en el diseño, construcción, operación y mantenimiento de equipos y estructuras metálicas utilizadas en la industria petrolera. El uso de tuberías revestidas se propone como un método seguro para transportar petróleo y gas contaminado desde el pozo a las instalaciones de limpieza [3].

Actualmente en México se está considerando implementar este tipo de tuberías revestidas, debido a que la vida útil de la tubería de acero API 5L utilizada desde la década de los 70's en nuestro país está llegando a su final, favoreciendo esto a la probabilidad de una falla de campo. En 1993, la GTDH (Gerencia de transporte y distribución de hidrocarburos) empezó un programa de inspección al 100% de 2,521 km de tubería API 5L, mediante el uso de

vehículos instrumentados de inspección interna tipo ultrasonido para los hidrocarburos líquidos y gaseosos, obteniéndose una serie de indicaciones relacionadas con los defectos internos presentes en las tuberías. Este programa aporta información para realizar el análisis de integridad determinando por medio de algoritmos de cálculo, el círculo de vida restante de la tubería. Estos algoritmos requieren información tal como los valores de las propiedades mecánicas en tensión, dimensiones de la tubería y factores de mecánica de fractura. Entre más reales sean estas propiedades modificadas por los fenómenos metalúrgicos tal como el envejecimiento natural o artificial, más exacto será la evaluación de la severidad de las indicaciones presentes en las tuberías [5].

Uno de los principales desafíos que ha enfrentado la tubería de revestimiento es la detección por medios de Evaluación no destructiva (END) de posibles grietas y defectos tales como inhomogeneidades producidas por su uso (proceso de envejecimiento natural) o por su fabricación debido a la naturaleza diferente de ambos materiales. El objetivo del trabajo presentado es evaluar la evolución microestructural del acero API5L X65 y el Inconel 825 durante los procesos de envejecimiento mediante pruebas de ensayos no destructivos END y microscopía electrónica de barrido, posteriormente se llevó a cabo ensayos de corrosión de todas las piezas para evaluar su comportamiento.

En el presente trabajo, se planteó la investigación en las reacciones metalúrgicas que se producen durante la unión de tubos revestidos. Las investigaciones incluyen la caracterización de la microestructura, el análisis de la interfase metálica de la base de revestimiento con respecto a los gradientes de composición y perfiles de microdureza, y los perfiles de gradientes químicos en la raíz y de alta temperatura de la soldadura.

1.1 JUSTIFICACIÓN

La explotación de hidrocarburos representa una de las mayores fuentes de ingresos en México, desafortunadamente, la obtención de este recurso energético es cada vez más complicado, debido a la creciente demanda mundial de energía y su agotamiento en lugares de fácil acceso y en los que la calidad del petróleo es mejor. Actualmente las mayores reservas se encuentran en aguas profundas donde el crudo es de menor calidad.

La explotación de yacimientos en aguas profundas ha implicado muchos retos en el manejo de fluidos altamente corrosivos y transporte del mismo, donde el uso de una tubería convencional implica un alto riesgo de falla. Para paliar este problema se han diseñado tuberías revestidas que combinan dos materiales; uno de alta resistencia mecánica con otro con de mayor resistencia a la corrosión.

El desarrollo de este trabajo de investigación permitirá comprender el comportamiento de la unión de tubería recubierta bajo esfuerzos y condiciones ambientales altamente adversas. Los resultados arrojados por este estudio tienen la finalidad de mejorar el diseño de este tipo de ductos.

1.2 HIPÓTESIS

Por medio de los métodos de ensayos no destructivos como el ultrasonido de arreglo de fases, y con las técnicas de potencial termoeléctrico y corrientes de Foucault, se logrará monitorear los defectos, degradación y corrosión en una tubería disímil mediante la caracterización de los mismos.

1.3 OBJETIVO

Aplicar técnicas no destructivas para monitorear defectos tales como degradación y corrosión en una tubería bimetálica recubierta X65-Inconel 825 utilizada en la industria de los hidrocarburos.

1.3.1 Objetivos particulares

- Producir cambios microestructurales en las piezas de la tubería mediante un tratamiento térmico de envejecimiento, los cuales puedan ser detectados mediante técnicas de ensayos no destructivos.
- Registrar y comparar los datos obtenidos mediante las mediciones de microdureza de los materiales ensayados en este trabajo de investigación.

- Registrar y comparar los datos obtenidos de las mediciones de conductividad térmica, eléctrica y parámetros ultrasónicos (velocidad y atenuación) entre las muestras tratadas térmicamente.
- Ver si es posible identificar, mediante la técnica de ultrasonido, los precipitados producidos en las piezas tratadas térmicamente.

1.3.2 Metas Científicas

- Generar e interpretar los datos obtenidos mediante el monitoreo de las muestras por medio de las técnicas END.
- Obtener una mayor degradación por medio de la corrosión en las tres diferentes zonas a consecuencia de los tratamientos.

2 MARCO TEÓRICO

El transporte de hidrocarburos es de suma importancia en la industria del petróleo, durante los últimos años, diferentes tipos de tuberías de material compuesto se han empleado con éxito en esta industria, debido a que sus propiedades mecánicas resultan muy atractivas, en especial su relación peso/resistencia, su resistencia a la corrosión y por el costo beneficio [6,7]. Otras características como facilidad de instalación, alta durabilidad y facilidad de mantenimiento las hacen más deseables que las tuberías de acero. Diferentes estudios sobre las propiedades mecánicas y ensayos de laboratorio han sido llevados a cabo para su caracterización [8-11].

2.1 TUBERIAS REVESTIDAS

Anteriormente en las operaciones de explotación de hidrocarburos se utilizaban tuberías de acero API 5L, sin embargo, en los nuevos desarrollos de explotación de campos en aguas profundas, este tipo de tubería tiene un alto riesgo de falla prematura debido a las condiciones extremas de operación y corrosividad de los fluidos. En la actualidad se utilizan tuberías de aleación resistentes a la corrosión y una combinación de acero al carbono como respaldo que incluye un delgado revestimiento de aleación resistente a la corrosión conocidas como tuberías recubiertas. [6].

Las tuberías revestidas (Clad Pipe) constituyen una gran parte de la infraestructura de tuberías en Europa, consisten en un material base de acero al carbono en el exterior que es el material de respaldo y exhibe las propiedades mecánicas deseadas (resistencia y dureza), y una capa interna de una aleación resistente a la corrosión (CRA por corrosion resistant alloy) que está en contacto con el medio para ser transportado El material CRA es costoso en comparación con el acero al carbono, por lo tanto, el grosor de la capa CRA generalmente se mantiene al mínimo. El grosor CRA más común es de 3 mm, que es suficiente para proporcionar una protección adecuada contra la corrosión en condiciones de servicio, mientras que desde un punto de vista práctico ofrece un amplio margen de seguridad para el proceso de soldadura en campo [1,3, 12,13].

El níquel y el cromo son los elementos principales que contribuyen a la resistencia a la corrosión de la aleación. Altos contenidos del primero son responsables de su estructura cúbica centrada en la cara austenítica en la solución sólida, condición recocida. Se agrega niobio para formar precipitados de fase γ'' que son intermetálicos metaestables de estructura tetragonal, siendo estos los principales contribuyentes al aumento de la dureza durante el envejecimiento. Los contenidos de titanio y aluminio provocan la precipitación de la fase γ' [$\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$, de estructura cúbica], que son menos eficaces para promover el endurecimiento de la aleación. Otro precipitado, fase δ , de estructura ortorrómbica, no tiene un efecto significativo sobre las propiedades mecánicas y puede ser perjudicial si su presencia es excesiva, especialmente en determinadas morfologías [14-16].

2.2 ACEROS MICROALEADOS

Los aceros microaleados de alta resistencia han reemplazado a los aceros al carbono tradicionales en aplicaciones de la industria debido a sus ventajas en cuanto a las propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y soldabilidad. Estas propiedades mecánicas se deben especialmente a los altos niveles de resistencia, mediante el agregado de microaleantes y procesos termomecánicamente controlados. Este proceso permite controlar la recristalización de la austenita, el crecimiento de grano y la transformación de austenita a ferrita mediante un enfriamiento programado y la adición de pequeñas cantidades de elementos microaleantes, tales como Ti, Nb y V. Se pueden definir entonces, los aceros microaleados como aquellos que contienen pequeñas cantidades, generalmente menores del 0,15%, de elementos de aleación formadores de carburos, nitruros y carbonitruros los cuáles controlan directa o indirectamente la resistencia y otras propiedades de los aceros estructurales. De este modo se logra incrementar la resistencia por efecto del refinamiento de grano y el endurecimiento por precipitación [17,18].

2.3 ACEROS API 5L

Los aceros API 5L especificados en la norma API (American Petroleum Institute), son aceros microaleados utilizados principalmente en la fabricación de tuberías para gasoductos y oleoductos, y se caracterizan principalmente por su buena resistencia mecánica, soldabilidad y tenacidad a la fractura entre otras propiedades [19,20].

El acero API 5L presenta buenas propiedades mecánicas tales como resistencia a la tracción, a la fluencia y menor temperatura de transición, este comportamiento se puede atribuir al tipo de procesamiento de este acero, obtenido por laminación controlada termomecánicamente y consecuentemente la reducción del tamaño de grano. El grado X65 indica un límite elástico mínimo de 65000 PSI y una resistencia máxima a la tracción mínima de 77000 PSI. El número de dos dígitos que sigue a la "X" indica la resistencia mínima a la fluencia (en 000 psi) de la tubería producida para este grado [21].

2.4 ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL EN LAS TUBERIAS API 5L

Este tipo de tuberías utilizadas en la industria de los hidrocarburos se ven afectadas por las interacciones químicas con el ambiente agresivo en el que se encuentran inmersas dando como resultado un proceso electroquímico de corrosión el cual produce la degradación del material, además de la corrosión como la mayoría de las aleaciones, estas tuberías también son propensas a sufrir el fenómeno del envejecimiento natural, atribuido a las condiciones (presiones y temperaturas variables) y tiempo de servicio, los cuales provocan cambios microestructurales como el proceso de transformación de fase en estado sólido debido a la precipitación de las partículas (carburos y nitruros microaleantes) la cual proporciona la base del mecanismo de refuerzo en aleaciones que sufren endurecimiento por envejecimiento. [5,22,23,24].

Los tratamientos térmicos por envejecimiento producen precipitación, el objetivo de estos precipitados es actuar como obstáculo del movimiento de dislocaciones y por consecuencia reforzar la aleación tratada térmicamente. [25]. En este tipo de aceros, el efecto de endurecimiento se produce por la dispersión de partículas finas de carbonitruros.

2.5 SUPERALEACIONES

Las superaleaciones son materiales muy complejos los cuales pueden mantener algunas de sus propiedades físicas y mecánicas a temperatura ambiente después de ser expuestas a temperaturas elevadas. El níquel es el elemento base ideal para estas aleaciones debido a su alto punto de fusión de 1453 °C, además de poseer una gran resistencia a la corrosión y capacidad para disolverse. En la condición de tratamiento térmico, las superaleaciones representan un material compuesto que consta de varias fases intermetálicas unidas por una matriz metálica austenítica generalmente rica en níquel, esta es suficiente para estabilizar en una estructura cristalina FCC. Las fases predominantes en este tipo de aleaciones son la fase matriz gamma (γ), la fase intermetálica gamma prima (γ'), y los carburos tipo MC, M_6C y los $M_{23}C_6$ (Fig. 2.1) [26].

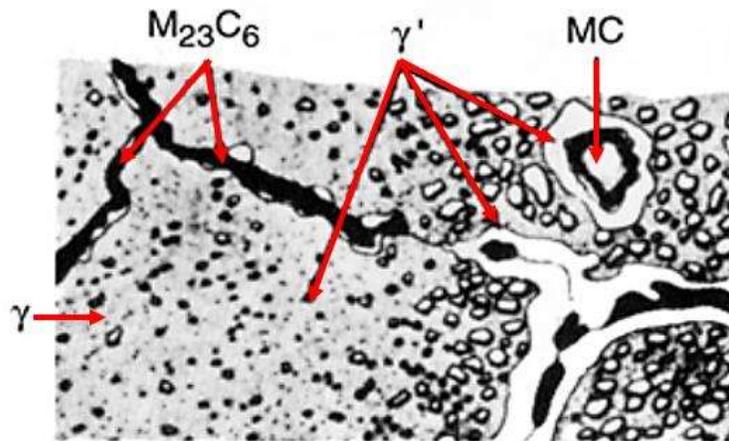


Figura 2.1 Microestructura de las superaleaciones [27].

2.5.1 La fase gama

En las superaleaciones a base de níquel (Ni), la matriz γ representa la fase de mayor proporción, es una solución sólida de los elementos de aleación mayormente compuesta por Ni y Cromo (Cr) [27]. Aunque es imposible predecir la solubilidad de la combinación de elementos de aleación en Ni todos los elementos de aleación de sustitución comunes expanden el parámetro reticular de este, siendo la tasa de expansión por adición de soluto la

mayor para Nb, W y Mo, y la menor para Co, Cr y Fe. Se ha demostrado que el Mo y el W fortalecen la solución sólida ya que estos interfieren más con la periodicidad de la red [26,28].

Además de impartir resistencia a la matriz de Ni por endurecimiento en solución sólida, el Cr en la aleación propicia la aparición de películas de óxido las cuales actúan como una barrera de protección en contra del ingreso de elementos perjudiciales tales como el oxígeno (O) y el azufre (S) [29].

2.5.2 La fase gamma prima

A medida que las aleaciones a base de Ni se enfrían, los carburos comienzan a precipitar durante el proceso de solidificación o a una temperatura ligeramente por debajo del solidus. A temperaturas más bajas, la fase gamma prima γ' se precipita que es una fase intermetálica basada en (Ni_3M) , donde M se compone por aluminio (Al) y titanio (Ti), los cuales tienden a reaccionar con el níquel (Ni) para formar dicha fase precipitada que es coherente con la matriz austenítica γ . La formación de la fase γ' se desarrolla mediante los procesos de tratamiento térmico así como también durante el proceso de solidificación [26,29,30].

Las superaleaciones a base de níquel obtienen la mayor parte de su resistencia a través de la precipitación uniforme de la fase gamma prima (γ'). Tanto el compuesto de $Ni_3(Al-Ti)$ como la matriz tienen una estructura cristalina cúbica centrada en las caras, y la diferencia en los parámetros de la red de las dos fases es muy pequeña, por lo general menos del 0,5% [26,28]. $Ni_3(Al-Ti)$ es un sistema ordenado con átomos de Ni en las caras del cubo y los átomos Al-Ti en las aristas del cubo (Fig. 2.2) [30].

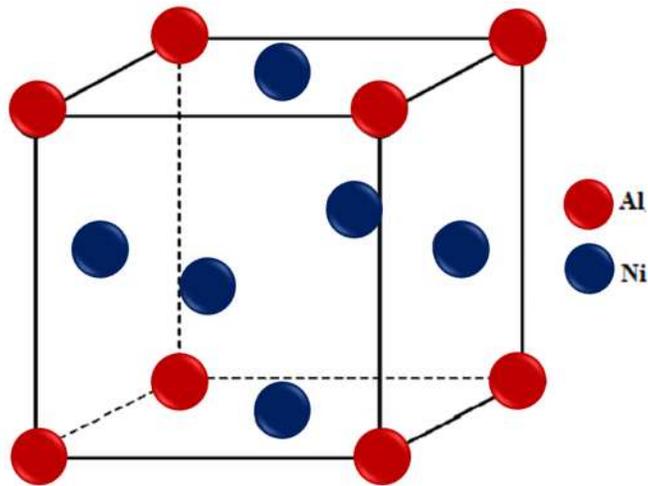


Figura 2.2 Estructura cristalina FCC de la matriz γ' .

Como ya se mencionó la fase gamma prima es un compuesto intermetálico de composición nominal Ni_3Al con titanio y otros elementos disueltos en él, esta fase es estable en una gama relativamente estrecha de composiciones, pero posee propiedades notables que le permiten proporcionar a las superaleaciones base níquel una gran resistencia a altas temperaturas. En las primeras aleaciones a base de níquel, que tendían a tener un bajo volumen de fracciones de partículas la fase gamma prima precipitó como partículas esferoidales (véase la figura 2.3). Posteriormente, se observaron precipitados cuboidales en aleaciones con mayor contenido de aluminio y titanio (Fig. 2.4), adicionalmente, durante el tratamiento térmico o la operación de servicio, se pueden formar sobres o películas en el grano límite alrededor del M_{23}C_6 que se precipita allí o alrededor de MC que se están descomponiendo [27].

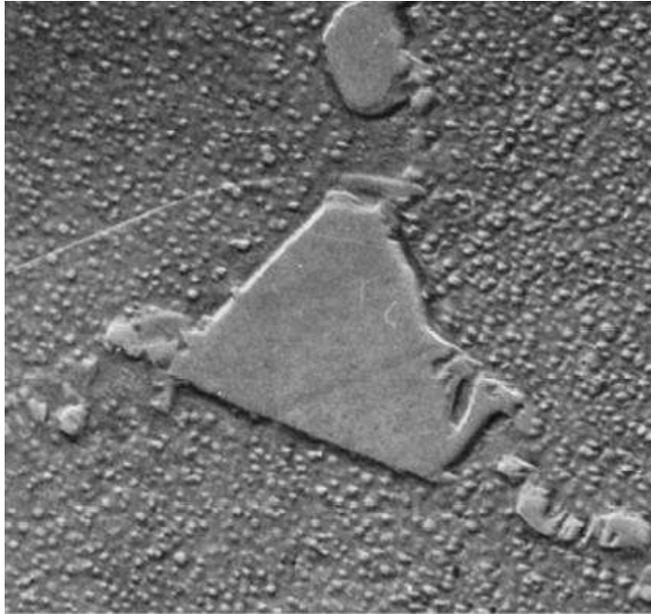


Figura 2.3. Microestructura de Nimonic 80 totalmente tratado térmicamente, que muestra un borde de grano de carburo $M_{23}C_6$ y esferoidal γ' uniformemente disperso en una matriz γ [27].



Figura 2.4. Microestructura de Nimonic 80 totalmente tratado térmicamente, que muestra un borde de grano de carburo $M_{23}C_6$ y cuboidal γ' uniformemente disperso en U-700 totalmente tratado térmicamente [27].

2.5.3 Los Carburos

En la mayoría de las aleaciones no ferrosas, e incluso en algunos sistemas ferrosos, la formación de carburos se considera perjudicial porque normalmente tienen un efecto adverso sobre las propiedades mecánicas. Sin embargo, en las superaleaciones a base de Ni se requiere la formación de carburo para estabilizar la estructura frente a la deformación a alta temperatura [26].

Los carburos son particularmente esenciales en los límites de grano de las aleaciones para la producción de las características deseadas de resistencia y ductilidad. Los carburos pueden proporcionar cierto grado de fortalecimiento de la matriz, particularmente en superaleaciones a base de cobalto, y son necesarios para el control del tamaño de grano en algunas aleaciones forjadas. Algunos carburos prácticamente no se ven afectados por el tratamiento térmico, mientras que otros requieren este paso para estar presentes. Son posibles varios tipos de carburos, dependiendo de la composición y el procesamiento de la aleación [27].

En las superaleaciones se forman diversas especies de carburos y boruros, dependiendo del tipo de la composición de la aleación y de las condiciones de procesamiento empleadas, algunos de los tipos más importantes son los carburos tipo MC, M₆C, M₂₃C₆, M₇C₃ y M₃B₂ donde M representa a un metal (Cr, Mo, Ti, Ta o Hf) [31].

El carburo más estable que se ha encontrado en las superaleaciones a base níquel es el carburo tipo MC el cual suele ser rico en Ti, Ta y / o Hf, dado que son fuertes formadores de carburo, precipita a altas temperaturas de la fase líquida. Como la mayoría de las aleaciones a base de Ni contienen Ti, el carburo MC se basa generalmente en carburos de titanio (TiC) el cual generalmente actúa como punto de nucleación para posteriormente formar Nitruros de titanio (TiN) (Fig. 2.5) [29,31].

Quizás una característica más importante del carburo MC es que sus efectos sobre las propiedades mecánicas en sí mismo es su descomposición en γ' y en el carburo más complejo M₂₃C₆, a través de reacciones del tipo:



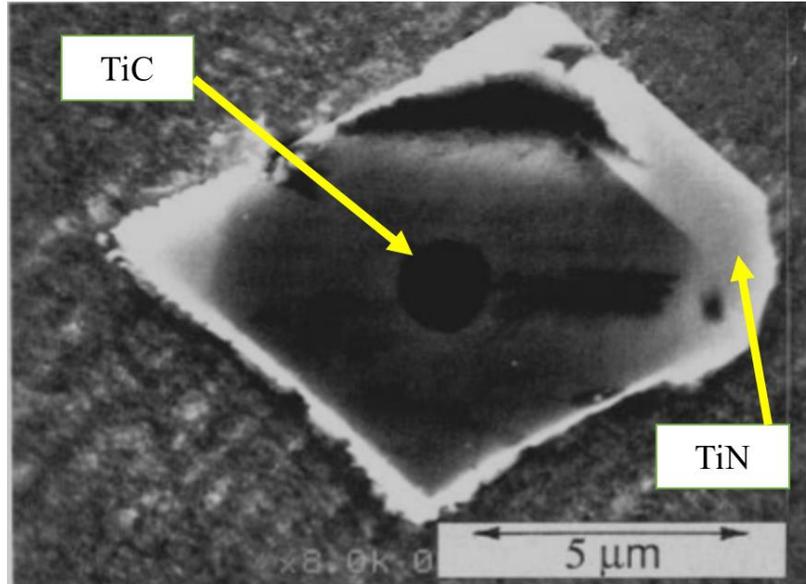


Figura 2.5. Estructura de un carbonitruro precipitado en una aleación Inconel 718 [32].

El carburo tipo $M_{23}C_6$ es probablemente el carburo más comúnmente observado en las superaleaciones base Ni tratadas térmicamente. En este tipo de carburo el radical M normalmente representa Cr, sin embargo, en las aleaciones complejas el Cr puede ser reemplazado en cierto porcentaje por otros elementos tales como Molibdeno (Mo), Cobalto (Co), Titanio (Ti), Tungsteno (W) o Niobio (Nb), los carburos $M_{23}C_6$ se forman durante el proceso de solidificación en aleaciones coladas, y en aleaciones forjadas dichos carburos precipitan durante el enfriamiento desde la temperatura de solubilización [26,29,32].

La presencia en las superaleaciones del carburo tipo $M_{23}C_6$ aumenta la resistencia a la fluencia y la ductilidad de las mismas, sin embargo, también se ha observado que la precipitación de este tipo de carburos ocurre como plaquetas extensas en los límites de grano (Fig. 2.6), esta morfología del carburo tiene un efecto negativo de fragilización, disminuyendo la ductilidad de fluencia [26].

La precipitación de los carburos tipo $M_{23}C_6$ no está restringida a los límites de los granos, esta también ocurre en los límites de macla, así como en regiones intergranulares, por lo

tanto, el carburo $M_{23}C_6$ tiende a precipitar en el siguiente orden: los límites de macla incoherentes, los límites de macla coherentes y las regiones intergranulares [26,29].

El tercer carburo más importante y abundante detectado en las superaleaciones basadas en Ni es el carburo M_6C , en general este carburo se considera más estable que el tipo $M_{23}C_6$, pero menos estable que el carburo MC . En el carburo tipo M_6C , M representa a un metal refractario (Mo,W,Nb) o un metal de transición (Fe,Ni,Co) [33,34].

Cuando el carburo M_6C precipita desde la matriz γ , su morfología es muy semejante al del carburo $M_{23}C_6$, el cual precipita en forma de partículas discretas; los cuales se localizan a menudo en los límites de grano (Fig. 2.6) [29].

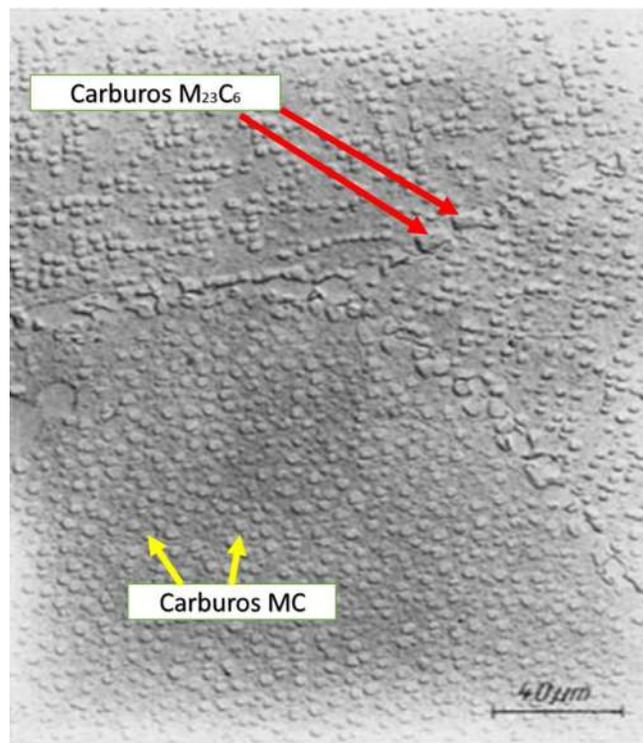


Figura 2.6. Microestructura de una aleación Udimet 710 que muestra precipitaciones de carburo $M_{23}C_6$ en forma de partículas discretas en el límite de grano y carburos MC en las regiones intergranulares [26].

2.6 CORROSIÓN

El fenómeno de la corrosión se define, en sentido estricto, como la destrucción paulatina de los cuerpos metálicos por la acción de agentes externos de tipo electroquímico, persista o no

su forma. Con la palabra corrosión metálica designamos esencialmente al fenómeno de la transformación o destrucción de los metales por cualquier medio, bien sea físico (fricción, abrasión, erosión, cavitación, agrietamiento), químico (por acción directa del oxígeno o sustancias oxidantes) o electroquímico (por efectos de pila galvánica, corrientes vagabundos, etc.).

Cómo es bien conocido en el caso de los metales, a menos de que se les proteja adecuadamente se corroen fácilmente, ejemplos son el hierro y los aceros ordinarios que se transforman con mayor o menor rapidez en herrumbre. Entre las consecuencias de la corrosión cuyos efectos vemos diariamente se pueden señalar como ejemplos:

- 1.- Perforación de tubería de distribución de agua, de gas o de otros fluidos, con las consiguientes pérdidas económicas y los riesgos inherentes.
- 2.- Deterioro de estructuras metálicas, vigas y soportes.
- 3.- Destrucción de equipos o disminución de su vida útil (intercambiadores de calor, torres de refrigeración, bombas de impulsión, compresores, turbinas, etc.).

Las consecuencias económicas una vez superadas, en cierta medida, las dificultades para evaluarlas, han proporcionado datos espectaculares y, a la vez, preocupantes. Se considera que entre un 25 y un 30% de la producción mundial de hierro es destruido anualmente por la corrosión. Las estimaciones están cerca del 4% del P.I.B. de los países industrializados. Los sectores de transporte, marina y construcción son los de mayores costes, debido al fuerte impacto de la intemperie y el agua de mar sobre la corrosión en los metales. El estudio de la corrosión y de los métodos para su prevención requiere de esfuerzos multidisciplinarios. El, "factor corrosión " es fundamental, en el proceso de selección de materiales y en el diseño de las estructuras [35].

2.6.1 Corrosión en la industria del Petróleo

La lucha contra la corrosión constituye una fuente significativa de gastos para la industria del petróleo y el gas Fig. 2.7 [36]. Los efectos de la corrosión sobre instalaciones y equipos industriales producen anualmente pérdidas que llegan a cifras muy importantes: en los países

industrializados se ha valorado en el 3% del PBI. Este porcentaje puede tomarse sobre la valoración equivalente de la industria petrolera y del gas para llegar a una cuantificación aproximada de sus efectos económicos [37].

El CO₂ y el H₂S son junto con el agua de mar de las especies corrosivas más importantes y contra las cuales es necesario emplear diversos métodos para el control de corrosión. El CO₂ y el H₂S son especies químicas que están en equilibrio con las tres fases petróleo, agua y gas por lo que las cantidades de CO₂ y H₂S en cada fase están relacionadas, pero con concentraciones diferentes dadas por las solubilidades correspondientes a cada fase.



Figura 2.7. Erogaciones por corrosión. Las erogaciones por corrosión en la industria del petróleo y el gas de EUA ascienden a alrededor de USD 26 800 millones /año [36].

De todas las fallas que ocurren en las operaciones de la industria de los hidrocarburos la más importante es la corrosión con el 33% de los casos como se observa en la tabla 2.I.

Tabla 2.I. Fallas en la industria petrolera [38].

TIPOS DE FALLAS	%
Corrosión	33
Fatiga	18
Daño mecánico	14
Fractura frágil	9
Defecto de fabricación	9
Defectos de soldaduras	7
Otros	10

2.7 ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS

Los ensayos no destructivos son herramientas muy atractivas en la supervisión y control de la calidad de los materiales en ingeniería, procesos de manufactura, confiabilidad de productos en servicio y mantenimiento de sistemas, cuya falla prematura puede ser costosa o desastrosa. Los ensayos no destructivos basan su aplicación en fenómenos físicos los cuales no dañan o cambian las propiedades del elemento analizado. Los métodos más utilizados para los ensayos o pruebas no destructivas son las ondas electromagnéticas, acústicas, corrientes inducidas, efecto de termoeléctrico, etc. [39].

2.7.1 Ultrasonido

Ensayo de ultrasonido es el nombre que se le da al estudio y aplicación de ondas sonoras en las que la frecuencia está por arriba del rango audible para el ser humano (por encima de los 20 KHz). Este sistema de inspección tiene sus orígenes en los ensayos de percusión, en los cuales los materiales son golpeados con un martillo y se escucha cuidadosamente el sonido que la pieza examinada emite. La desventaja de estos ensayos es que solo permite detectar defectos de una magnitud tal que ocasionan un cambio en el tono del sonido que emite el material sujeto a prueba y por este motivo son poco confiables en la inspección preventiva.

La inspección por ultrasonido industrial (UT) se define como un procedimiento de inspección no destructiva de tipo mecánico, las pruebas por ultrasonido consisten en la propagación de ondas de baja amplitud a través de un material con la finalidad de medir tiempo de recorrido y cambio en la intensidad para una distancia dada. Los equipos utilizados en la actualidad permiten detectar discontinuidades superficiales, subsuperficiales e internas, dependiendo del tipo de palpador utilizado y de las frecuencias que se seleccionen dentro de un rango de 0.25 hasta 25 MHz. Algunas de las aplicaciones de esta técnica son medir espesores, detección de fallas, medición de parámetros como el módulo de elasticidad o tamaño de grano, los cuales están asociados directamente con la estructura del material [40].

Las ondas ultrasónicas son generadas por un cristal o un cerámico piezoeléctrico alojado dentro del palpador; este elemento denominado transductor, tiene la propiedad de transformar

la energía eléctrica en energía mecánica y viceversa. Al ser excitado eléctricamente, y por el efecto piezoeléctrico, el transductor vibra a altas frecuencias (lo que genera ultrasonido); estas vibraciones son transmitidas al material que se desea inspeccionar. Durante el trayecto en el material, la intensidad de la energía sónica sufre una atenuación, que es proporcional a la distancia del recorrido.

Para la caracterización de materiales por medio de ultrasonido, es necesario relacionar las propiedades del material con la velocidad o atenuación ultrasónica. Para poder definir dichos parámetros en función de las propiedades del material es necesario definir también los parámetros físicos que rigen la propagación del sonido en los materiales.

El sonido en los materiales se propaga por medio de ondas, las cuales son vibraciones mecánicas oscilatorias las cuales se transmiten en un medio elástico. Según las características del medio, estas vibraciones se propagarán con diferente velocidad y amplitud. Las ondas son perturbaciones mecánicas las cuales transmiten energía en el medio en el que se propagan, dicha energía dependerá de la posición y del tiempo Fig.2.8.

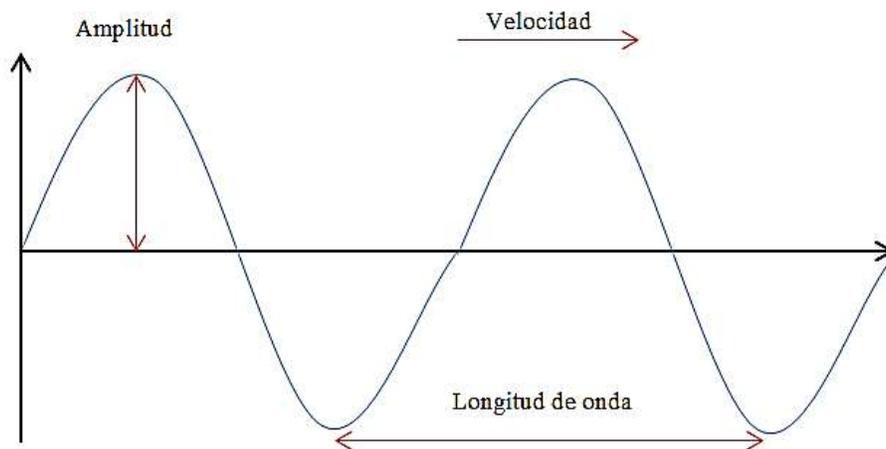


Figura 2.8 Diagrama esquemático de una onda armónica [41].

2.7.1.1 Ultrasonido arreglo de fases

El transductor ultrasónico convencional para END comúnmente consta de un solo elemento activo que genera y recibe ondas de alta frecuencia de sonido, o dos pares de elementos, uno para transmitir y otra para recibir. Los palpadores de arreglo de fases, por otra parte, consisten normalmente en un conjunto de transductores que van desde los 16 hasta 256 pequeños elementos individuales los cuales emiten señales de ondas independientes a través de la muestra a inspeccionar. Estos pueden estar dispuestos en una tira (arreglo lineal) ver Fig. 2.9, matriz 2D, un anillo (matriz anular), una matriz circular, o una forma más compleja. Como es el caso con transductor convencional, los palpadores de arreglo de fases pueden ser diseñados para uso en contacto directo, como parte de un conjunto de haz de ángulo con una zapata, o para el uso de inmersión con acoplamiento de sonido a través de una vía de agua [42].

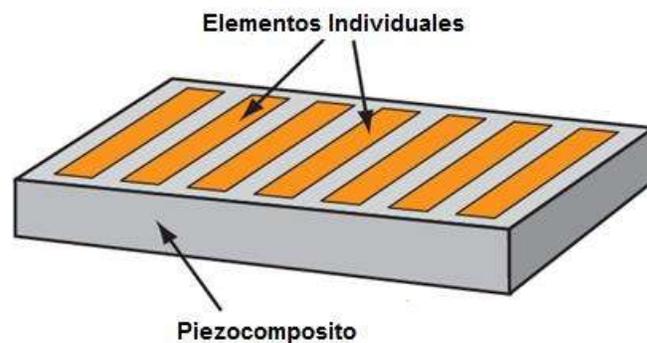


Figura 2.9. Arreglo de elementos individuales de un transductor [42].

En el sentido más básico, un sistema de arreglo de fases utiliza el principio de la eliminación física de la onda. Se varía el tiempo entre una serie de impulsos ultrasónicos de salida, de tal manera que los frentes de onda individuales generados por cada elemento de la matriz se combinan entre sí. Esta acción agrega o cancela la energía de forma predecible que efectivamente dirige y da forma al haz de sonido. Esto se logra mediante la pulsación de los elementos individuales del palpador en momentos ligeramente diferentes. Con frecuencia, los elementos son pulsadas en grupos de 4 a 32 con el fin de mejorar la sensibilidad efectiva de abertura cada vez mayor, que luego reduce la propagación del haz no deseado y permite enfoques más nítidos [43]. El software utilizado como una calculadora de la ley focal

establece tiempos específicos de retardo para disparar cada grupo de elementos con el fin de generar la forma del haz deseada, teniendo en cuenta las características del palpador y zapata, así como las propiedades geometrías y acústicas del material ensayado. La secuencia de pulsos programado seleccionado por el software operativo del instrumento emite una serie de frentes de onda individuales hacia el material de ensayo. Estos frentes de onda, a su vez, se combinan de manera constructiva y destructiva en un frente de onda principal y única que viaja a través del material de ensayo y se refleja en las grietas, discontinuidades y límites de grano de otros materiales, como una onda ultrasónica convencional [44] (Fig.2.10).

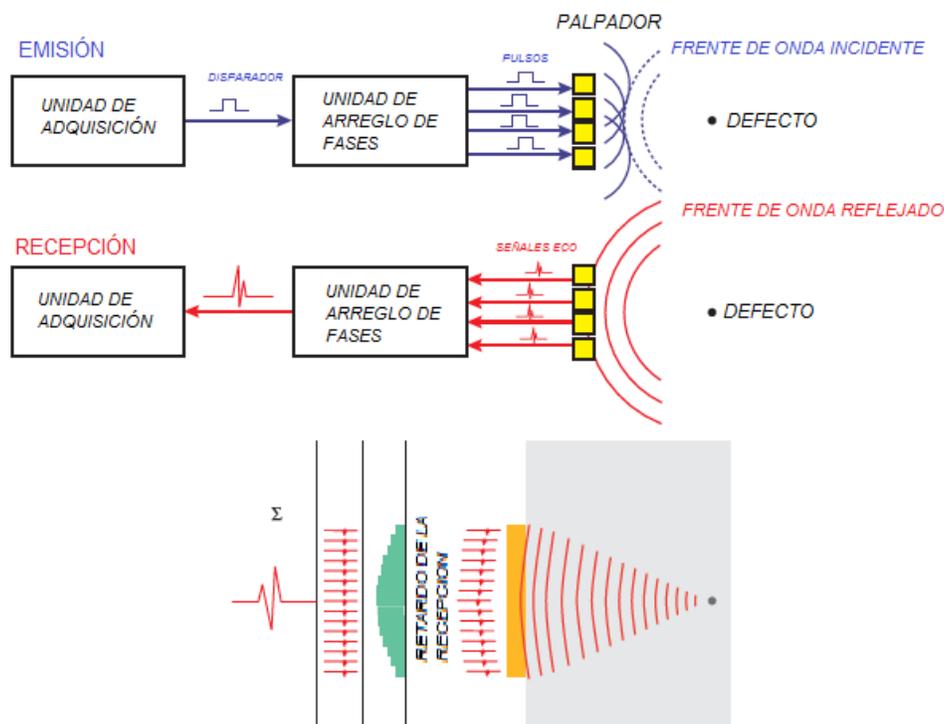


Figura 2.10. Formación del haz y tiempo de retardo para pulsado y recepción múltiple de haces (fase y amplitud) [44].

Los ecos de retorno son recibidos por los diversos elementos o grupos de elementos y desplazado en el tiempo como sea necesario para compensar retardos variables de zapata y luego se suman. A diferencia de un transductor de elemento único convencional, que combina eficazmente los efectos de todos los componentes del haz que golpean su área, un palpador

de arreglo de fases puede ordenar espacialmente el frente de onda de retorno de acuerdo con el tiempo de llegada y amplitud en cada elemento.

2.7.1.2 Ventajas del Arreglo de Fases en Comparación con el Ultrasonido Convencional

Los sistemas ultrasónicos de arreglo de fases potencialmente pueden ser empleados en casi cualquier prueba donde detectores de defectos por ultrasonidos convencionales han sido utilizados tradicionalmente. Inspección de soldaduras y detección de grietas son las aplicaciones más importantes, y estas pruebas se realizan a través de una amplia gama de industrias, incluyendo la aeroespacial, generación de energía, petroquímica, y proveedores de artículos tubulares, construcción y mantenimiento de tuberías, metales estructurales y manufactura en general. El arreglo de fases también puede ser utilizado para detectar pérdidas de espesor de materiales en aplicaciones de inspección de corrosión [45].

Los beneficios de la tecnología de arreglo de fases sobre el ultrasonido convencional provienen de su capacidad de utilizar múltiples elementos para dirigir, enfocar y analizar los haces con un conjunto de sonda única. Orientación de haz, comúnmente conocida como S-exploración (escaneo sectorial), se puede usar para componentes de mapeo en ángulos apropiados. Esto puede simplificar la inspección de componentes de geometría compleja. El tamaño compacto de la sonda y la capacidad de barrer el haz sin mover la sonda también ayuda a las inspecciones de tales componentes en situaciones en las que hay un acceso limitado para el barrido mecánico.

El S-Scan es exclusivo de equipos de arreglo de fases. En una exploración lineal, todas las leyes focales emplean un ángulo fijo con la secuencia de apertura. El S-Scan, por otro lado, utiliza aberturas fijas y se dirige a través de una secuencia de ángulos como lo muestra la Fig. 2.11. Los más conocidos, muy común en las imágenes médicas, utiliza una zapata de interfaz de cero grados para dirigir las ondas longitudinales, creando una imagen en forma de pastel que muestra defectos laminares y ligeramente en ángulo.

El usuario define el ángulo inicial, final y resolución de paso para generar la imagen S-Scan. Observe que la apertura se mantiene constante, cada ángulo definido genera un haz que

corresponde con las características definidas por la abertura, la frecuencia y la atenuación. La respuesta de la forma de onda de cada ángulo (leyes focales) se digitaliza en códigos numéricos a los cuales se les asignan colores, y se representa en el ángulo correspondiente apropiado para la construcción de una imagen de corte transversal. En la actualidad el S-Scan se produce en tiempo real a fin de ofrecer continuamente imágenes dinámicas con el movimiento del palpador. Esto es muy útil para la visualización de defectos y aumenta la probabilidad de detección, especialmente con respecto a los defectos orientados al azar, como muchos ángulos de inspección pueden ser utilizados al mismo tiempo [46].

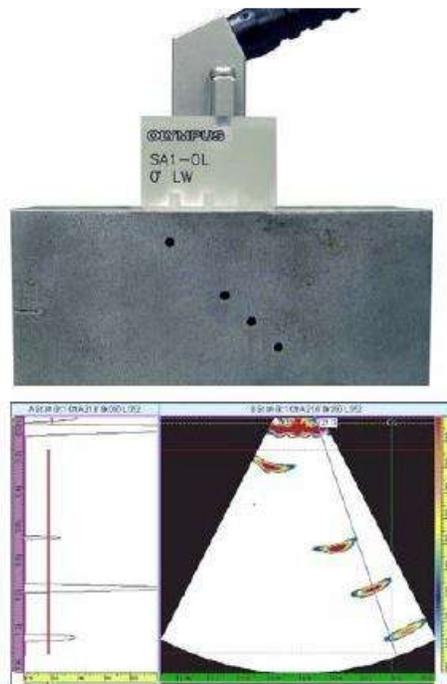


Figura 2.11. -30° a $+30^\circ$ S-Scan [46].

El análisis sectorial también se suele utilizar para la inspección de soldaduras. La capacidad de probar soldaduras con ángulos múltiples de una única sonda aumenta en gran medida la probabilidad de detección de anomalías. El enfoque electrónico optimiza la forma del haz y tamaño a la ubicación esperada del defecto, así como la probabilidad de una mayor optimización de la detección. La capacidad de enfocar a profundidades múltiples también mejora la capacidad para el dimensionamiento de defectos críticos para las inspecciones

volumétricas. En arreglo de fases las velocidades de inspección pueden ser hasta 10 veces más rápido en comparación con UT convencional proporcionando así una ventaja importante.

Las desventajas potenciales de sistema de Arreglo de Fases son un costo algo más elevado y requerimientos para la formación de los operarios. Sin embargo, estos costos se compensan con frecuencia por su mayor flexibilidad y una reducción en el tiempo necesario para llevar a cabo una inspección dada.

2.7.2 Potencial termoeléctrico

Este método termoeléctrico de caracterización no destructiva (END) está basado en el efecto Seebeck [47] el cual es generalmente utilizado en termopares para la medición de temperatura en la unión entre dos materiales conductores disímiles. La Fig. 2.12a muestra un diagrama esquemático de la medida del potencial termoeléctrico (PTE) de contacto en la caracterización no destructiva de materiales. Uno de los electrodos de referencia es calentado utilizando una corriente eléctrica a una temperatura preestablecida T_h , la temperatura de esta punta es establecida mientras que la otra permanece fría a temperatura ambiente T_c . La medición es realizada rápidamente para asegurar que el electrodo de referencia caliente no reduzca su temperatura y que el resto del espécimen no se caliente de manera perceptible. La medida del voltaje termoeléctrico está dada por:

$$V = \int_{T_c}^{T_h} [S_S(T) - S_R(T)] dT = \int_{T_c}^{T_h} S_{SR}(T) dT \quad (2.1)$$

Donde:

T_h = Temperatura preestablecida del electrodo de referencia.

T_c = Temperatura ambiente.

S_S = Potencial termoeléctrico del espécimen.

S_R = Potencial termoeléctrico del electrodo de referencia.

T = Temperatura.

Cualquier variación en las propiedades del material puede afectar la medida del voltaje termoeléctrico como:

$$S_{SR} = S_S - S_R \quad (2.2)$$

El cual representa el potencial termoeléctrico relativo del espécimen a medir con respecto al electrodo de referencia. En la mayoría de los casos, el voltaje termoeléctrico puede ser aproximadamente igual a:

$$V \approx (T_h - T_c)S_{SR} \quad (2.3)$$

El potencial termoeléctrico (PTE) intrínseco de los metales es sensible a una amplia variedad de propiedades de los materiales. Claramente, la composición química tiene el mayor efecto en las propiedades termoeléctricas dentro del campo de caracterización de materiales [48]. Sin embargo, materiales metálicos con la misma composición química pueden también dar lugar a una variación del PTE como resultado de diferentes tratamientos térmicos, procesos de precipitación, crecimiento de grano, restauración (maquinado), textura etc., pueden ser explotados por algunas de las técnicas de END [49].

Como se mencionó anteriormente, la suposición fundamental en los END por termoelectricidad es que la medición de voltaje puede ser incierta algunas veces debido a las variaciones de temperatura en el contacto, los materiales idénticos no producen voltaje termoeléctrico. Sin embargo, el inherente contacto entre el espécimen y el electrodo de referencia puede producir una característica señal termoeléctrica, aún si los electrodos para la medición son de un material muy similar al del espécimen. Esta compensación termoeléctrica puede ser reducida más no eliminada, reduciendo la resistencia térmica y eléctrica entre el espécimen y el electrodo de referencia.

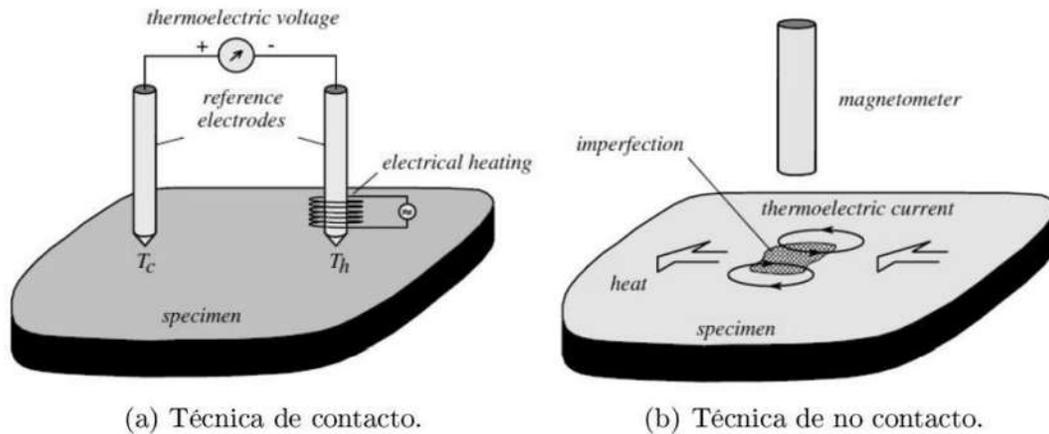


Figura 2.12. Diagramas esquemáticos de las técnicas de potencial termoeléctrico [47].

2.7.2.1.1 Método de punta caliente

En la Fig. 2.13 se muestra el método de punta caliente el cual consiste en regular la temperatura de únicamente una sola punta (Punta caliente =50°C) mientras la otra punta permanece a temperatura ambiente (punta fría), creando un ΔT .

En este método, el gradiente térmico es localizado en el área de contacto y su tamaño es determinado por el tamaño de la unión o diámetro de la punta, el volumen del gradiente térmico equivale aproximadamente a 6 veces el radio de la punta.

El tamaño de las puntas es ideal para hacer evaluaciones a cordones de soldadura. Otra ventaja que ofrece este método es que, al ser solo dos puntas metálicas con un diámetro muy pequeño, se puede utilizar para evaluar distintos tipos de junta de soldadura, en ocasiones, de difícil acceso, como soldaduras con junta en T.

Una de las ventajas de este método es que las mediciones del PTE son localizadas y estas pueden hacerse a elementos en sitio, lo cual es conveniente para su uso a nivel industrial, para evaluar soldaduras en campo [50].

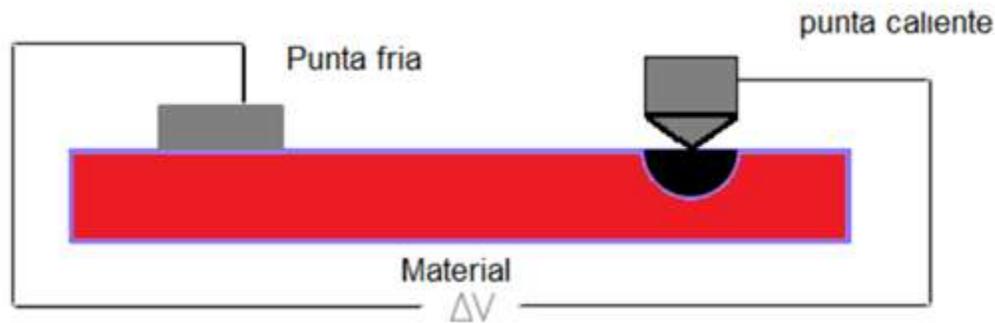


Figura 2.13. Diagrama del equipo de punta caliente [50].

2.7.2.2 Influencia de la microestructura en el PTE

El PTE se ve afectado en los materiales debido a defectos de la red como lo son los átomos de soluto, dislocaciones y precipitados, los cuales alteran las propiedades electrónicas o elásticas de los materiales y por lo tanto inducir una variación de las mediciones de PTE.

Para mostrar de una mejor forma el efecto que tienen distintos fenómenos metalúrgicos en las mediciones de PTE estos se muestran en la Fig.2.14, en la cual se grafican los distintos comportamientos separadamente [51].

Las ventajas de este método son que se obtiene una medición rápidamente (menos de 1 min) con una precisión razonable (aproximadamente $\pm 0.5\%$) y una buena resolución (alrededor de $0.001 \mu\text{V/K}$) y no depende del tamaño de la muestra [52].

En la Fig. 2.15 se muestran los diferentes cambios que sufre el PTE de un material al ser sometido a un tratamiento térmico de solubilizado, deformación plástica o se lleva a cabo un proceso de precipitación. Así como su comparación en sus dos escalas disponibles, relativa o absoluta.

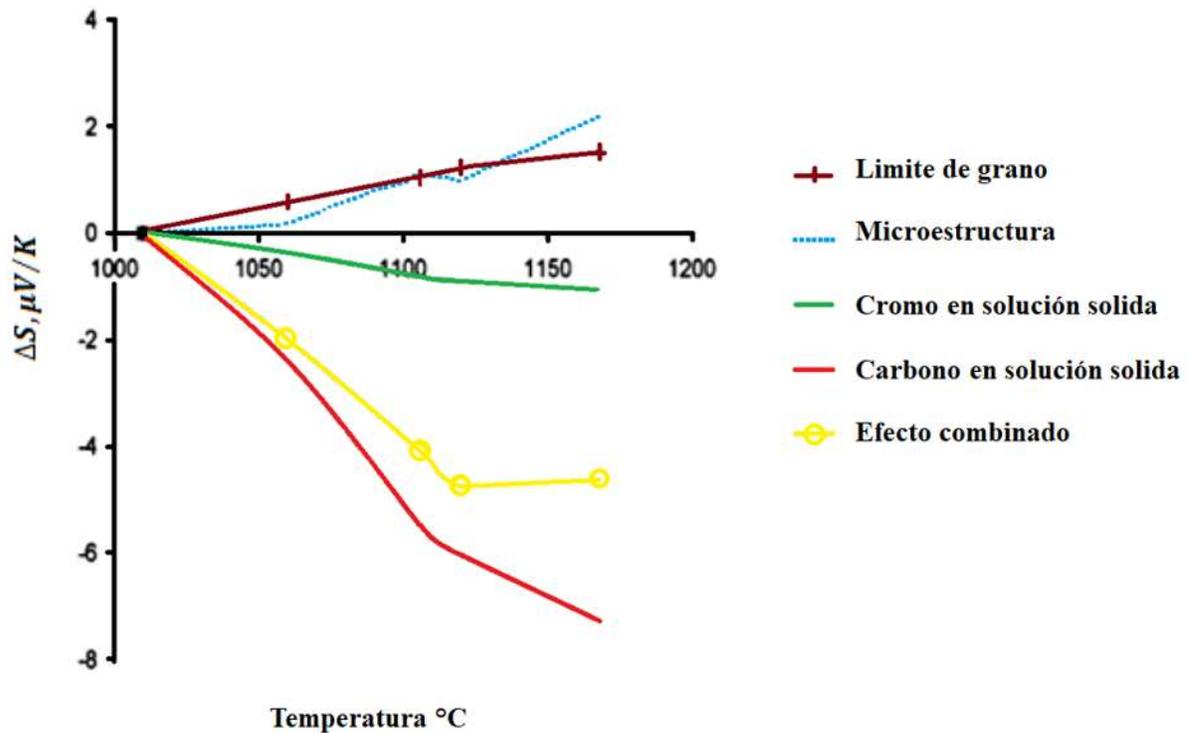


Figura 2.14. Diferentes contribuciones que afectan al PTE [51].

Actualmente varios estudios han demostrado que las mediciones de PTE son muy sensibles a las modificaciones de las propiedades electrónicas o elásticas de la red de hierro inducida por defectos. El valor medido de "S" se modifica en diversos grados por los diferentes tipos de defectos como átomos en solución sólida o dislocaciones presentes en la red. Para una temperatura dada y su microestructura, las diferentes contribuciones al PTE son aditivas. Esta suposición es, aún más, para materiales de baja aleación, debido a que las interacciones entre los defectos se pueden despreciar [52].

Los precipitados pueden tener un efecto intrínseco en las mediciones de PTE. Esto se ha demostrado especialmente en el caso de aleaciones de cobre-aluminio [53]. Se demostró que los precipitados gruesos incoherentes no tienen efecto en PTE, mientras que los precipitados coherentes sí tienen una influencia en PTE. Estos resultados pueden explicarse por el hecho de que los precipitados incoherentes son similares a un hueco. Durante la formación de estos precipitados, las variaciones de las mediciones de PTE están por lo tanto esencialmente relacionados con la disminución del contenido de los elementos en solución sólida. En

contraste, los precipitados coherentes inducen alteraciones elásticas y electrónicas en la red y por lo tanto modifican las señales de PTE. El diagrama de la Fig.2.15 ilustra también el efecto sobre el valor de PTE de acuerdo con la evolución de la densidad de dislocaciones y del contenido de los elementos en solución sólida. A partir de este diagrama, aparece que es posible seguir, cuantitativamente, las etapas de precipitación o disolución y las etapas del trabajo de endurecimiento, la recuperación o recristalización de un acero dado durante el tratamiento térmico o trabajando en frío [52].

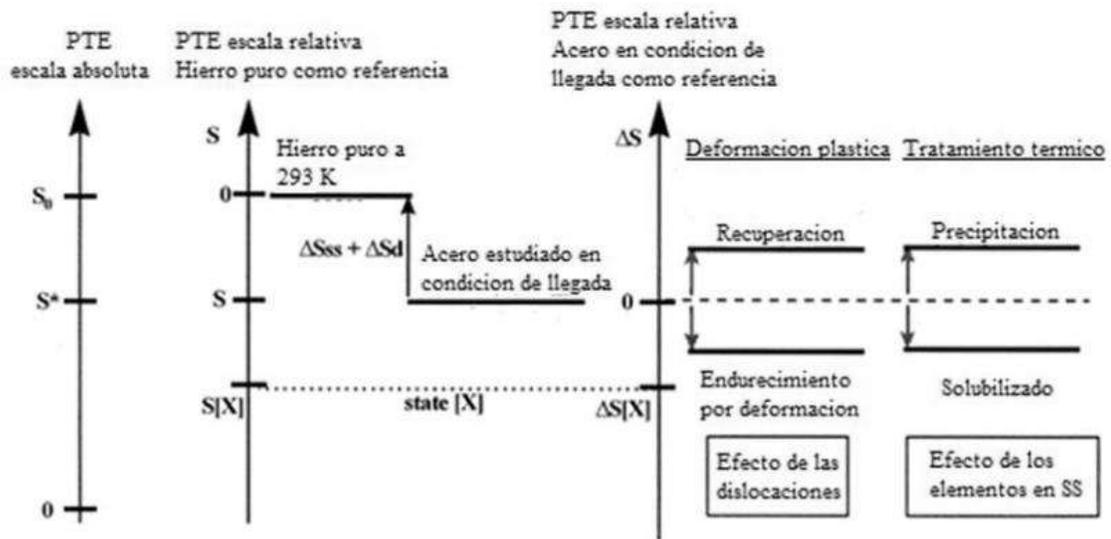


Figura 2.15. Representación esquemática de la variación de las mediciones PTE en escala relativa y absoluta [52].

La medición de la energía termoeléctrica de materiales metálicos se ha utilizado durante muchos años para estudiar la evolución microestructural. La medición de PTE son relativamente simples, rápida, muy precisa y es independiente de la geometría de la muestra.

Este método de medición es usado para caracterizar la cinética de precipitación del C y de N en los aceros, y la cinética de precipitación de Cu en las aleaciones de Al, así como segregación de carbono [54-56]. El efecto de los elementos de aleación sobre la medición de PTE ha sido relativamente bien estudiada, no es el caso de la influencia de la presencia de muchas fases en un material metálico sobre el PTE [57].

Los elementos presentes en solución sólida son centros de dispersión para los electrones y los fonones y generalmente tienen una fuerte influencia sobre el valor del PTE, dependiendo de su naturaleza.

En cuanto a las dislocaciones, está establecido que su presencia disminuye el PTE del hierro puro y con una disminución de la densidad de dislocaciones en la red aumenta el valor de ΔS_d [58].

Los precipitados son propensos a tener un efecto intrínseco en el PTE. Este efecto fue establecido, particularmente en el caso de aleaciones de aluminio. En el caso de las aleaciones de AlCu [53], se demostró claramente que los precipitados gruesos e incoherentes no tienen efecto en la PTE, mientras precipitados coherentes y semi-coherentes tienen una fuerte influencia.

Hablando de propiedades mecánicas, los precipitados actúan como obstáculos al libre paso de las dislocaciones, provocando endurecimiento del material, esto siempre y cuando se logre una dispersión densa y fina de los mismos en la matriz.

Cuando se presentan en exceso podrían llegar a provocar efectos negativos en el material como una disminución de su resistencia a la tracción y disminuir su tenacidad.

Estos resultados se pueden explicar fácilmente por el hecho de que los precipitados incoherentes no inducen tensiones internas en la matriz que puedan perturbar la red y por lo tanto actuar como huecos en la matriz con poca influencia en el PTE. Durante la formación de estos precipitados, las variaciones de mediciones de PTE están vinculados, por lo tanto, esencialmente en la disminución en el contenido de elementos de aleación en SS. En contraste, los precipitados coherentes y semi-coherentes inducen tensiones elásticas en la red y por lo tanto modificar el PTE. Se observó que esta modificación depende del tamaño, la naturaleza, la morfología y la fracción volumétrica de los precipitados [58].

En el caso de átomos de carbono intersticiales, se espera que el PTE del hierro tienda a disminuir con el incremento de la cantidad de átomos de carbono en solución sólida y a disminuir cuando los átomos de carbono dejan la solución sólida para segregarse en dislocaciones o en precipitaciones. Un aumento de la densidad de dislocaciones también conduce a una disminución de PTE del hierro. Por último, se considera que los precipitados

no tienen efecto importante en el PTE, a menos que sean pequeños y coherentes (ΔS_{pp} casi igual a 0) [59].

2.7.3 Corrientes de Foucault

Las corrientes de Foucault son una técnica de inspección no destructiva, que se basa en la generación de un campo magnético y que permite la detección de discontinuidades a nivel superficial y sub-superficial en materiales conductores. El ensayo no destructivo por corrientes de Foucault consiste en hacer pasar una corriente alterna por una bobina, la cual genera un campo magnético. Al colocar una probeta en dirección perpendicular al campo magnético creado por una bobina, se generan corrientes de Foucault en la probeta. El flujo magnético inducido por la bobina va a producir corrientes de Foucault en la probeta que son corrientes en líneas cerradas que fluyen en la superficie del material conductor, que a su vez producirán un campo magnético secundario, que se va a oponer al campo magnético de la bobina modificando la impedancia. Una variación en el flujo de corriente eléctrica en la bobina da como resultado una variación en el campo magnético. Un material conductor cercano resiste el efecto del campo magnético variable, y esto se manifiesta por medio de una corriente de Foucault. Las grietas y otras condiciones en la superficie modifican las corrientes de Foucault generadas en el material conductor de modo que se modifica el campo magnético secundario (disminuye la intensidad) y tendrá un nuevo efecto en el campo primario

Las trayectorias circulares de las corrientes de Foucault son paralelas a la superficie del objeto y su sentido es tal que siempre producen un campo magnético opuesto al campo magnético que las generó. Estas trayectorias de corrientes de Foucault envuelven a su vez líneas de flujo magnético dentro del material de inspección. En la Fig. 2.16 se muestran las corrientes de Foucault y la dirección de las mismas [60].

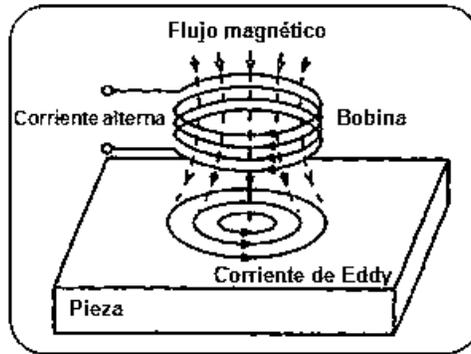


Figura 2.16. Corrientes de Foucault [60].

Las corrientes de Foucault conocidas también como corrientes de Eddy o corrientes inducidas solo pueden existir en materiales conductores [60], estas son muy eficaces para medir parámetros físicos tales como conductividad eléctrica y permeabilidad magnética, además de la detección de discontinuidades como lo es la corrosión y también grietas. Algunas de las ventajas de la inspección por medio de las corrientes de Foucault son:

- Sensibilidad a pequeñas grietas
- La obtención de resultados inmediatos en la inspección de las muestras.
- El método puede ser utilizado para diferenciación de conductividad en diversos materiales.
- La preparación que se debe dar al material es mínima.

Esta técnica también posee limitaciones en su inspección como:

- Solo se puede aplicar en materiales conductores.
- La superficie debe ser accesible a la bobina.
- El acabado superficial puede interferir en las mediciones.
- La profundidad de penetración es limitada de acuerdo con la frecuencia del generador alimentador del puente de Wheatstone.

2.7.3.1 Parámetros de ensayo.

Las técnicas de inspección por corrientes de Foucault dependen de varios parámetros que corresponden a propiedades del material que se va a inspeccionar, características de las

bobinas, o del procedimiento mismo de inspección. Los factores más importantes durante las pruebas son las siguientes: impedancia, conductividad eléctrica, permeabilidad magnética, grietas, profundidad de penetración, efecto de separación, y el efecto de borde.

2.7.3.2 Conductividad eléctrica.

La conductividad eléctrica es una propiedad que tienen los metales para permitir el paso, con una mayor o menor resistencia al flujo de la corriente, es representado con la letra σ (sigma), y su unidad es Siemens por metro (S/m). La conductividad eléctrica depende de la distribución y energía de los electrones que rodean al núcleo. Los materiales recocidos (estructura ordenada), conducen mejor que los materiales deformados (estructura desordenada).

Con la aplicación de corrientes de Foucault posibilita la medición de conductividad eléctrica, en términos de porcentaje IACS (Patrón Internacional de Cobre Recocido). La medida de la conductividad se hace tomando como referencia la del cobre no aleado y recocido, que se toma como 100% IACS. La Tabla 2.II presenta la conductividad eléctrica de algunos metales en siemens por metro y en porcentaje IACS [60].

Tabla 2.II. Conductividad eléctrica de algunos metales en siemens por metro y en porcentaje IACS.

Metal	Conductividad eléctrica absoluta (S/m)	Conductividad eléctrica (% IACS)
Plata	6.30X10 ⁷	102
Cobre recocido	5.96X10 ⁷	100
Oro	4.55X10 ⁷	70
Aluminio	3.55X10 ⁷	61
Magnesio	2.15X10 ⁷	37
Latón (70 Cu, 30Zn)	1.62X10 ⁷	28
TI-6AL-4V	9.99X10 ⁶	17.24
Acero inoxidable AISI 304	1.45X10 ⁶	2.5

2.7.3.3 Permeabilidad magnética.

La permeabilidad magnética del material es una de las variables más importantes dentro de la inspección no destructiva, en particular en las Corrientes de Foucault. La permeabilidad magnética es un parámetro usado para evaluar el comportamiento de un material frente al campo magnético. Así mismo, se define como la capacidad de un material para concentrar líneas magnéticas. La permeabilidad magnética se representa con la letra griega minúscula μ (mu) y está definida por:

$$\mu = \frac{\vec{B}}{\vec{H}} \quad (2.4)$$

Donde:

μ : Permeabilidad magnética.

\vec{B} : Densidad de campo magnético.

\vec{H} : Intensidad de campo magnético.

Como las Corrientes de Foucault 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.

La permeabilidad magnética es igual a:

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

μ_0 = Permeabilidad del aire o vacío ($4\pi 10^{-7}$ H/m)

$\mu_r = \mu/\mu_0$ = Permeabilidad relativa (=1 para el aire).

La permeabilidad magnética relativa permite clasificar a los materiales como ferromagnéticos, paramagnéticos y diamagnéticos. Para materiales diamagnéticos la permeabilidad magnética relativa tiene un valor menor a la unidad ($\mu_r < 1$), mientras que para materiales paramagnéticos su valor es mayor que la unidad ($\mu_r > 1$). Para ferromagnéticos, el valor de la permeabilidad magnética es mucho mayor a uno, ($\mu_r \gg 1$), lo que significa que el campo magnético inducido se intensifica con el material. Para los materiales ferromagnéticos plantea un problema potencial cuando se utilizan las Corrientes

de Foucault en pruebas no destructivas, ya que las variaciones en el campo magnético pueden producir cambios de impedancia mayores a los debidos por los parámetros de interés (grietas, espesor, conductividad, etc.). En la Tabla 2.III se indican los valores de permeabilidad magnética de algunos materiales [60].

Tabla 2.III. Valores de la permeabilidad magnética relativa de diferentes materiales.

Metal	Tipo	Permeabilidad magnética relativa (μ_r)
Cobre recocido	Paramagnético	0.99999991
Plata	Paramagnético	0.999974
Aire	Paramagnético	1.0000001
Aluminio	Paramagnético	1.00002
TI-6AL-4V	Paramagnético	1.0000706
Cobalto	Ferromagnético	250
Níquel	Ferromagnético	660
Hierro	Ferromagnético	5000

2.7.3.3.1 Selección de la frecuencia de inspección.

Las frecuencias de corriente alterna usadas en las pruebas por corrientes de Foucault van de un rango de unos pocos kHz hasta más de 5 MHz. Con bajas frecuencias, la profundidad de penetración (δ) es relativamente alta, pero la sensibilidad para detectar discontinuidades es relativamente baja; y al contrario con las altas frecuencias (Fig.2.17). En el caso de los materiales ferromagnéticos la profundidad de penetración (δ) es muy reducida, usar bajas frecuencias es inevitable [61].

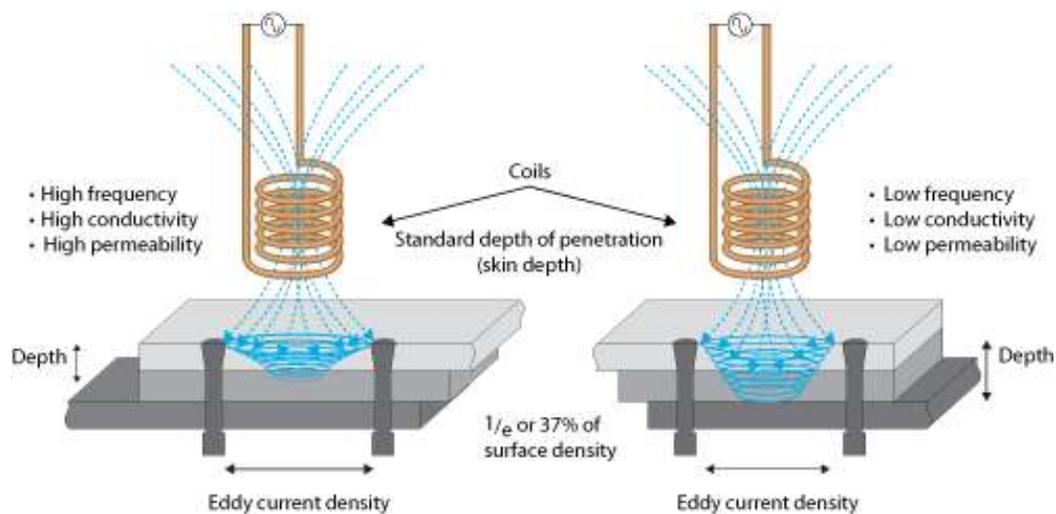


Figura 2.17. Profundidad de penetración estándar [61].

Para seleccionar una frecuencia para inspeccionar una probeta depende de la conductividad eléctrica del material de la probeta, la permeabilidad magnética y las dimensiones de la probeta.

Las corrientes de Foucault no se distribuyen uniformemente en toda la masa de la muestra; por lo contrario, su densidad es máxima en la superficie y disminuye exponencialmente según penetran hacia el interior del material conductor. Este fenómeno se percibe mejor cuando mayor sea la frecuencia de la corriente, la conductividad de muestra y la permeabilidad magnética [62].

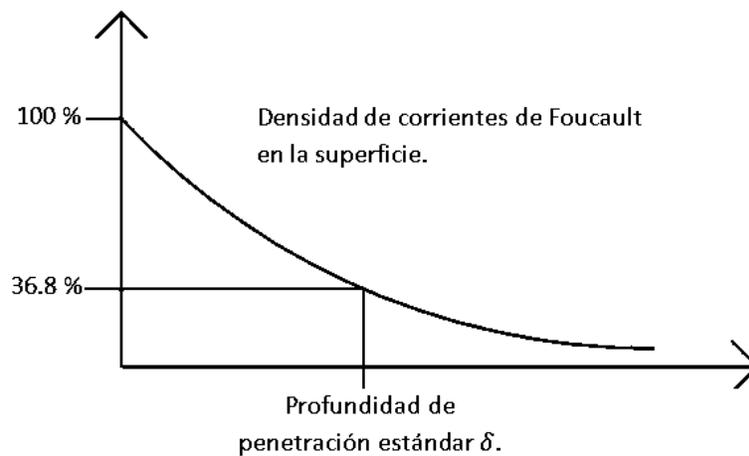


Figura 2.18. Profundidad de penetración estándar.

Se denomina profundidad de penetración estándar a la profundidad de penetración de las corrientes de Foucault en un material conductor cuando la densidad de las corrientes de Foucault es $1/e$ (36.8 %), de su densidad superficial (Fig. 2.18), se designa con la letra griega minúscula δ (delta), y se calcula mediante la expresión:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} \quad (2.6)$$

Donde:

δ : Profundidad de penetración estándar en metros [m].

μ : Permeabilidad magnética de la muestra en Henrios por metro [H/m].

f : Frecuencia de inspección en Hertz [Hz].

σ : Conductividad eléctrica en Siemens por metro [S/m].

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.

También se observa que el valor de δ aumenta, cuando la conductividad disminuye, con lo que se tiene mayor penetración en materiales que no son buenos conductores.

En las muestras de poco espesor, la frecuencia deberá ser tal, que la profundidad de penetración sea menor que el espesor de la muestra, pues de lo contrario se obtendrían errores en las medidas deseadas, debido a las variaciones de espesor de la muestra.

En la inspección de grietas o discontinuidades superficiales, la frecuencia de ensayo deberá elegirse de manera que dichas grietas o discontinuidades estén dentro de la zona de la profundidad de penetración para esto se necesita tener una referencia de lo que se va a inspeccionar.

La capacidad de penetración es menor para materiales ferromagnéticos, es decir, la profundidad de penetración disminuye cuando aumenta μ (permeabilidad magnética). Como se mencionó, los materiales ferromagnéticos generalmente se pueden saturar magnéticamente con una bobina adicional alimentada con corriente directa, por lo que el valor de μ no presenta variaciones cuando se cambia la frecuencia. [62].

Tabla 2.IV. Tabla de valores de profundidad estándar de penetración.

Material	Profundidad estándar de penetración ($\delta \cdot 10^{-3}$ plgs.)		
	1KHz	100KHz	10MHz
Cobre	82	8.2	0.82
Aluminio	105	10.5	1.05
Zirconio	396	39.6	3.96
Titanio	467	46.7	4.67
Acero inoxidable	531	53.1	5.31
Grafito	1980	198	19.8

2.8 ESTADO DEL ARTE

El estado de arte hace referencia a la situación actual que atraviesa la investigación en un área, en este caso acerca de la tubería revestidas, para la cual se hace consulta de varios recursos bibliográficos como reportes, libros, revistas y manuales relacionados con el tema.

Anteriormente en las operaciones de explotación de hidrocarburos se utilizaban tuberías de acero API 5L, sin embargo, en los nuevos desarrollos de explotación de campos en aguas profundas, este tipo de tubería tiene un alto riesgo de falla prematura debido a las condiciones extremas de operación y corrosividad de los fluidos. En la actualidad se utilizan tuberías de aleación resistentes a la corrosión y una combinación de acero al carbono como respaldo que incluye un delgado revestimiento de aleación resistente a la corrosión conocidas como tuberías revestidas. Sin embargo, su uso todavía no se ha implementado de manera regular debido a la gran incertidumbre que existe en cuanto a su comportamiento mecánico debido a la unión por fusión metalúrgica para formar la placa bimetálica (acero al carbón X65 y el revestimiento interno del inconel 825) utilizada para la fabricación de la tubería.

Genaro Zanon et. al. [63] llevaron a cabo un estudio en la Cuenca de Santos en Brasil ubicada a profundidades de agua de alrededor de 2200 m y cerca de 300 km Lejos de la costa, en donde existe un nivel variable de contaminantes en el fluido producido, principalmente CO₂ que afecta a la selección de materiales de las líneas de flujo y los tubos ascendentes del campo, para este trabajo se seleccionaron las tuberías de acero revestidas o forradas UNS N06625 y API X65. Debido a la presencia de dos materiales diferentes y a las consiguientes diferencias en la propagación de la energía sónica en ambos, normalmente se espera que sea un desafío para inspeccionar ultrasónicamente un material de tubería bimetálica. Uno esperaría que la inspección en esta tubería sería también más complicada, o incluso inviable, ya que el haz ultrasónico no podría ser transmitido a través de la interfaz entre ambos materiales, la Fig.2.19 presenta una imagen de la aleación 6625 revestida.

De hecho, la inspección ultrasónica en una tubería bimetálica es naturalmente más complicada que en tubería tradicional. Sin embargo, el enlace metalúrgico entre el acero revestido y el acero al carbono dentro de la placa sandwich convierte la inspección ultrasónica de las soldaduras circunferenciales de la tubería revestida en un camino más fácil.



Figura 2.19. Muestra de la pieza de tubería revestida UNS N06625 [63].

Los problemas de inspección en las tuberías revestidas comienzan en las zonas de transición o unión entre el material de recubrimiento interno y la tubería regular de acero al carbono. Para este proyecto, se ha diseñado una junta de transición que comprende un revestimiento de soldadura en el extremo del tubo de acero al carbono en un lado de la junta y un tubo lineal revestido en el otro lado, soldado por medio de soldadura de aleación de níquel. La interfaz entre la capa de soldadura y el acero al carbono es muy irregular. De hecho, el efecto de esta interfaz en el haz ultrasónico es de gran preocupación para la inspección ultrasónica en la soldadura circunferencial de estas piezas de transición.

Helena Bjaaland et. al. [1] realizaron un trabajo de investigación sobre los cambios metalúrgicos que ocurren durante la soldadura de los tubos revestidos. Las muestras soldadas con y sin una capa intermedia de Ni entre el metal revestido y el BM (metal base) se investigaron mediante microscopio óptico de luz, análisis por microscopía electrónica y mediciones de microdureza. Las investigaciones se centraron en la microestructura y propiedades del revestimiento y del BM cerca de la soldadura, además de la raíz y de alta temperatura, para ello se investigaron tres muestras diferentes Tabla 2.V. Las muestras fueron extraídas de la soldadura circunferencial de la tubería por el proveedor. Las tuberías son templadas y revenidas. El tubo de la muestra 3 tiene una capa de Ni galvanizada entre el

revestimiento y el BM. El contenido total de carbono especificado es 0,16% en peso para X60 y X65, y 0,035% en peso para 316L.

Las muestras se prepararon para microscopía óptica de luz y medidas de microdureza (con carga de 25 g) mediante técnicas de preparación metalográficas estándar, incluyendo molienda, pulido y grabado en 2% de nital (BM), 10% de ácido oxálico (recubierto) y 40% de NaOH Y revestidos).

Tabla 2.V. Visión general de las muestras investigadas en este trabajo [1].

Muestra	Revestido	BM	Root-hotpass
1	316L	X60	309L
2	316L	X60	IN625
3	316L	X60	IN625

El 309L WM (metal de soldadura) mostró una microestructura de solidificación que contiene δ -ferrita, con una morfología vermicular en el paso de la raíz, como se ve en la Figs. 2.20 y 2.21. Donde la matriz es austenítica, ya que esto se correlaciona bien con el hecho de que 309L es una aleación rica en Cr, en la que δ -ferrita es la primera fase a solidificar. El IN625 WM mostró una microestructura dendrítica, como se ve en las Figs. 2.22 y 2.23.

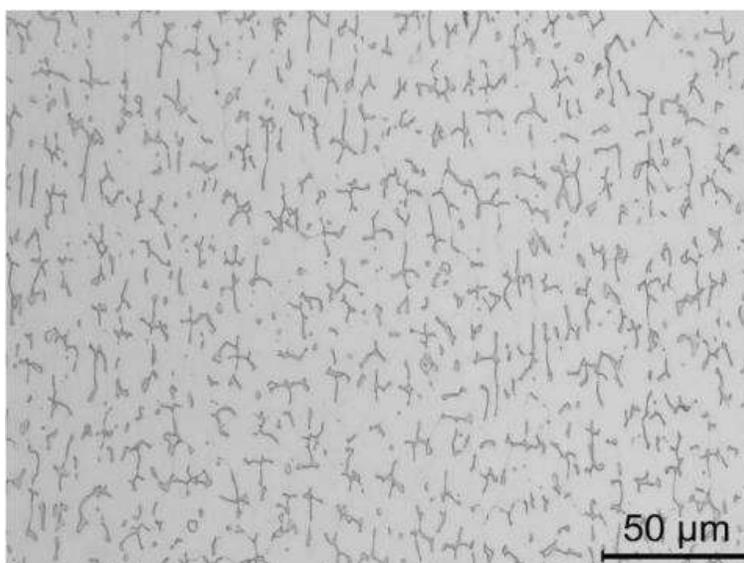


Figura 2.20. Muestra 1 Microestructuras WM. Grabado en ácido oxálico. Pasada de raíz en el centro (309L) [1].

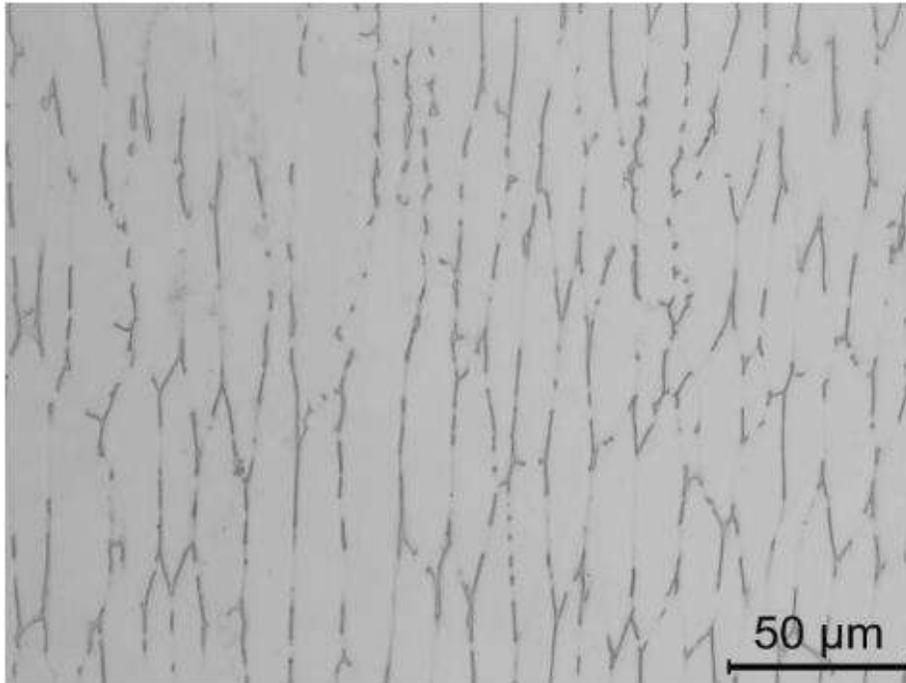


Figura 2.21. Muestra 2: Microestructuras WM. Grabado en ácido oxálico. Pasada a alta temperatura en el centro (309L) [1].

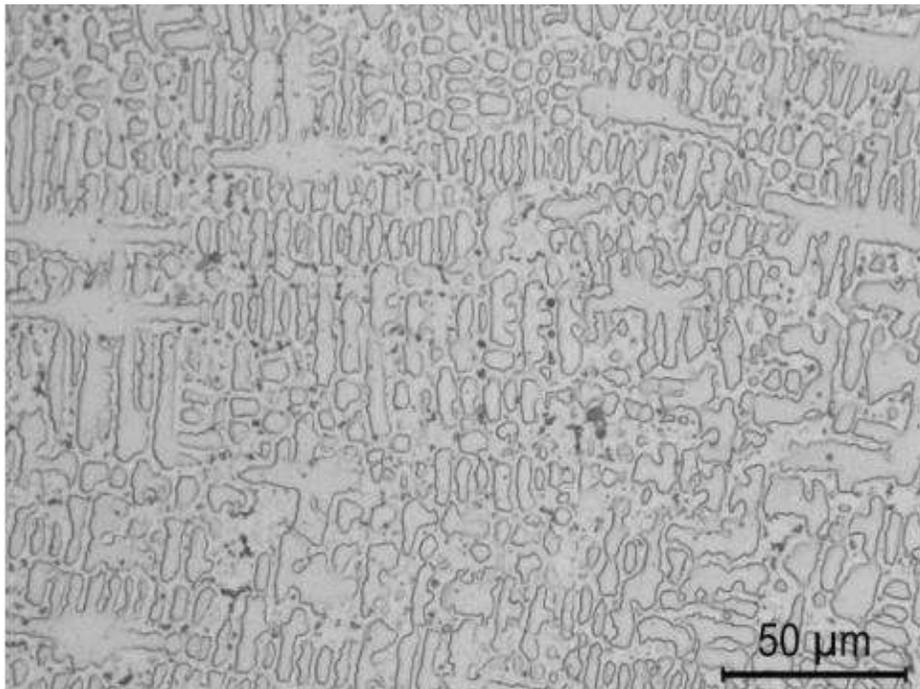


Figura 2.22. Muestra 3 Microestructuras WM. Grabado en NaOH. Pasada de raíz en el centro (Inconel 625) [1].

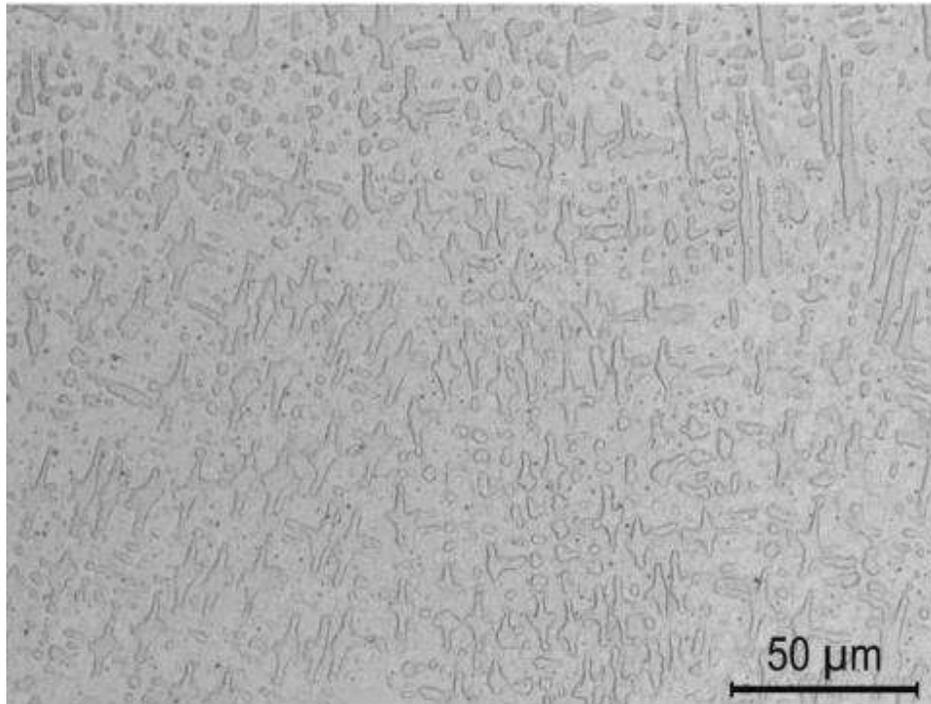


Figura 2.23. Muestra 3 Microestructuras WM. Grabado en NaOH. Pasada a alta temperatura en el centro (Inconel 625) [1].

La caracterización por MEB (microscopía electrónica de barrido), mostraron que la microestructura de la tubería revestida sin la capa intermedia de Ni contenían grietas en el revestimiento, cerca del WM, como se observó para la muestra 1 en la Fig.2.24. La grieta parecía propagarse a lo largo de los límites de grano de austenita, adyacente a la interfaz de revestimiento-BM (metal base), y cerca de la WM. Las muestras con la capa intermedia de Ni no contenían grietas, como se ve en la muestra 3 de la Fig. 2.25. Para todas las muestras, el revestimiento mostró una estructura austenítica, visto en la Figs. 2.24-2.28.

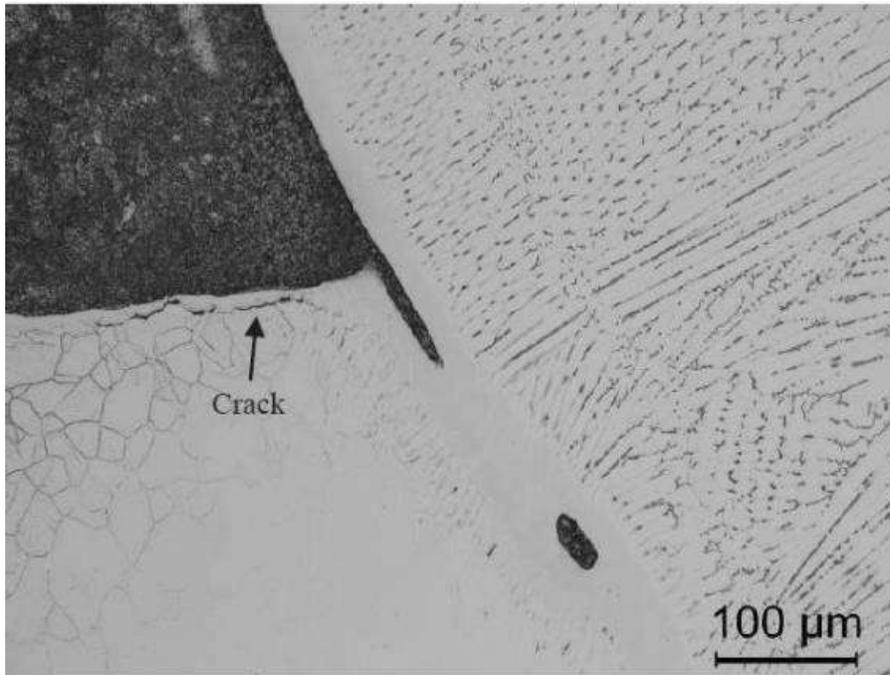


Figura 2.24. Muestra 1: Microestructura recubierta, sin capa interna de Ni [1].

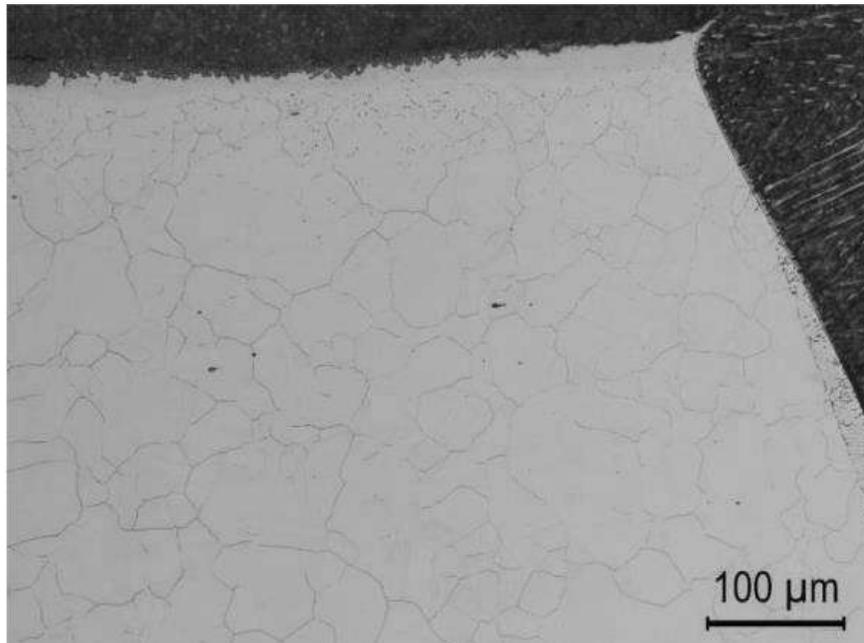


Figura 2.25. Muestra 1: Microestructura recubierta, con capa interna de Ni [1].

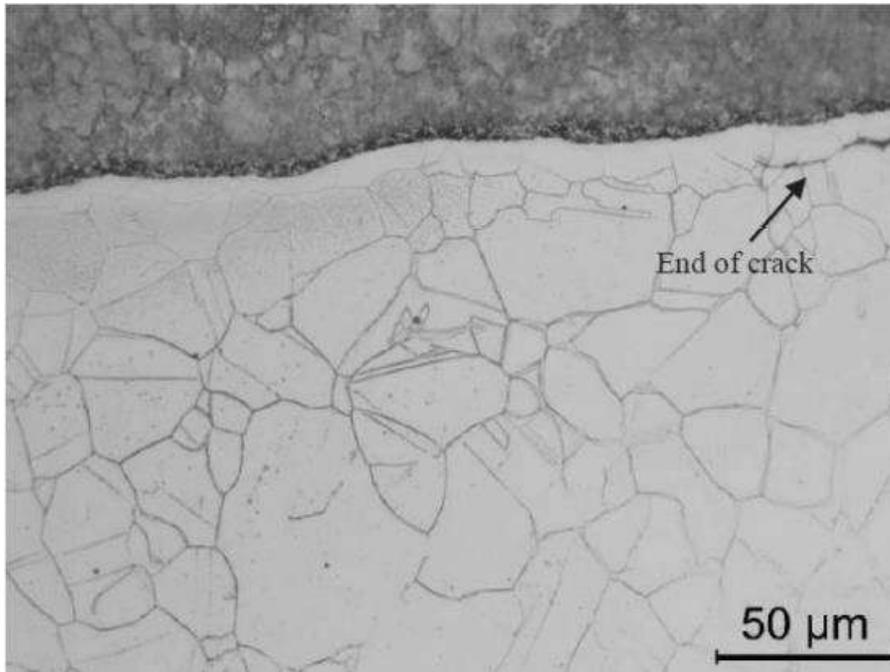


Figura 2.26. Muestra 1: Precipitados en el límite de grano [1].

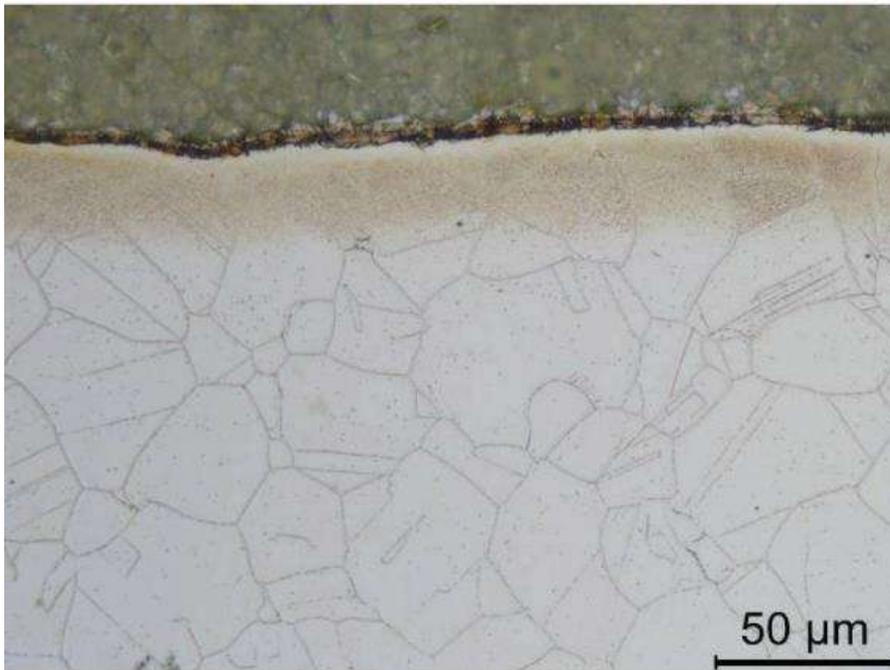


Figura 2.27. Muestra 1: Banda teñida de color marrón en el revestimiento, 8 mm de WM [1].

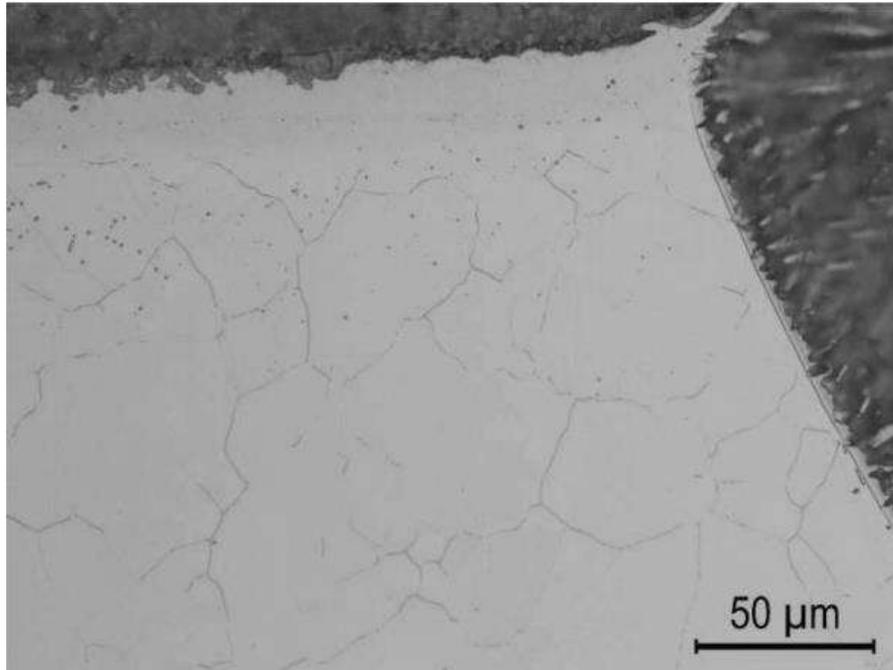


Figura 2.28. Muestra 3: Precipitados en el límite de grano poco visibles [1].

Los resultados indican que la presencia de una capa intermedia de Ni evita la difusión de carbono a través de la interfase BM-revestida durante la exposición a temperaturas elevadas, evitando así la formación de una microestructura dura y susceptible a grietas.

I. Hajiannia et. al. [64] investigaron una soldadura de acero inoxidable y acero de baja aleación con metales de carga INC625 y 309L, en donde mostraron que INC625 solidificó de manera totalmente austenítica, con una estructura bifásica que contenía dendritas equiaxadas y regiones interdendríticas. Se observaron precipitados de NbC en las regiones interdendríticas. El 309L WM se solidificó como ferrita primaria con una morfología base en una matriz de austenita.

Las pruebas de evaluaciones no destructivas se han convertido en una herramienta moderna para la inspección de tuberías, esto con la finalidad de hacer estudios preventivos y predictivos de las posibles fallas de las mismas y de esa manera obtener la suficiente información sobre un material para evitar fallas catastróficas que puedan repercutir en la economía de la industria de los hidrocarburos, Meyendorf et. al. [65] recomiendan la implementación de algunas técnicas no destructivas para la caracterización de la corrosión

(Tabla 2. VI), la cual es una de las problemáticas más grandes de las tuberías utilizadas para el transporte de los hidrocarburos.

Tabla 2.VI. Métodos no destructivos para la detección de corrosión [65].

PROBLEMA	MÉTODO RECOMENDADO
Cuantificación de la superficie corroída	Perfilometría Óptica
Perdida de espesor	Ultrasonido
	Termografía
	Corrientes de Eddy
Exfoliación	Ultrasonido de alta frecuencia
Cuantificación de corrosión interna	Rayos X
	Microscopía acústica

La técnica de ultrasonido es ampliamente usada para la caracterización de tuberías revestidas, Michael Moles y Gaetan Fortier [66] llevaron a cabo un estudio donde describen los desarrollos de arreglos en fase en la inspección automatizada de pruebas ultrasónicas de tuberías, en el cual muestran que la técnica de ultrasonido por arreglo de fases ofrecen ventajas significativas sobre otras técnicas como la técnica de radiografía, esto para las inspecciones de soldaduras de tuberías, ya que tienen tasas de detección más altas para defectos planos críticos (es decir, grietas y falta de fusión), interpretación mejor definida, capacidad de dimensionamiento vertical para evaluación crítica de ingeniería, sin riesgos de seguridad, sin problemas de licencia, sin desechos químicos y sin necesidad de evacuar el área. Los arreglos en fase también ofrecen importantes ventajas sobre los sistemas de sondas múltiples y los ultrasonidos manuales.

De este trabajo Moles y Fortier concluyeron que las mediciones por ultrasonido arreglo de fases son más veloces que las de ultrasonido convencional, su manejo es más sencillo y además de que provee imágenes más claras y precisas con ayuda del S-Scan, lo cual facilita la inspección y detección de defectos.

Channa Nageswaran y Tat-Hean Gan [67] usaron esta técnica para inspeccionar una tubería de acero X65 con un revestimiento interno de 3mm de acero inoxidable 316L, en donde se

introdujeron defectos simulados como porosidades y falta de fusión de la soldadura en la unión con las paredes laterales de la tubería (lack of fusion), como se muestra en la micrografía de la figura 2.29.

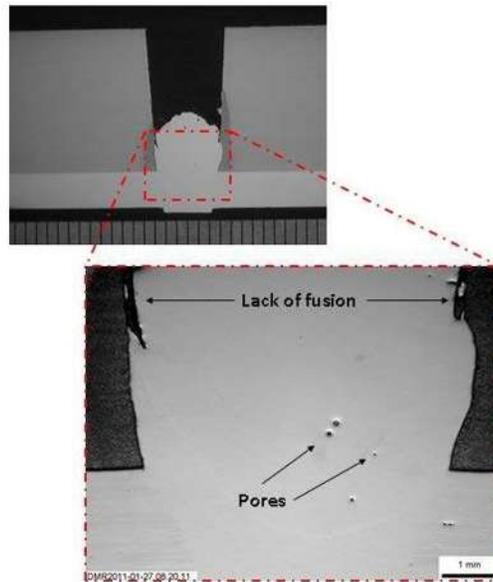


Figura 2.29. Sección de la tubería donde se ilustran los defectos inducidos [67].

En la Figura 2.30, se ilustran los escaneos A, B y S-Scan en donde se observan las porosidades los cuales se representan por A, B y C, además del punto D que representa la falta de fusión, el cual es evidente en los en la imagen del haz S-Scan.

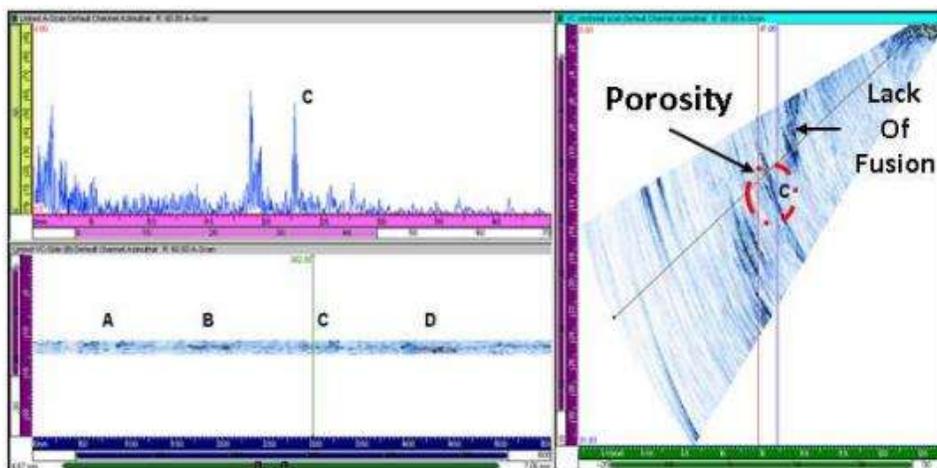


Figura 2.30. Escaneos que muestran regiones defectuosas que contienen porosidad en la muestra, junto con una falta de fusión de la pared lateral [67].

De este trabajo concluyeron que las mediciones con la técnica de ultrasonido fueron un éxito en la inspección de soldaduras de circunferencia parcialmente completadas en tuberías revestidas, además de que estas técnicas de arreglo en fase de alta frecuencia (10MHz) basadas en el uso de ondas longitudinales y de corte fueron capaces de detectar los tres tipos de fallas estudiadas: porosidad, falta de penetración radicular y fusión incompleta.

Hossein Taheri y Ahmed Arabi Hassen [68] llevaron a cabo un estudio de un material compuesto de polímero reforzado con fibra de carbono y vidrio, mediante técnicas no destructivas donde destacan el uso del ultrasonido arreglo de fases por encima del convencional debido a que este último tiene limitaciones tales como, una alta atenuación y una baja relación señal-ruido, mientras que las pruebas ultrasónicas se pueden generar señales a distancias y ángulos deseados, donde concluyen que estas capacidades brindan resultados prometedores para compuestos donde la estructura anisotrópica dificulta la evaluación de señales.

En cuanto a los ensayos por la técnica de corrientes de Eddy, C Camerini et, al. [69] realizaron una inspección para la detección de grietas por fatiga mediante corrientes inducidas, las pruebas se realizaron a una tubería revestida de acero X65 e Inconel 625, en donde introdujeron un transductor de corriente de Eddy con bobinas de detección colocadas ortogonalmente y conectadas en modo diferencial para evaluar las grietas por fatiga en las soldaduras circunferenciales de esta tubería.

En los experimentos realizaron una inspección automatizada con el objetivo de evaluar la detectabilidad del transductor, probando velocidades de escaneo desde 0.05m/s hasta 1 m/s, con frecuencias de 400 kHz, además desarrollaron un hardware electrónico integrado dedicado para impulsar el transductor y medir la impedancia del complejo eléctrico de las bobinas, y se diseñó específicamente para funcionar con una herramienta de inspección autónoma en línea. En base a sus resultados ellos concluyeron que el transductor de corrientes parásitas introducido es una solución potencial para la detección de grietas por fatiga en la raíz de soldadura circunferencial revestida.

Shaikh et. al. [70], realizaron una investigación sobre la eficiencia de la aplicación de las corrientes de Eddy para cuantificar la sensibilización y la corrosión intergranular en un acero inoxidable AISI tipo 316 de 3 mm de espesor envejecido térmicamente a 600°C, 700°C y 800

°C, a diferentes tiempos de permanencia en el rango de 15 minutos a 25 horas. Las piezas se analizaron desde frecuencias inferiores a 40 kHz hasta frecuencias superiores a los 300 kHz, de donde ellos eligieron la frecuencia de 160 kHz debido a su mayor profundidad de penetración en las pruebas, la cual alcanzo 1 mm, concluyendo así que esta técnica es confiable en el monitoreo de la cuantificación del grado de sensibilización del acero.

Weiyang Cheng et. al. [71], estudiaron una aleación de níquel utilizada en el área de energías nucleares, los estudios los hicieron aplicando la técnica de corrientes de Eddy para analizar 5 muescas inducidas a diferentes profundidades en una probeta de Inconel 600, donde se utilizaron dos frecuencias una de 25 kHz y una de 100 kHz, de donde concluyeron que la medición de la permeabilidad magnética y la conductividad eléctrica revela que las soldaduras de Inconel podrían considerarse electromagnéticamente uniformes e isotrópicas en el punto de examen de las corrientes de Foucault. Los resultados numéricos y experimentales muestran que la sonda de 25 kHz puede dimensionar grietas de hasta 10 mm de profundidad, y la sonda de 100 kHz puede dimensionar grietas de hasta 6 mm de profundidad en Inconel.

La caracterización por la técnica de potencial termoeléctrico en soldaduras ha sido ampliamente estudiada, Sergio Ramírez et. al. [72], realizaron un estudio del proceso de precipitación en piezas soldadas envejecidas de tuberías de acero por medios termoeléctricos, dicho estudio se llevó a cabo a dos soldaduras de diferentes tuberías de acero utilizadas en la industria petrolera, que son API X60 y X65, las cuales fueron envejecidas térmicamente a 300 °C para diferentes tiempos de envejecimiento que van de 1 min a 30 h para la soldadura X60 y de 1 min a 45 h para la soldadura X65 con el fin de promover la formación de precipitados. La técnica de potencial termoeléctrica se utilizó para monitorear los cambios de microestructura debido al proceso de envejecimiento artificial, concluyendo que los parámetros microestructurales que más afectan al flujo de electrones son el proceso de precipitación además del tamaño y forma de grano. Se ha demostrado que la principal causa de la disminución inicial de la TEP en la primera etapa del proceso de envejecimiento es el agotamiento o enriquecimiento de la matriz a partir de los elementos precipitantes y la anisotropía debido a la presencia de diferentes microestructuras en las principales zonas soldadas.

También, se realizaron pruebas de microdureza, los cuales mostraron una tendencia a aumentar en los primeros tiempos de envejecimiento en las tres diferentes zonas de la soldadura Fig. 2.31.

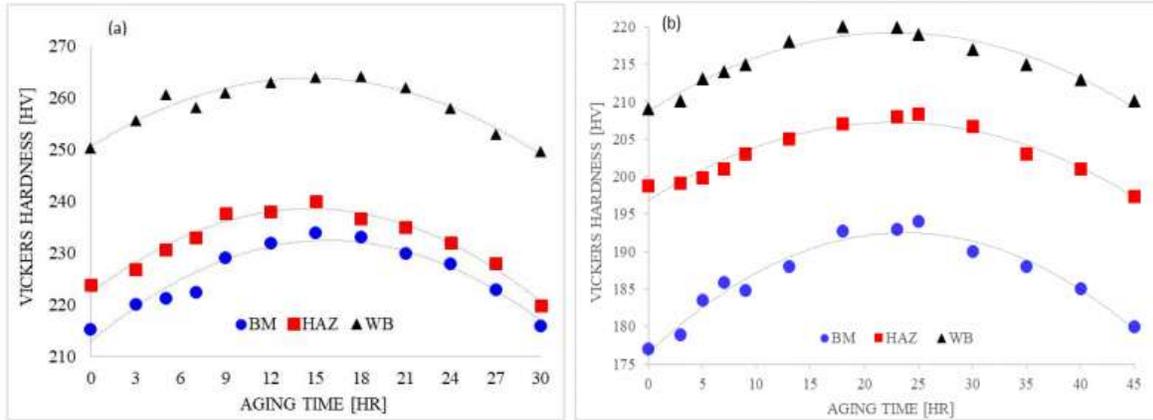


Figura 2.31. Medidas de dureza en las soldaduras de (a) API X60 y (b) API X65 [72].

Wincheski y Namkung [73] estudiaron la caracterización por potencial termoeléctrico en soldaduras de incóenles 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 como se puede apreciar en Figura 2.32, en la cual se muestran mediciones de dureza y potencial termoeléctrico en diferentes soldaduras, 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.

Héctor Carreón [74] mediante mediciones de potencial termoeléctrico en Ti-6Al-4V en probetas sujetas a diferentes envejecidos, demostró que esta técnica es sensible a las variaciones anisotrópicas del material.

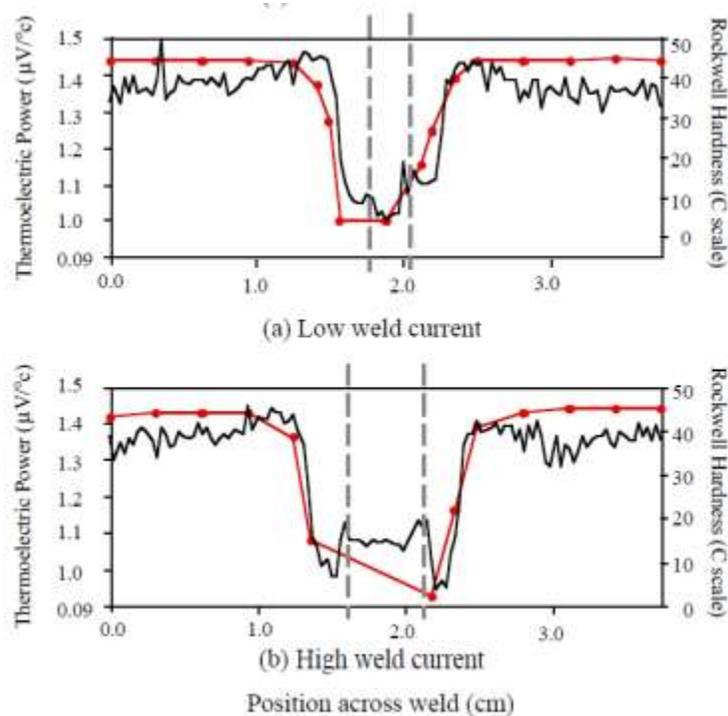


Figura 2.32. Comparación del potencial termoeléctrico y la dureza Rockwell en las soldaduras [74].

3 DESARROLLO EXPERIMENTAL

Con el objetivo de recabar datos confiables y obtener las mejores condiciones para el envejecimiento artificial de la tubería revestida (fabricada con los materiales API 5L X65 como base e Inconel 825 como revestimiento interno) y poder evaluar sus propiedades mecánicas y microestructurales, para posteriormente someter a procesos de corrosión las probetas y caracterizarlos mediante ensayos no destructivos, se procedió de acuerdo al diagrama de la Fig. 3.1.

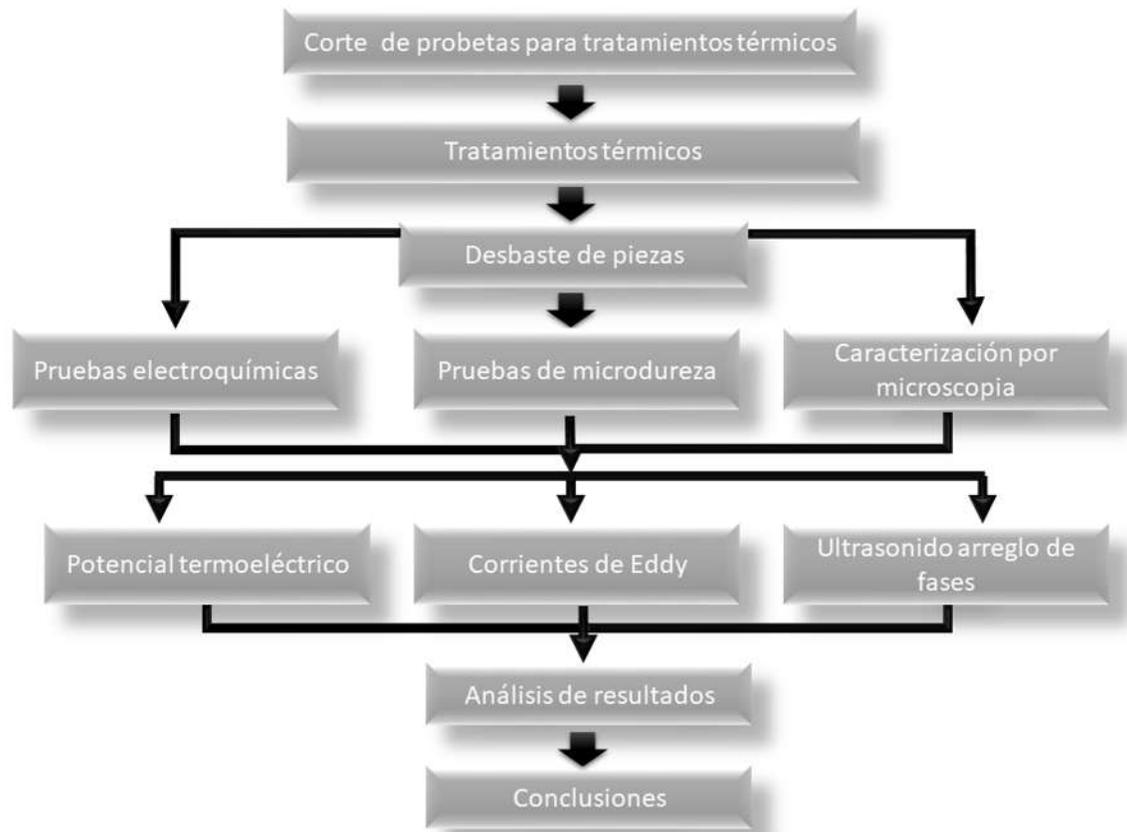


Figura 3.1. Diagrama de actividades.

3.1 MATERIALES

El material utilizado para llevar a cabo el desarrollo experimental de este proyecto de investigación fue una tubería CRA compuesta por un material base de acero API 5L X65, que es uno de los materiales más utilizados en la fabricación de tubos revestidos en la industria petrolera. El revestimiento interno es una aleación de Inconel 825 la cual es una aleación de níquel hierro-cromo, con adiciones de otros elementos en cantidades más pequeñas. Esta tubería fue fabricada por aceros Japón LTD [75], las composiciones químicas de ambos materiales se muestran en las tablas 3. I y 3.II respectivamente.

Tabla 3.I. Composición química del Acero API5L X65, %.

Acero	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Cu	Cr	Ni	V	Ti
X65	0.04	1.48	0.25	0.12	0.002	0.041	0.047	0.1	0.02	0.08	0.07	0.017

** Huntington alloys Lot No. AB893*

Tabla 3.II. Composición química del Inconel 825, %.

Inconel	Al	Fe	S	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ti	Cu	Ni
825	0.11	31.11	<0.001	0.010	0.44	0.07	21.9	2.84	1.05	1.87	40.6

**Carreón, H., Barrera, G., Natividad, C., Salazar, M., & Contreras, A. (2016). Relation between hardness and ultrasonic velocity on pipeline steel welded joints. Nondestructive Testing and Evaluation, 31(2), 97-108.*

3.2 MAQUINADO DE PROBETAS

Se cortaron probetas de la tubería API 5L X65-Inconel 825. Previo al tratamiento térmico se llevó a cabo el maquinado de las probetas cuyas dimensiones en promedio se muestran en la Fig. 3.2, Se obtuvieron tres tipos de probetas (tipo A, B y C) con distintas dimensiones con la finalidad de llevar a cabo los diferentes estudios requeridos para el análisis del material, para cada tipo de probeta se obtuvieron varias muestras como se ilustra en la Tabla 3.III.

Tabla 3.III. Muestras obtenidas para llevar a cabo las distintas pruebas.

PROBETA	MUESTRAS OBTENIDAS
Tipo a	Condición de recibida, solubilizada, Envejecidas a 5,10,15,22,30,50,120,150 y 312 horas.
Tipo B	Condición de recibida, solubilizada, Envejecidas a 5,10,15,22,30,50,120,150 y 312 horas.
Tipo c	Condición de recibida, solubilizada, Envejecidas a 5,10,15,22,30,50,120,150 y 312 horas.

3.3 OBTENCIÓN DE LOS DIAGRAMAS TTT

Previo a los tratamientos térmicos, se llevaron a cabo simulaciones mediante el programa JMatPro®, con la finalidad de obtener los diagramas de transformación TTT (tiempo, temperatura, transformación) para cada material Figs. 3.3-3.4 Donde se observan las diferentes fases de precipitados que se forman estos materiales en función de la temperatura y el tiempo. Con estos datos obtenidos en artículos y con la ecuación de Hollomon-Jaffe [76, 77]. se estimaron las condiciones de los tratamientos térmicos para ambos materiales.

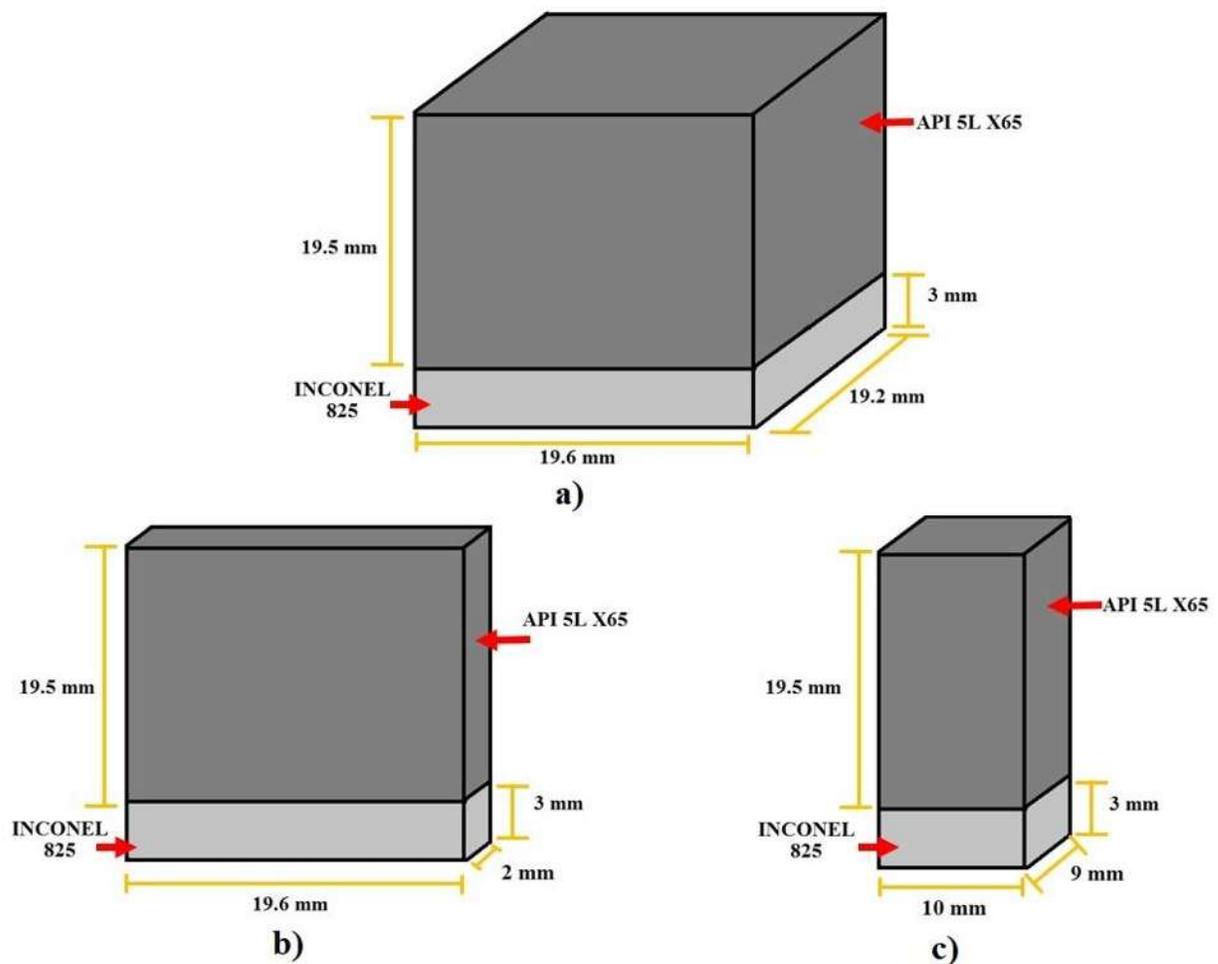


Figura 3.2. Probeta de tubería revestida para a) Estudio por medio de técnicas no destructivas y pruebas de microdureza (probeta tipo A), b) pruebas de corrosión (probeta tipo B) y c) Caracterización por microscopía (probeta tipo C).

3.4 ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL

Los tratamientos térmicos de solubilizado se llevaron a cabo a una temperatura de 1200 °C por un tiempo aproximado de 1 hora, mientras que el envejecido se realizó de manera isotérmica a 650 °C por periodos de 5,10, 15, 22, 30, 50, 120, 150 y 310 horas para cada pieza como se muestra en el ciclo térmico Fig. 3.5.

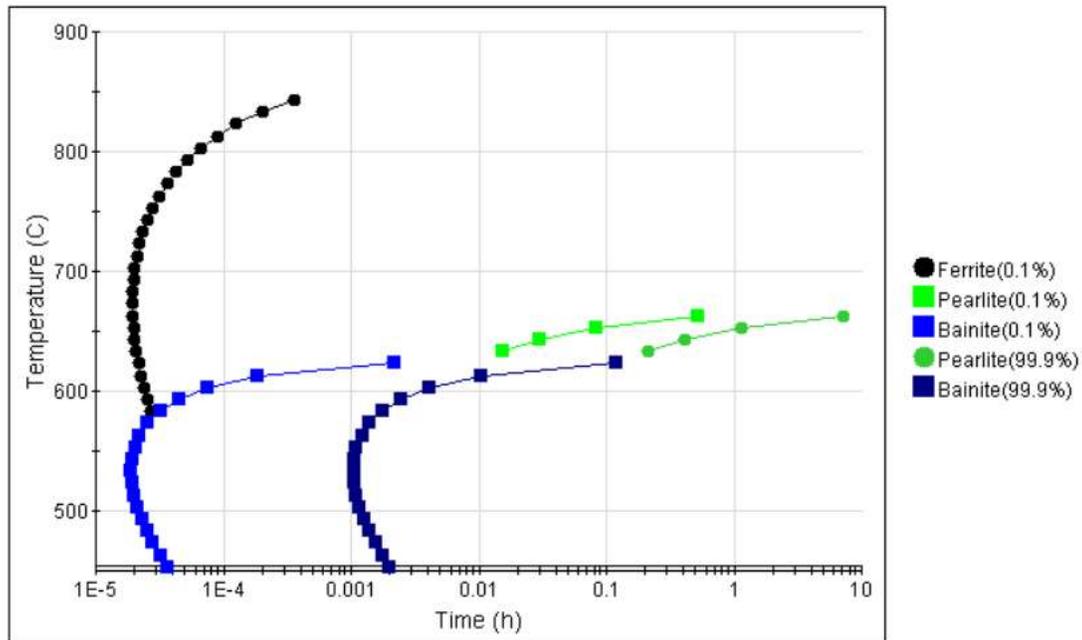


Figura 3.3. Diagrama TTT para el acero API5L X65 simulado mediante software JMatPro®.

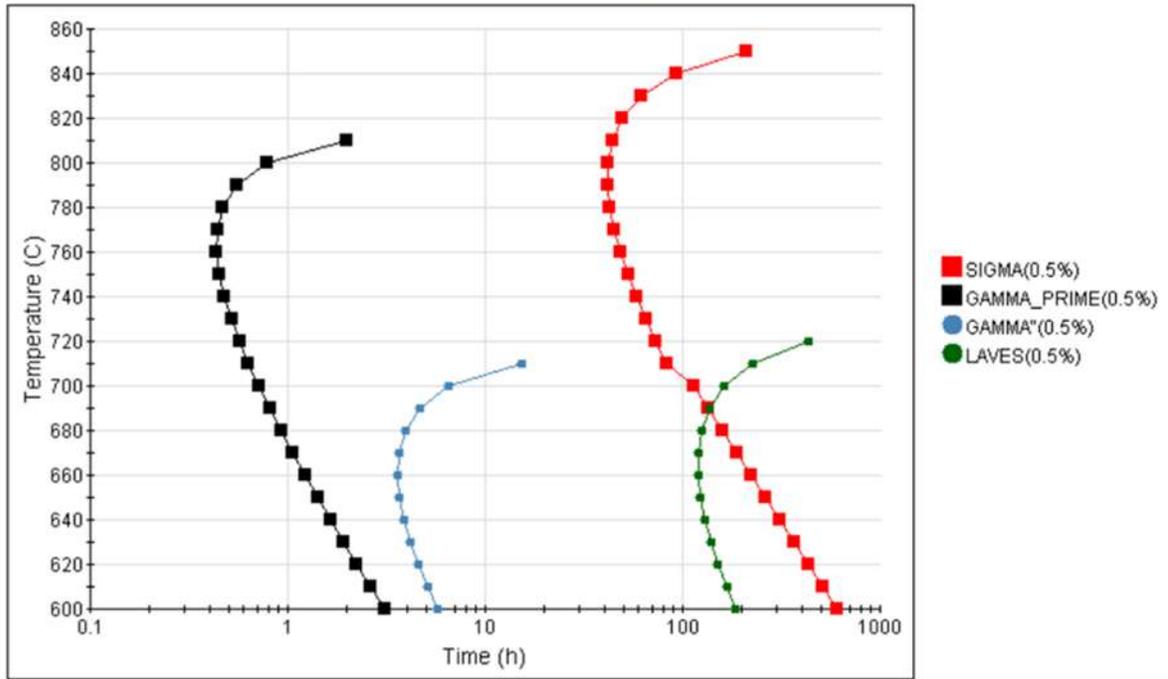


Figura 3.4. Diagrama TTT para el Inconel 825 simulado mediante software JMatPro®.

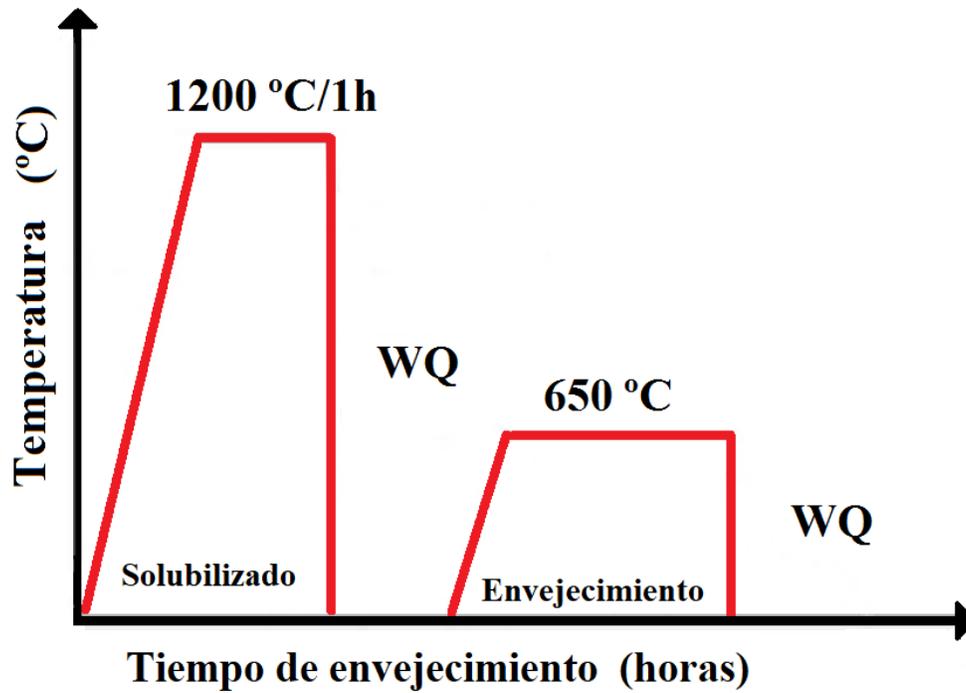


Figura 3.5. Ciclo térmico para las probetas revestidas.

Diez de las once muestras se sometieron al tratamiento de solubilizado a 1200°C por una hora. El horno tarda alrededor de 15 minutos en alcanzar dicha temperatura Fig. 3.6. Las probetas fueron extraídas del horno después del tiempo fijado, y enfriadas en agua, posteriormente las probetas fueron devastadas para quitarle el óxido formado durante el tratamiento térmico. Por último, se seleccionaron 9 muestras para someterlas al tratamiento térmico por envejecimiento a los diferentes tiempos antes mencionados.



Figura 3.6. Horno o mufla utilizado para llevar a cabo los tratamientos térmicos.

3.5 CARACTERIZACIÓN METALOGRAFICA

Las muestras tratadas térmicamente y el material base fueron preparadas con técnicas metalográficas convencionales para observar la microestructura resultante. Se realizó un desbaste utilizando una fresadora para remover el borde del Inconel, posteriormente las muestras fueron rectificadas con la finalidad de dejar todas las caras de forma paralelas, para el desbaste se utilizaron lijas con diferentes granulometrías en el siguiente orden: 80, 100, 180, 220, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500, 2000 y 3000, por último, se pulieron a espejo utilizando pasta de diamante de los grados: 3 μ m, 1 μ m y 1/4 μ m.

Para revelar la microestructura se utilizaron dos tipos de ataque químico, para el acero X65 se utilizó Nital al 5%, este ataque se llevó a cabo bajo la técnica de inmersión con movimiento oscilante en la solución de la superficie pulida expuesta para revelar la microestructura, para el inconel se utilizó una técnica de electro ataque utilizando ácido sulfúrico al 8% diluido en agua destilada, aplicando tres volts y 5 amperes por tiempos de 10 segundos para cada

muestra. Después de ser atacadas las muestras, se analizaron mediante microscopía óptica en un banco metalográfico y se capturaron imágenes de interés utilizando diferentes magnificaciones.

3.6 MICROSCOPIA ÓPTICA

El estudio metalográfico para la caracterización de los especímenes llevado a cabo por microscopía óptica, se realizó inmediatamente después del ataque químico. Las muestras fueron observadas con el microscopio óptico invertido de banco Fig. 3.7 el cual cuenta con objetivos de 50X, 100X, 200X, 500X y 1000X, con una cámara digital marca NIKON, modelo COOLPIX 995. La información es registrada en fotografías para su posterior análisis.



Figura 3.7. Microscopio Óptico de Banco.

3.7 MICRODUREZA VICKERS HV

Las mediciones de microdureza Vickers fueron realizadas con un microduremetro Fig. 3.8, con este ensayo se mide la dureza de un material para así evaluar el efecto del tratamiento térmico en las piezas de la aleación acero X65 e Inconel 825 con diferentes tiempos de permanencia. Se realizaron 10 indentaciones en cada zona por pieza como se muestra en la

Tabla 3.III y en la Figura 3.9, se usó un indentador piramidal de diamante, utilizando una carga de 100 gr durante 10 segundos [78]. para el acero y de 50 gramos para el inconel 825 [79,80].

Tabla 3.IV. Zonas estudiadas en cada pieza.

X65 S	Parte superior de la pieza en el acero X65
X65 C	Medición en el centro de la pieza en el acero X65
X65 B	Medición en la parte cercana a la unión en el acero x65
INC B	Medición en la parte cercana a la unión en el Inconel
INC C	Medición en el centro de la pieza en el Inconel 825

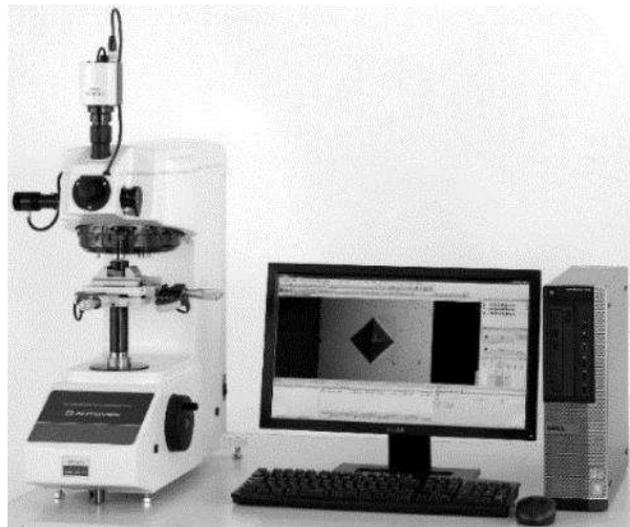


Figura 3.8. Microdurómetro para dureza Vickers [81].

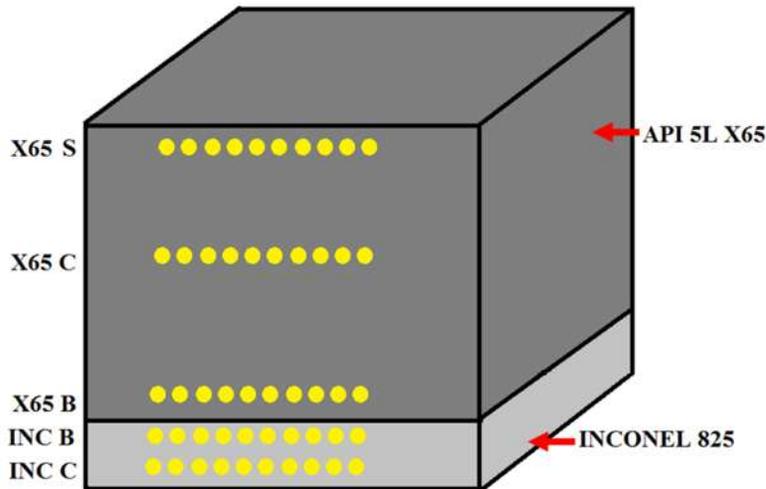


Figura 3.9. Probeta de tubería revestida con indentaciones en las diferentes zonas.

3.8 PRUEBAS DE CORROSIÓN

Una vez finalizado los tratamientos térmicos se realizaron las pruebas de corrosión, para el proceso de degradación de los materiales se empleó como electrolito, Salmuera, la cual es una solución salina al 5%, Se llevaron a cabo pruebas experimentales de corrosión esto con el objetivo de simular condiciones de exposición al medio natural de trabajo de las tuberías, el tipo de pruebas de corrosión que se efectuaron fueron la curvas de polarización potenciodinámicas la cual se midió mediante un escaneo potencial de -600 a +600 mV frente al potencial de corrosión a una velocidad de barrido de 1mv / s [82]. En el esquema de la Figura 3.10, se muestra el montaje realizado para la caracterización electroquímica

La espectroscopia de impedancia electroquímica se midió con una excitación de potencial sinusoidal de 10 mV de amplitud en el rango de frecuencia de 20 KHz a 10 MHz con potencial de corrosión para la zona del acero API5LX65 y para la zona de la unión Fig. 3.11.

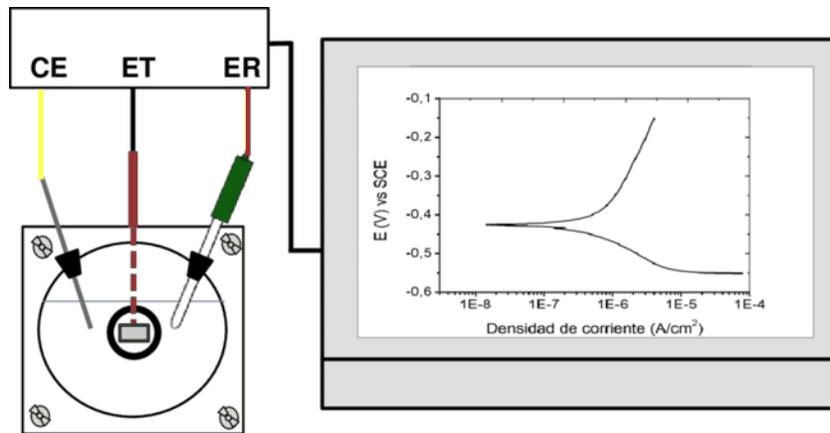


Figura 3.10. Esquema del montaje realizado para la caracterización electroquímica [83].

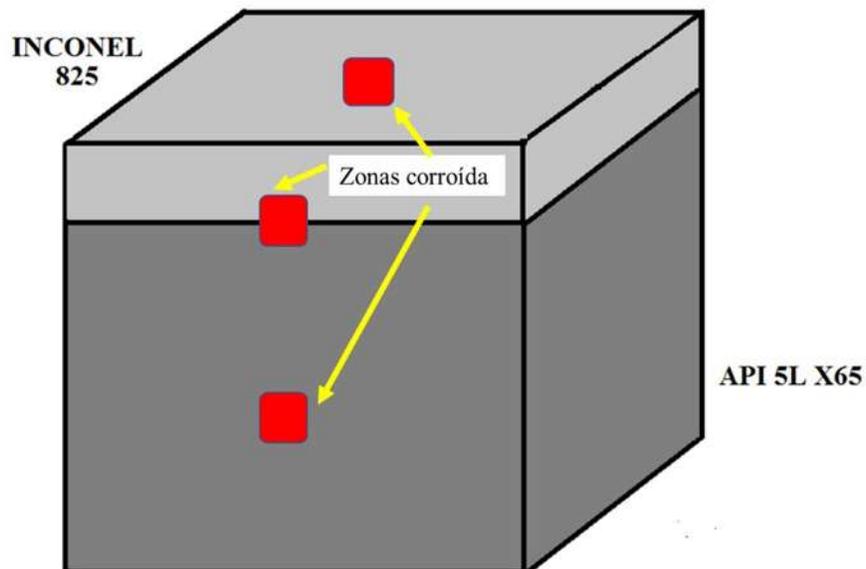


Figura 3.11. Pieza bimetalica corroída en la zona del acero y de la unión.

3.9 MEDICIONES POR POTENCIAL TERMOELÉCTRICO (PTE) EN LAS PIEZAS BIMETÁLICAS CON Y SIN CORROSIÓN.

Posterior a las pruebas electroquímicas se realizaron las mediciones PTE por el método de punta caliente. El equipo utilizado en este trabajo cuenta con dos puntas de diferentes metales que se encuentran a dos temperaturas diferentes, Fig. 3.12a. La punta caliente se encuentra

aproximadamente a 50 °C y la punta fría a temperatura ambiente, 25° C así se tiene un diferencial de temperatura de 25° C.

El procedimiento para llevar a cabo las mediciones por PTE consiste en esperar a que el valor de referencia adimensional referencia del equipo se estabilice, posteriormente se hacen pruebas de medición con un material de referencia en este caso se usó un cubo de cobre, después se coloca la punta fría sobre el metal a analizar. De esta manera, se obtiene una medición relativa estable, sin cambios, donde el voltaje en μV es mostrado en la pantalla del equipo, la cual se registró para obtener el valor absoluto.

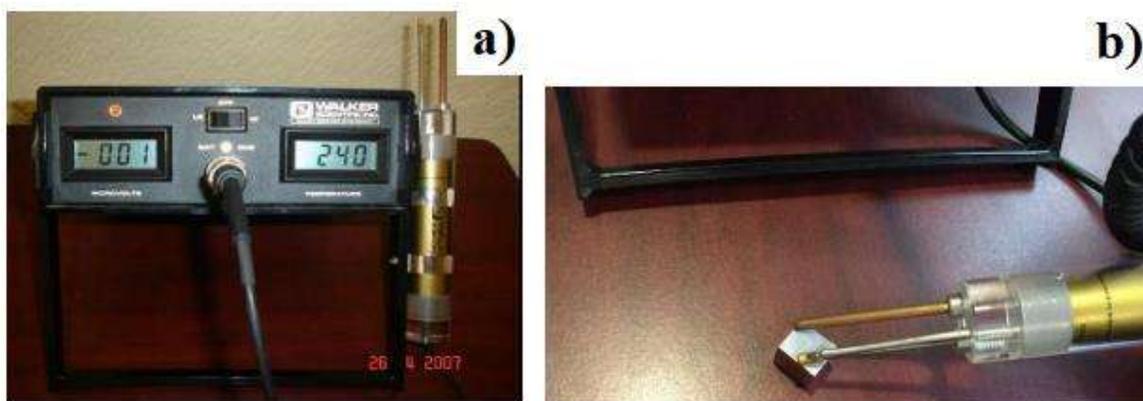


Figura 3.12. a) Equipo para medir potencial termoeléctrico, b) Medición de PTE a la pieza.

Se realizaron 30 mediciones en cada una de las zonas corroídas a estudiar sobre cada material (X65-inc 825) Fig. 3.13.



Figura 3.13. Piezas de la tubería bimetalica API 5LX65-INCONEL 825 sometidas a ensayos de corrosión.

Posteriormente a las mediciones se calcula una media aritmética (promedio) de todas las mediciones realizadas, después se obtienen los valores finales. Para ello, se muestran valores de PTE absolutos para distintos materiales conocidos en un rango que va desde los $-18.2 \mu V/^{\circ}C$ (alumel) hasta los $21.7 \mu V/^{\circ}C$ (chromel) [50] como se muestra en la tabla I dados en un ajuste lineal. Se llevó a cabo un ajuste lineal con el software comercial de OriginPro 8 ® Fig. 3.14, con los valores obtenidos para cada material diferente en cada una de sus zonas ya antes mencionadas (ecuaciones 3.1 y 3.2) que ajustan los valores de PTE de materiales conocidos. Se puede obtener el valor absoluto de PTE para las muestras resolviendo la ecuación para x (PTE absoluto).

Tabla 3.V. Resumen de mediciones obtenidas para la calibración con la punta de oro.

Calibración para el Au		
Probeta	$[\mu V/K]$	$[\mu V]$
Alumel	-18.2	319.13
Cobre	2.25	20.4
Chromel	22.4	-318.83
Ti-6Al-4V	-4.9	110.7
API 5L X65	6.22	-58.58
Inconel 825	0.14	36.72

$$y = -15.668x + 38.912 \quad r = -0.999 \quad (3.1)$$

despejamos la ecuación 1 para obtener x

$$x = \frac{y - 38.912}{-15.668} \quad (3.2)$$

En la Fig. 3.14 se muestra el gráfico obtenido con la ecuación 3.2 donde y es el valor promedio (y) de las mediciones obtenidas en el equipo de PTE con la punta de oro. En la figura se puede observar cómo se encuentran ubicados los materiales API 5L X65 e inconel 825 sin tratamiento térmico. Para el caso del acero X65 se tiene una desviación estándar promedio de $1.48 \mu V/^{\circ}C$ mientras que para el inconel 825 se obtuvo una desviación estándar promedio de $0.76 \mu V/^{\circ}C$.

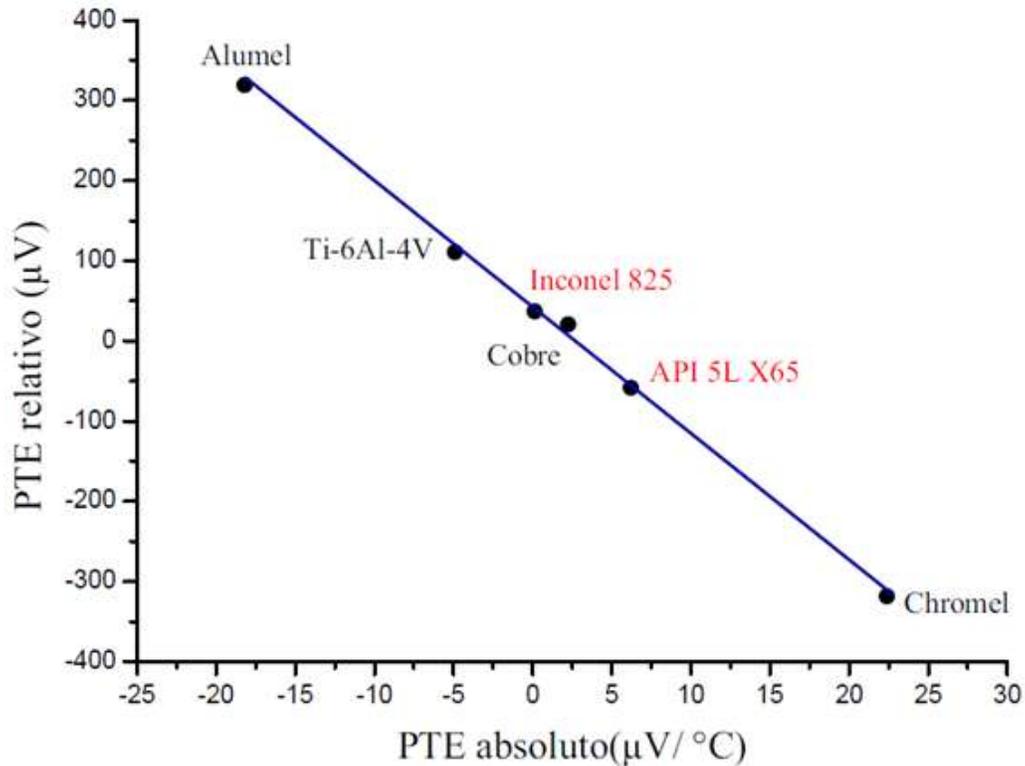


Figura 3.14. Gráfico de calibración de punta de oro para medición de PTE.

3.10 Mediciones por corrientes de Eddy en las piezas bimetálicas en zonas con y sin corrosión.

Las mediciones de la conductividad eléctrica por medio de las corrientes de Eddy se llevaron a cabo con el equipo NORTEC® 500 serie D marca OLYMPUS (Fig. 3.15). Para asegurar que la medición de la conductividad eléctrica sea la correcta, se calibra el equipo con dos materiales de referencia donde sea conocido el valor de la conductividad eléctrica de cada uno de los materiales, estas mediciones mediante corrientes de Eddy se están llevando a cabo en las distintas muestras : sin tratamiento, solubilizada, envejecidas: a 10 horas, 30 horas, 50 horas, 150 horas y 312 horas, (las muestras de 5 horas, 15 horas, 22 horas y 120 horas no se tomaron en cuenta debido a que no hay cambios significativos, las primeras dos con la de 10 horas, la de 22 horas en comparación a la de 30 horas y la de 120 horas con la de 150 horas) , lo anterior para las diferentes zonas corroídas (API 5LX65, Inconel 825 y Unión).



Figura 3.15. Equipo NORTEC® 500 serie D marca OLYMPUS.

3.10.1 Sonda utilizada para la medición de corrientes de Eddy

Se utilizo la sonda tipo lápiz (Fig. 3.16) para llevar a cabo las mediciones de corrientes de Eddy la cual permite inspeccionar piezas a frecuencias que oscilan en los rangos de 2-6MHz. Esta sonda es ideal para hacer mediciones en áreas muy pequeñas debido a su punta fina. Las mediciones de la conductividad eléctrica se llevan a cabo primero para obtener un espectro donde se visualizarán las curvas de conductividad (Fig. 3.17) de cada material inspeccionado, el cual sirve para dimensionar en que rango se encuentran los materiales tratados y así predecir mediciones de voltaje, reportadas de manera cuantitativa.

Se realizaron 30 mediciones en cada una de las zonas corroídas y sin corroer en cada espécimen X65 e Inconel 825 Fig. 3.13.



Figura 3.16. Sonda tipo lápiz para frecuencias 1-6MHz.

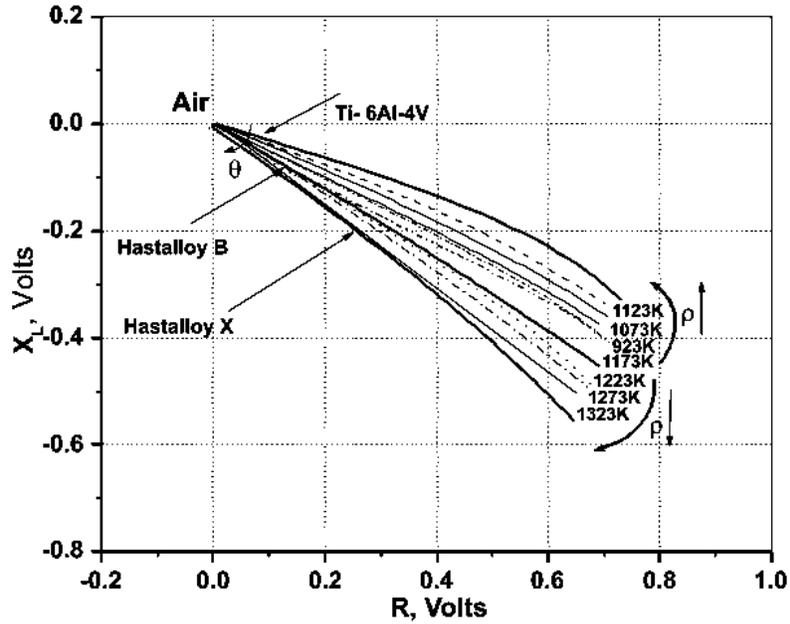


Figura 3.17. Curvas de impedancia obtenidas mediante corrientes de Eddy observadas para VT-14 muestras de aleación a diferentes temperaturas de solución [90].

3.10.2 Cálculo de la profundidad de penetración del campo magnético secundario para las muestras.

Para seleccionar de manera adecuada las frecuencias que se van a utilizar para obtener los valores de conductividad es necesario calcular las profundidades de penetración para cada una de ellas, para lo cual se utilizan dos diferentes ecuaciones esto dependiendo del tipo de material:

Ferromagnéticos:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}} \quad (3.3)$$

Donde:

δ : Profundidad de penetración estándar en metros [m].

μ : Permeabilidad magnética de la muestra en Henrios por metro [H/m].

f : Frecuencia de inspección en Hertz [Hz].

σ : Conductividad eléctrica en Siemens por metro [S/m].

No Ferromagnéticos:

$$\delta = \frac{26}{\sqrt{\sigma f}} \quad (3.4)$$

Donde:

δ : Profundidad de penetración estándar en metros [plgs].

f: Frecuencia de inspección en Hertz [Hz].

σ : Conductividad eléctrica en %IACS.

Se llevaron a cabo los cálculos para obtener la magnitud de las profundidades que alcanzan las frecuencias utilizadas al penetrar cada material usando para el X65 la ecuación de los materiales ferromagnéticos (ec. 3.3) y para el Inconel 825 la ecuación de materiales no ferromagnéticos (ec. 3.4), los resultados se muestran en la Tabla. 3.V.

Tabla 3.VI. Profundidades del X65- Inconel 825.

Frecuencia (Hz)	δ X65	δ Inconel 825
2MHz	0.248 mm	0.0195 mm
4MHz	0.175 mm	0.0138 mm
5MHz	0.157mm	0.0124 mm
6MHz	0.143 mm	0.0113 mm

Los materiales usados para realizar un espectro de la conductividad eléctrica son cobre recocido, Inconel 825, acero API 5L X65 a diferentes tratamientos de envejecimiento.

3.11 ENSAYO NO DESTRUCTIVO POR MEDIO DE LA TÉCNICA DE ULTRASONIDO DE ARREGLO DE FASES

Se llevaron a cabo pruebas de ultrasonido mediante arreglo de fases en once piezas con diferentes tiempos de envejecimiento, utilizando dos frecuencias diferentes a 5MHz y 10MHz para comparar los resultados entre dichas frecuencias, así como las diferencias que existen en cada una de las piezas debido a los diferentes tratamientos, y de esa manera obtener resultados más contundentes. Se hizo el cálculo del campo cercano, para comprender la interacción entre los especímenes con los transductores utilizados.

Para llevar a cabo esta medición se utilizó el equipo de inspección ultrasónica con Arreglo de Fases (Olympus Epoch 1000i) Fig.3.18, para lo cual se utilizaron dos transductores cuyas características se muestran en la tabla 3.VI, las mediciones se llevaron a cabo de acuerdo con el protocolo anteriormente descrito (Fig. 3.19), esto con ambas frecuencias a diferentes decibeles para así obtener los mejores resultados.



Figura 3.18. Equipo para inspección ultrasónica con Arreglo de Fases.

Tabla 3.VII. Palpadores Utilizados en el Olympus Epoch 1000i.

Nº. De referencia	Uso/Norma	Frecuencia (MHz)	Cantidad de elementos	Paso (mm)	Apertura Activa (mm)	Elevación	Dimensiones en mm (largo x ancho x alto)		
2.25L8-A10P	Uso general	2.25	8	1.2	9.6x10	10	22.5	15.6	20
5L16-A10P		5	16	0.6	9.6X10	10	22.5	15.6	20
10L16-A10P		10	16	0.6	9.6X10	10	22.5	15.6	20

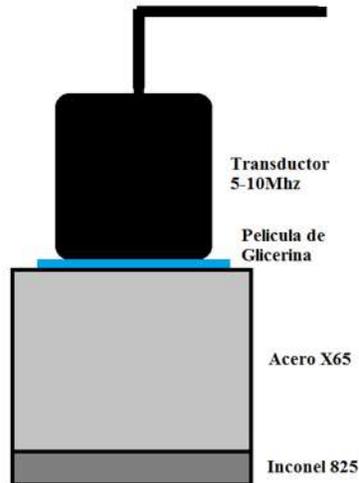


Figura 3.19. Esquema del uso de los transductores en las piezas a medir.

La interacción entre la onda emitida por los transductores y los diferentes defectos se observan en las Figs. 3.20-3.21. A medida que aumenta la frecuencia, la longitud de onda disminuye, lo que permite la detección de pequeños defectos y la precisión del espesor/ubicación. A medida que la frecuencia disminuye, la longitud de onda aumenta lo que permite una mayor penetración en materiales gruesos y/o atenuantes. Otros factores como la longitud del campo cercano, la dispersión del haz y el diámetro del haz también afectan la selección de frecuencia, la figura 3.22 ilustra la lectura de una medición ubicando cada zona del haz dentro de la pantalla tanto para el A-SCAN como para el S-SCAN.

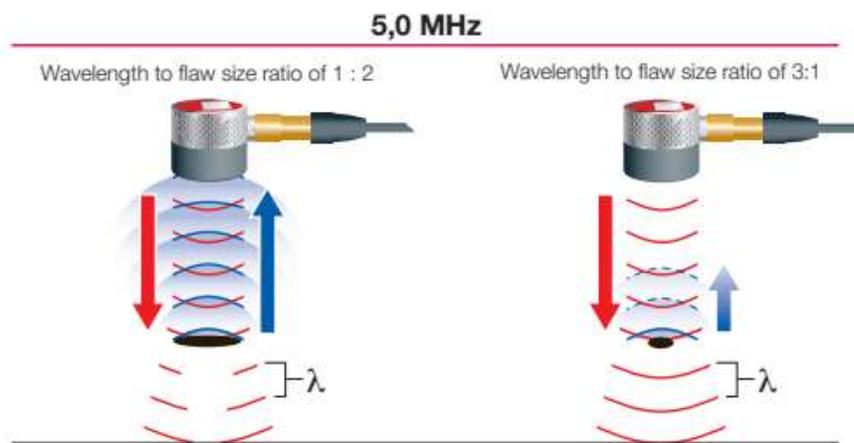


Figura 3.20. Esquema de la interacción de la onda con diferentes defectos con un transductor de 5MHz.

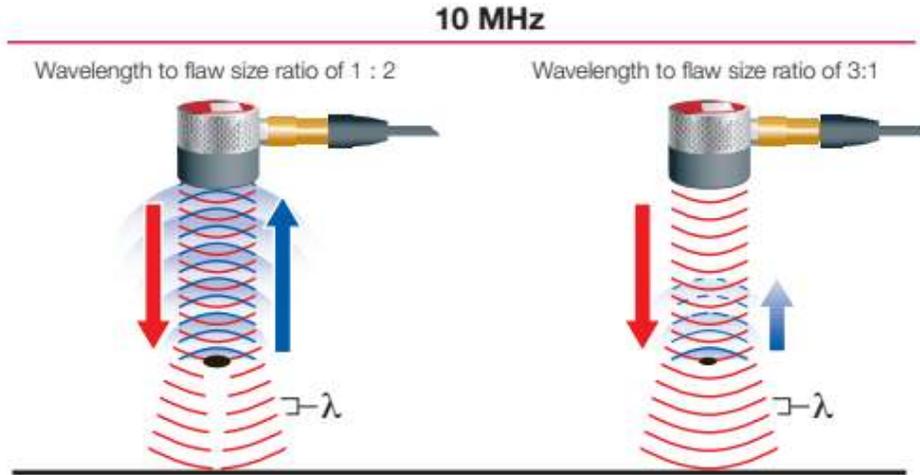


Figura 3.21. Esquema de la interacción de la onda con diferentes defectos con un transductor de 10MHz.

$$\lambda = \frac{C}{f} \quad (3.5)$$

Donde:

λ = Longitud de onda

C = Velocidad del sonido del material

f = Frecuencia de la onda

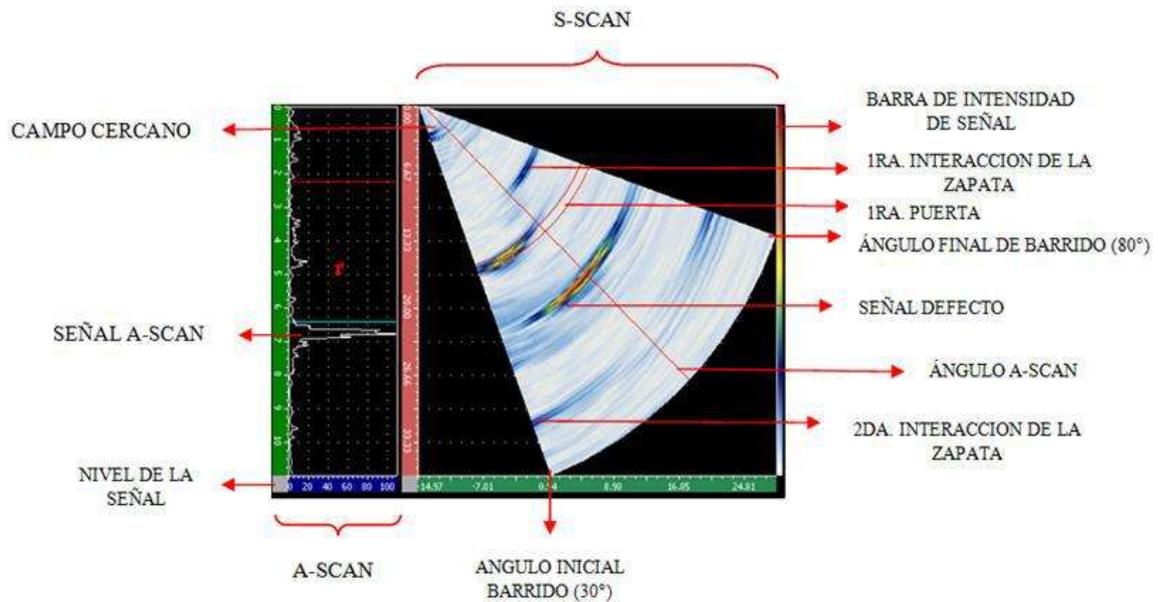


Figura 3.22. Ejemplo de la lectura de una medición a una pieza usando una zapata.

4 RESULTADOS

4.1 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL

La caracterización microestructural se hizo con un microscopio electrónico para las muestras en sus diferentes zonas, lo anterior con la finalidad de obtener una información más detallada acerca de los diferentes elementos químicos de las zonas en las piezas (X65, unión e Inconel 825), además de los precipitados encontrados en las micrografías. El análisis se realizó a diferentes magnificaciones (100X, 2000X, 5000X y 10000X).

La Fig. 4.1 muestra una micrografía óptica de una de las muestras con tratamiento térmico de solución en la interfaz. La interfaz es de unos 32 μm de promedio. Se encontró la presencia de Ni, Fe, Mn, Cr y C por microanálisis EDS.

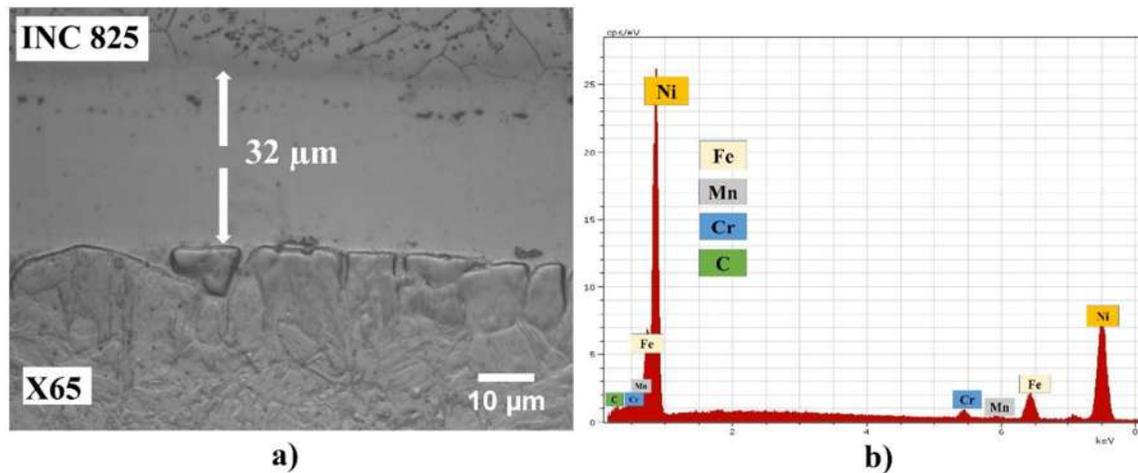


Figura 4.1. Microestructuras de la (a) de la unión en una muestra tratada térmicamente y (b) su microanálisis EDS.

La muestra tratada térmicamente (Fig. 4.1a) presentó una banda de color gris a lo largo de la interfaz API-X65 /Inconel 825, de aproximadamente 0,5 μm de espesor, la cual esta mayormente compuesta por Níquel como se observa en el EDS (Fig. 4.1b). La interfaz de las muestras sobre envejecidas a 650 ° C durante tres tiempos de envejecimiento diferentes era oscura y marcada en comparación con la muestra que solo tiene el proceso de solubilizado, como se ve al comparar la Figura 4.2 a – d. La región enriquecida en carbono abarcó 1–2 μm

dentro del revestimiento. Esto indica que el proceso de envejecimiento induce una mayor difusión de carbono desde el acero APIX65 hacia el Inconel 825.

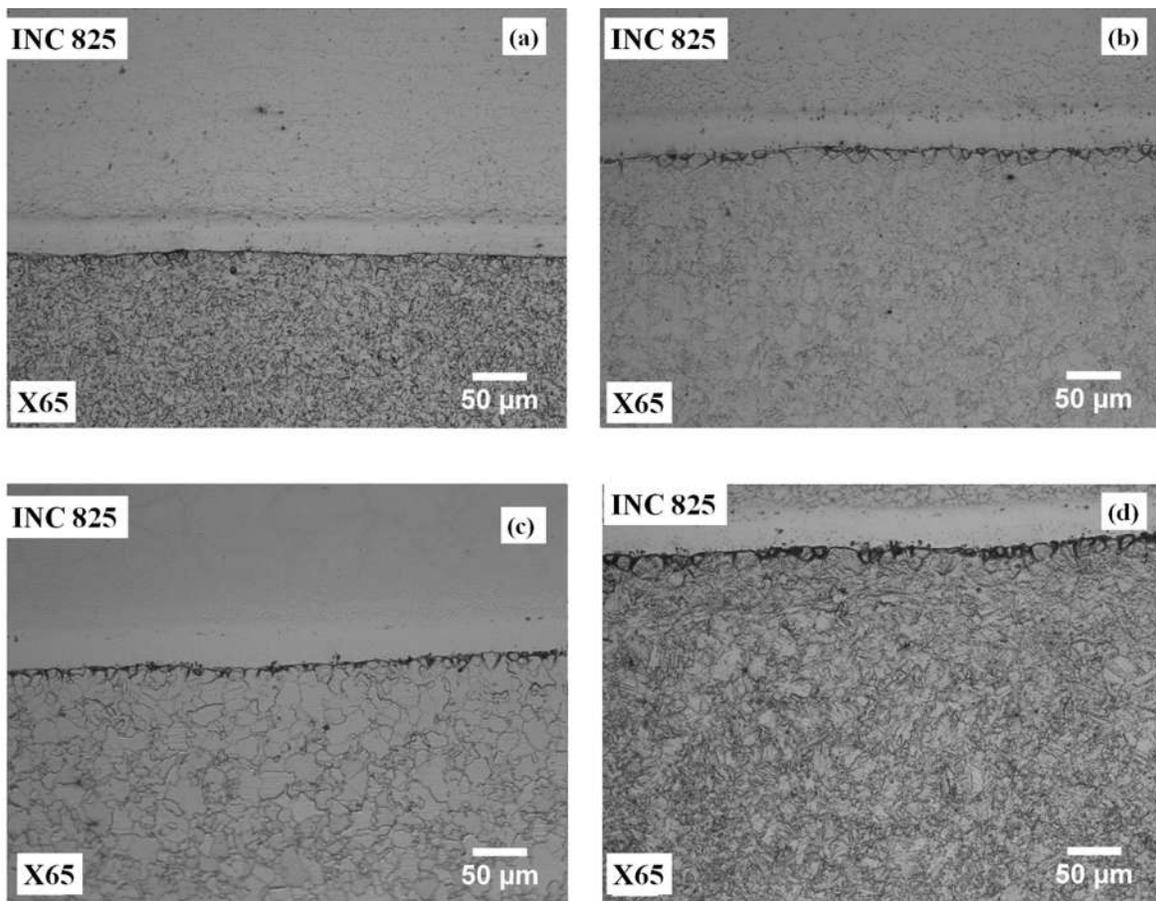


Figura 4.2. Micrografías ópticas de la interfaz de metal revestido (a) con tratamiento térmico en solución y sobre envejecido a 650 ° C durante tres tiempos de envejecimiento diferentes de (b) 50 h, (c) 150 h, y d) 312 h, respectivamente.

El análisis SEM en la matriz API 5L X65 de muestras tratadas térmicamente reveló la presencia de precipitación fina dispersa de partículas de FeC detectadas por microanálisis EDS, mostrando cambios importantes en la cantidad, tamaño y composición química en función del tiempo de envejecimiento [91]. Estos nanoprecipitados mostraron nucleación e interacciones preferenciales dentro de los granos ferríticos, que se muestran en la Figura 4.3. Durante los primeros períodos del proceso de envejecimiento, aparecen precipitados finos de Fe₃C y Fe₂C de 50–200 nm de tamaño hasta el pico de envejecimiento a las 150 h (ver Figura 4.3c), seguido de un proceso de engrosamiento de carburos, que fue el proceso

microestructural dominante como consecuencia del envejecimiento a las 312 h (ver Figura 4.3d).

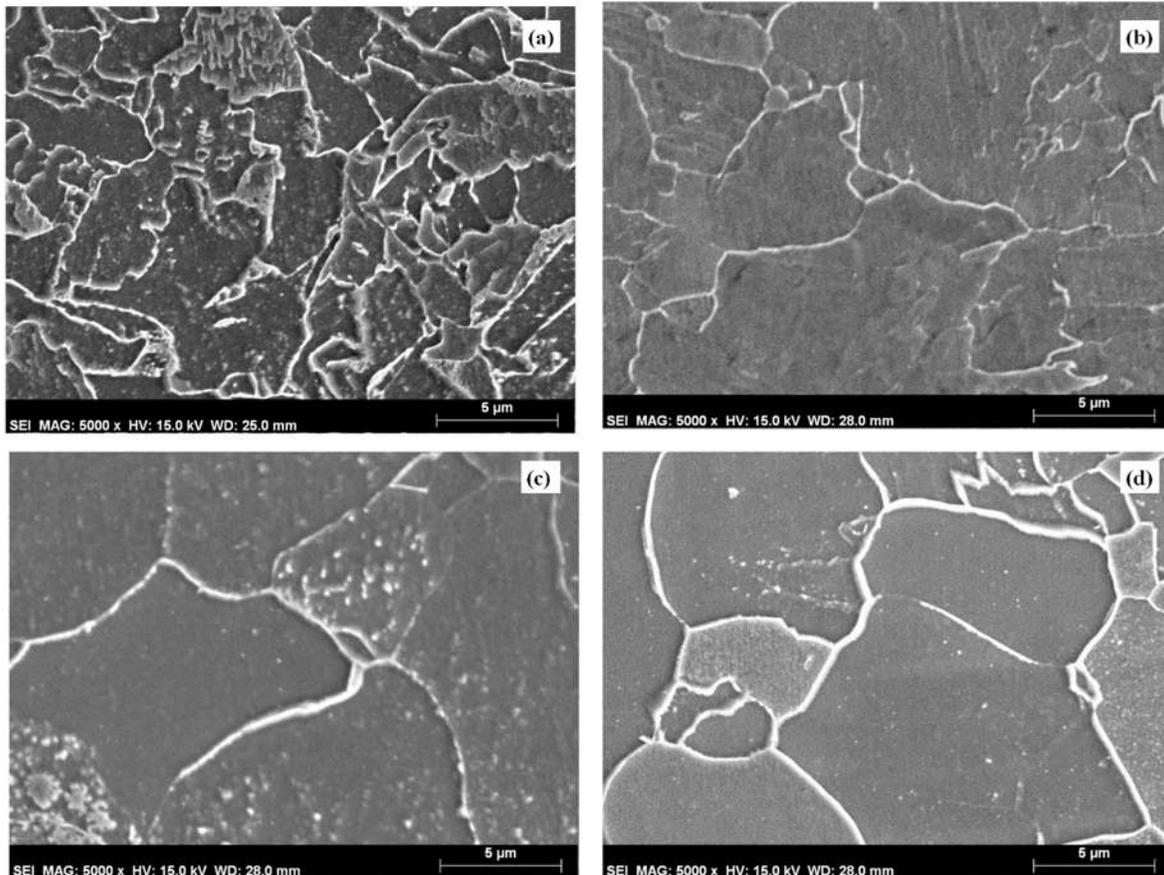


Figura 4.3. Micrografías SEM del acero microaleado API-X65 (a) tal como se recibió y envejeció a 650 °C durante tres tiempos de envejecimiento diferentes de (b) 50 h, (c) 150 h, y (d) 312 h, respectivamente, que muestran precipitados finos de Fe_3C y Fe_2C distribuido homogéneamente en granos ferríticos.

La Fig. 4.4 muestra las micrografías obtenidas con el SEM en la matriz de aleación Inconel 825, donde se puede observar la presencia de precipitados. La matriz de austenita (γ) representaba la proporción más alta en esta súper aleación, que está compuesta por un alto porcentaje de Ni y otros elementos en cantidades más pequeñas como Cr, Mo y W. La cantidad de precipitados se hizo más evidente a medida que aumentó el tiempo de envejecimiento (Fig. 4.4).

Los carburos $M_{23}C_6$ fueron los más abundantes en la aleación Inconel 825 inducida por el proceso de envejecimiento. Estos carburos precipitaron preferentemente en los límites del

grano γ , en segundo lugar, dentro de la matriz. Estos carburos están compuestos principalmente de Cr y Mo / Ti. Se pueden observar otros carburos en la Fig. 4.4, correspondientes al tipo MC_6 . Este tipo de carburo MC_6 se encontró en proporciones más pequeñas y su precipitación tuvo lugar en la matriz de aleación 825. El carburo más estable presentado fue el tipo MC (ver Fig. 4.4 d). El carburo MC se formó principalmente de Ti y precipitó en la matriz y en el límite del grano. Se sabe que este tipo de carburo aumenta la dureza [92,93].

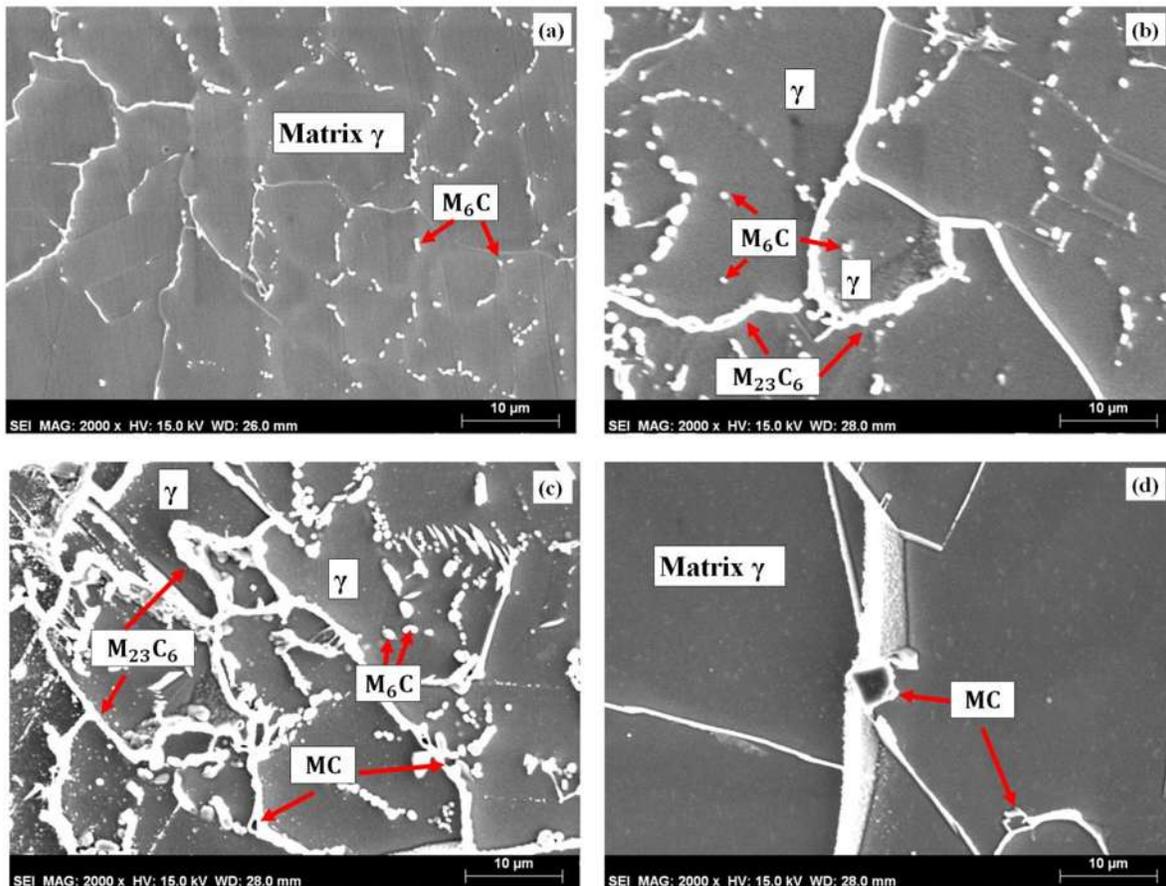


Figura 4.4. Micrografías del MEB de la aleación Inconel 825 (a) Recibida, envejecidas a 650 °C durante tres tiempos de envejecimiento diferentes (b) 50 h, (c) 150 h y (d) 312 h respectivamente. Figura 7.12.

La Figura 4.5 muestra las micrografías obtenidas con el SEM al precipitado MC en el Inconel 825 así como los diferentes EDS realizados a cada zona del precipitado donde se puede observar que en su mayoría está compuesto por el elemento Titanio el cual es segregado de

la matriz por el carbono debido a los tratamientos térmicos, mientras que la matriz conserva el cromo el cual es el elemento que protege de la corrosión al Inconel.

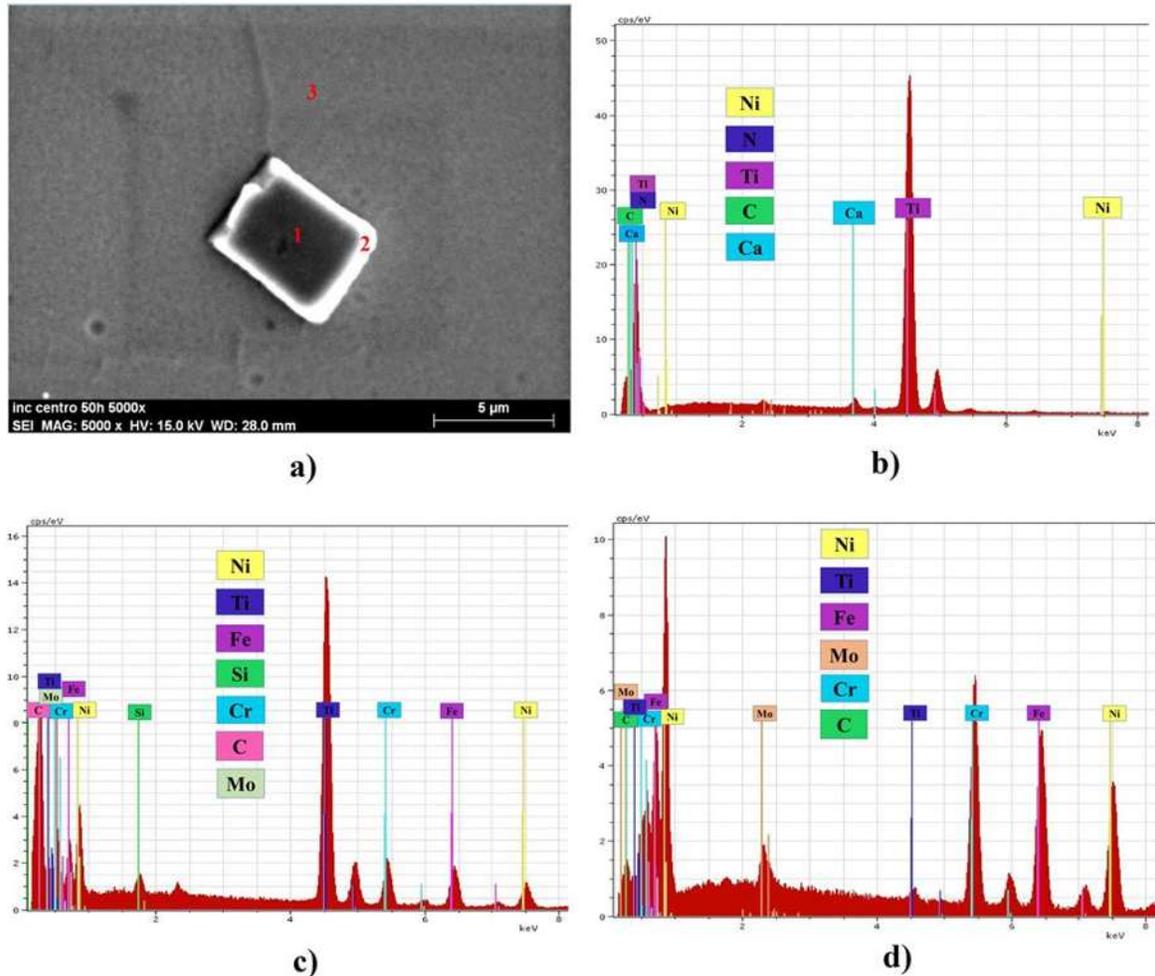
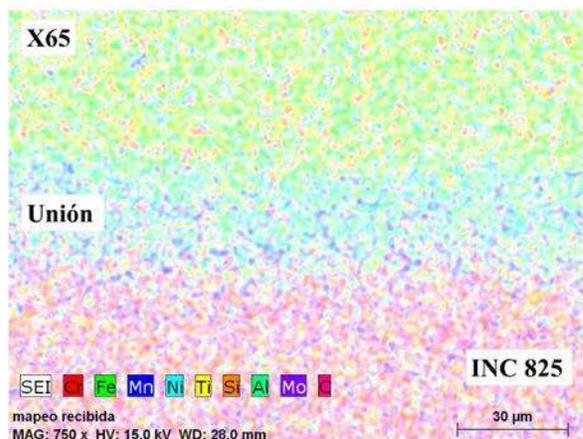


Figura 4.5. Micrografía del MEB para el Inconel 825 (a) Precipitado $M_{23}C_6$ (b) EDS del centro del precipitado MC en forma de TiC, (c) EDS del límite del precipitado y la matriz γ (d) EDS de la matriz γ .

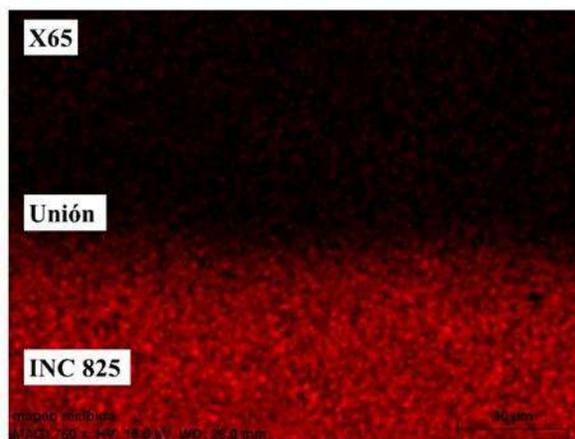
Con la finalidad de conocer la distribución de los diferentes elementos químicos, tanto en conjunto como de forma individual se realizó un mapeo y diversos EDS estos últimos para conocer la distribución cuantitativa de los elementos (Tabla 4.I-4.III).

En la figura 4.6a se muestra la distribución en conjunto para la pieza bimetálica (X65-Inconel 825), mientras que de la Fig. 4.6b a la Fig. 4.6j se puede observar la distribución individual de cada uno de los elementos dentro de nuestra muestra, en donde se observa claramente que

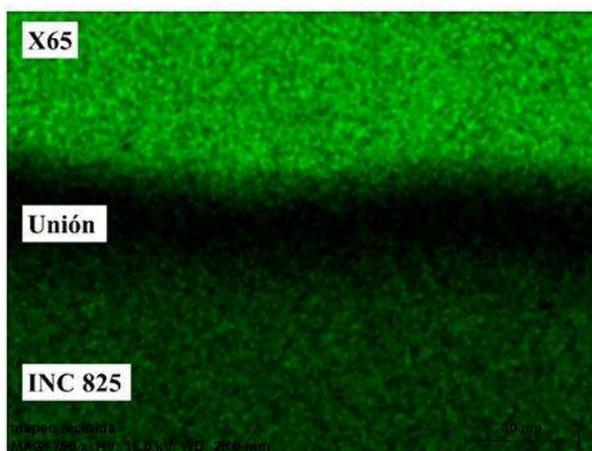
el níquel y el cromo está saturado en el Inconel 825 y a su vez ausente en el X65, mientras que elementos como el manganeso, Titanio, silicio y molibdeno, y el Hierro se ve claramente predominante en el área del Acero X65, en la figura 4.6e se aprecia claramente una franja sobrepoblada de color azul (Níquel) la cual representa la unión entre ambas piezas.



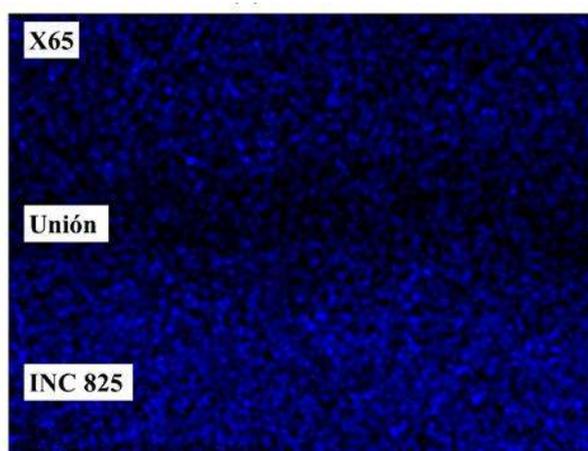
(a) Mapeo General



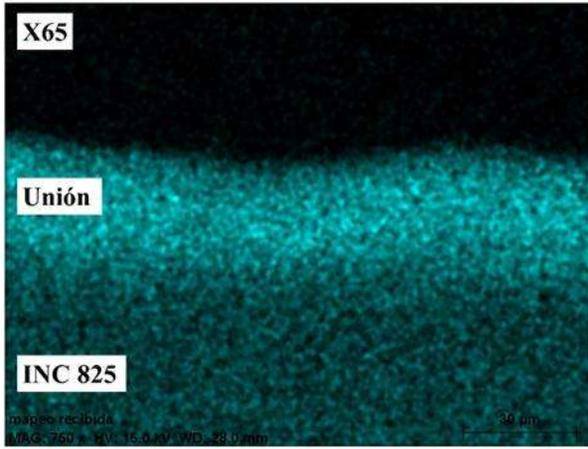
(b) Cromo



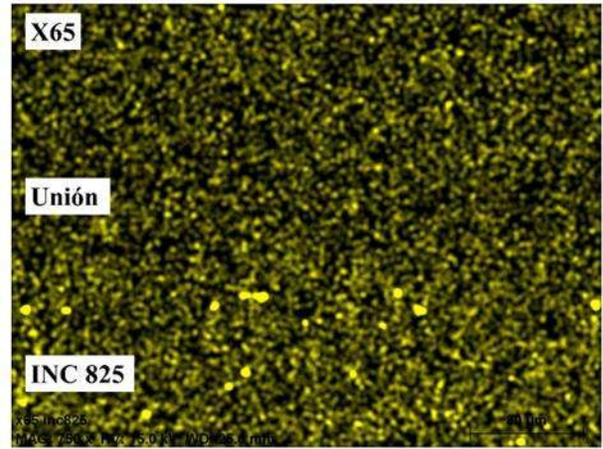
(c) Hierro



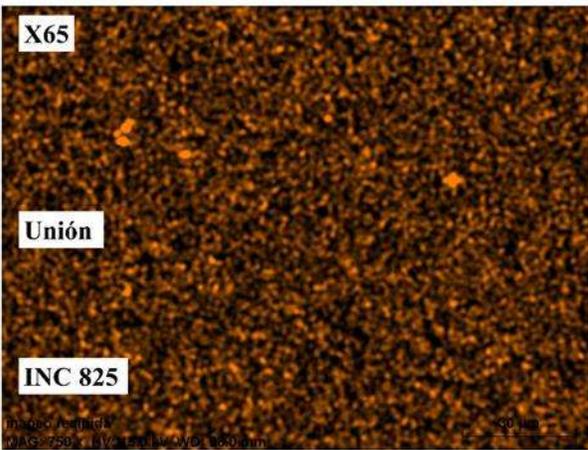
(d) Manganeso



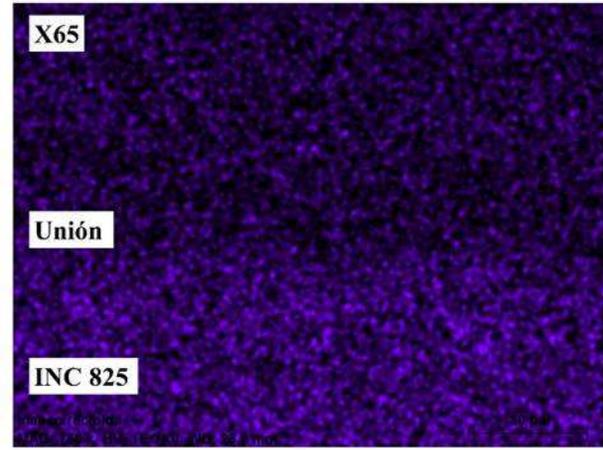
(e) Niquel



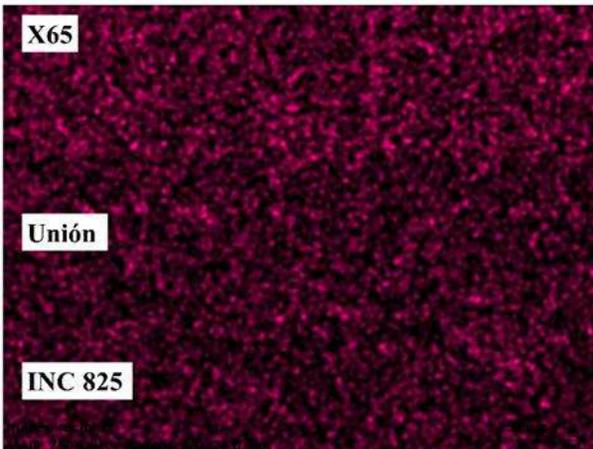
(f) Titanio



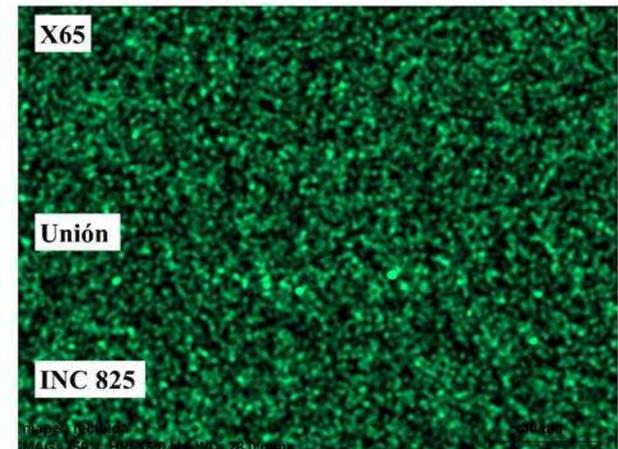
(g) Silicio



(h) Molibdeno



(i) Carbono



(j) Aluminio

Figura 4.6. Distribución de los elementos que componen la pieza bimetalica X65-Inconel 825.

En la Fig. 4.7 se ilustra los mapeos del elemento Titanio donde se ve que a medida que se incrementa la exposición de las piezas a la temperatura de tratamiento térmico se comienzan a segregar partículas de titanio de la matriz, lo que forman los precipitados de TiC como se observa en la fig. 4.5d, la segregación de este elemento de la matriz deja expuesto el elemento cromo el cual junto con el níquel protegen de la corrosión al Inconel.

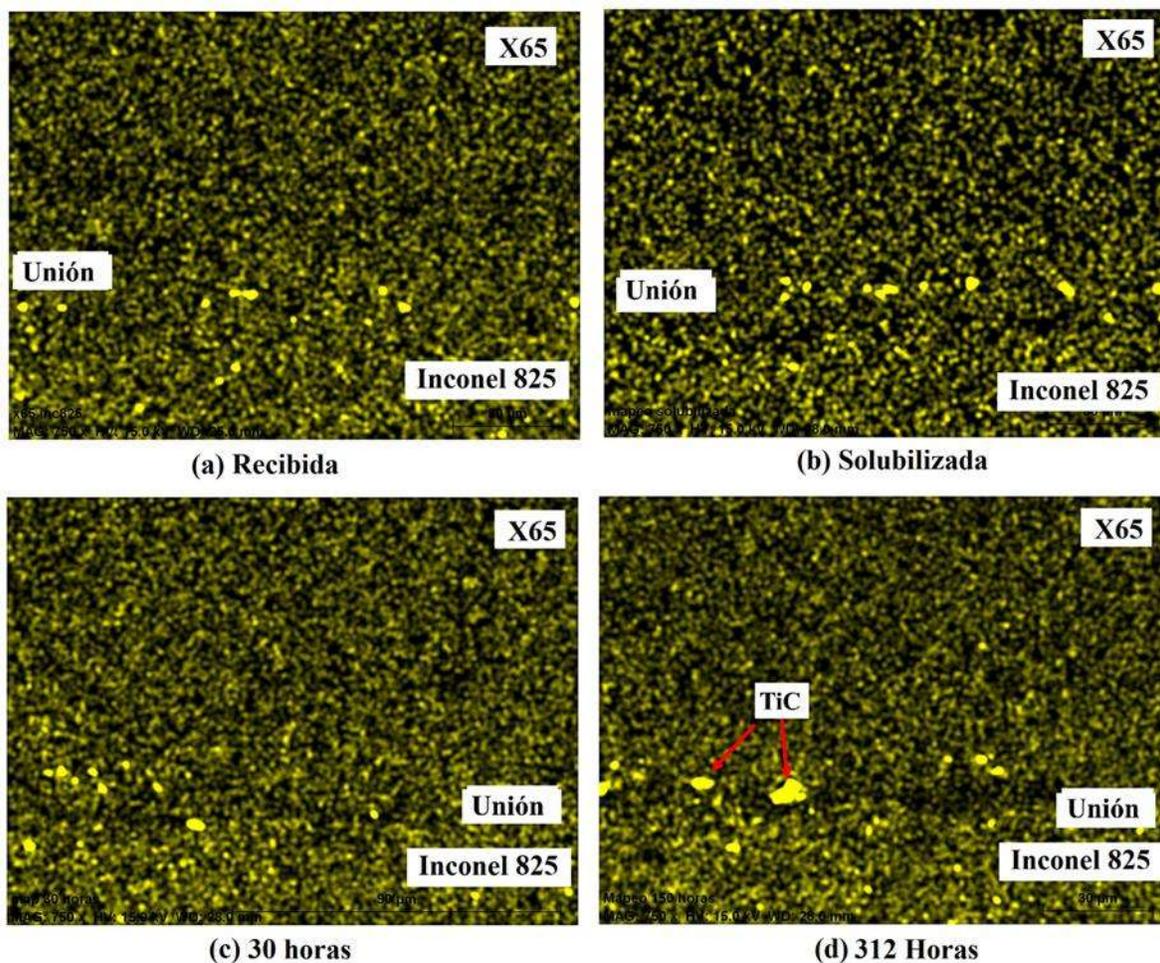


Figura 4.7. Mapeos de la pieza bimetalica X65-Inconel 825 del elemento Ti a) Pieza recibida, b) Pieza solubilizada a 1200 °C, c) Envejecida a 30 horas, b) 312 h.

En la Fig. 4.8 se observan los mapeos obtenidos a cuatro piezas con diferentes tratamientos, en la cual se puede analizar al igual que en el titanio, que a medida que aumenta el tiempo de exposición a la temperatura de envejecimiento la migración de partículas de níquel

provenientes del Inconel y la unión al acero X65 lo cual provoca una sensibilización en la zona de donde se segrega exponiéndola a la corrosión.

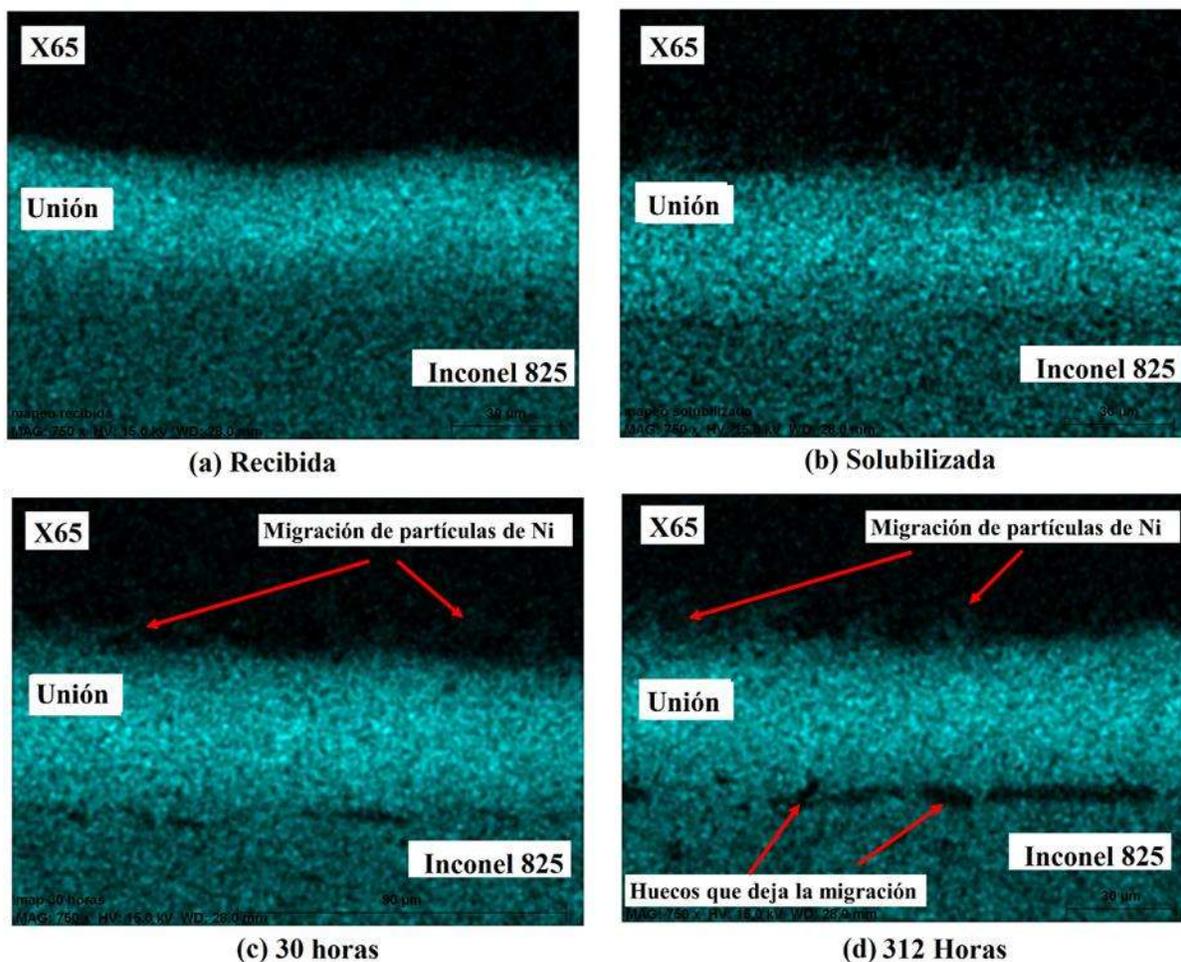


Figura 4.8. Mapeos de la pieza bimetalica X65-Inconel 825 del elemento Ni a) Pieza recibida, b) Pieza solubilizada a 1200 °C, c) Envejecida a 30 horas, b) 312 h.

Tabla 4.1 Valores del por ciento en peso de cuatro elementos en el acero X65

Tiempo de envejecimiento	wt % Fe (μ)	wt% C (μ)	wt% Mn (μ)	wt% Ni (μ)
Recibida	96.047	2.157	1.789	0
Solubilizada	95.109	1.539	2.006	1.334
10h	92.994	3.002	2.112	0
30h	93.155	2.406	2.106	1.926
50h	92.389	2.569	2.118	2.729
150h	91.484	3.348	1.804	3.173
312h	86.984	7.606	1.858	3.482

De la tabla 4.I se obtuvieron valores estadísticos de la desviación estándar para el elemento más relevante en cuanto a cantidad de la zona del acero (Fe), lo anterior se llevó a cabo mediante una ANOVA (Fig. 4.9), de la gráfica se puede observar como el elemento de Fe va disminuyendo en porcentaje a medida que aumentan los tiempos de tratamiento térmico, además se muestran la desviación estándar de cada muestra (σ).

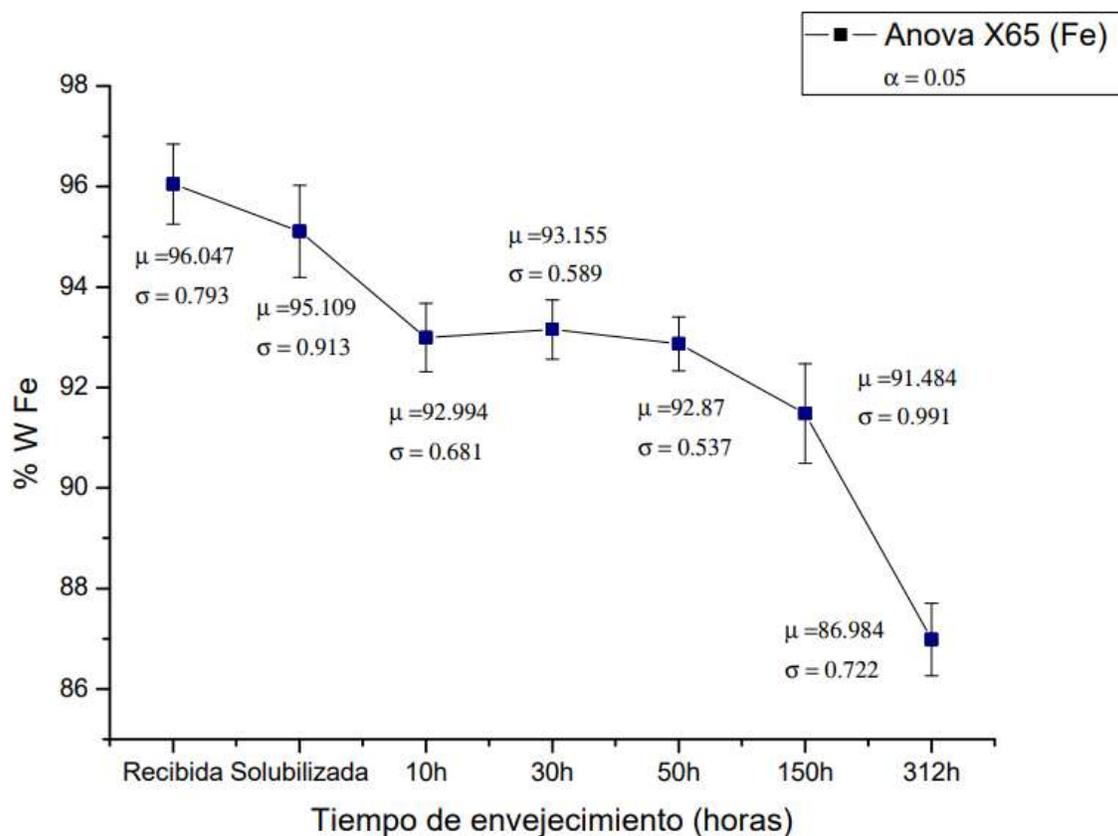


Figura 4.9. Grafica de ANOVA para el Acero X65 del elemento Fe.

Tabla 4.II Valores del por ciento en peso del Inconel 825

Tiempo de envejecimiento	wt% Fe	wt% Ni	wt% Cr	wt% Ti	wt% Mo	wt% C
Recibida	27.963	38.791	21.765	0.661	3.309	0
Solubilizada	26.768	44.494	18.231	0.541	2.693	1.776
10h	29.197	41.523	19.601	0.713	2.924	1.362
30h	29.871	40.445	19.125	0.725	2.8122	2.205
50h	28.852	40.167	19.219	0.783	3.014	1.326
150h	29.112	39.938	19.033	0.758	3.021	1.786
312h	28.491	37.232	18.595	0.924	4.783	2.365

De la tabla 4.II se obtuvieron valores estadísticos de la desviación estándar para los elementos más relevante en cuanto a cantidad de la zona del Inconel (Fe, Ni y Cr), lo anterior se llevó a cabo mediante una ANOVA (Figs. 4.10-12), de las gráficas se puede observar los cambios en los porcentajes de los elementos a medida que aumentan los tiempos de tratamiento térmico los porcentajes de Ni-Cr disminuyen esto debido a la segregación de estos elementos, además se muestran la desviación estándar de cada muestra (σ).

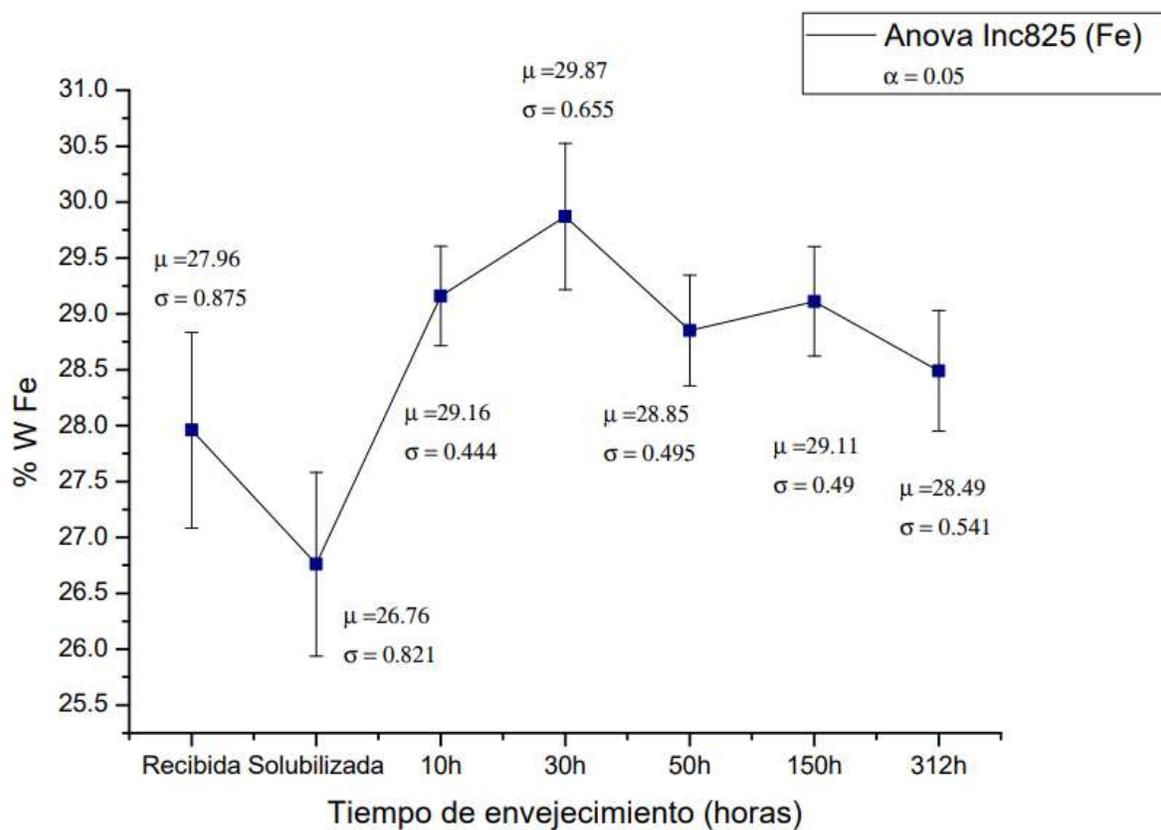


Figura 4.10. Grafica de ANOVA para el Inconel 825 del elemento Fe.

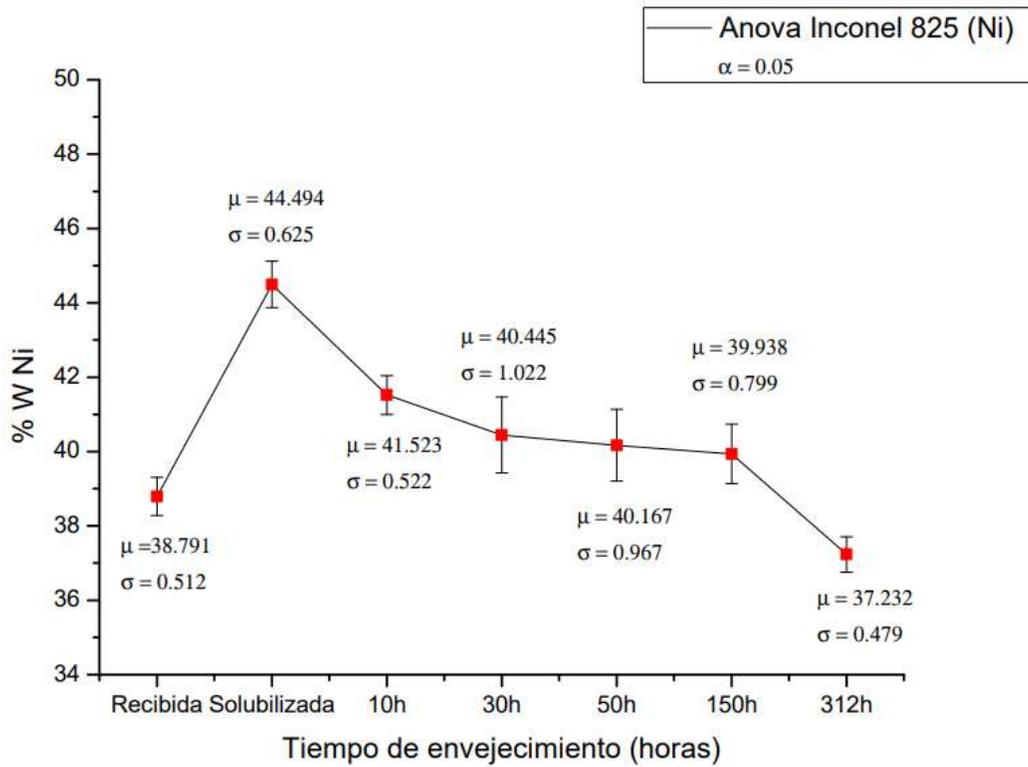


Figura 4.11. Grafica de ANOVA para el Inconel 825 del elemento Ni.

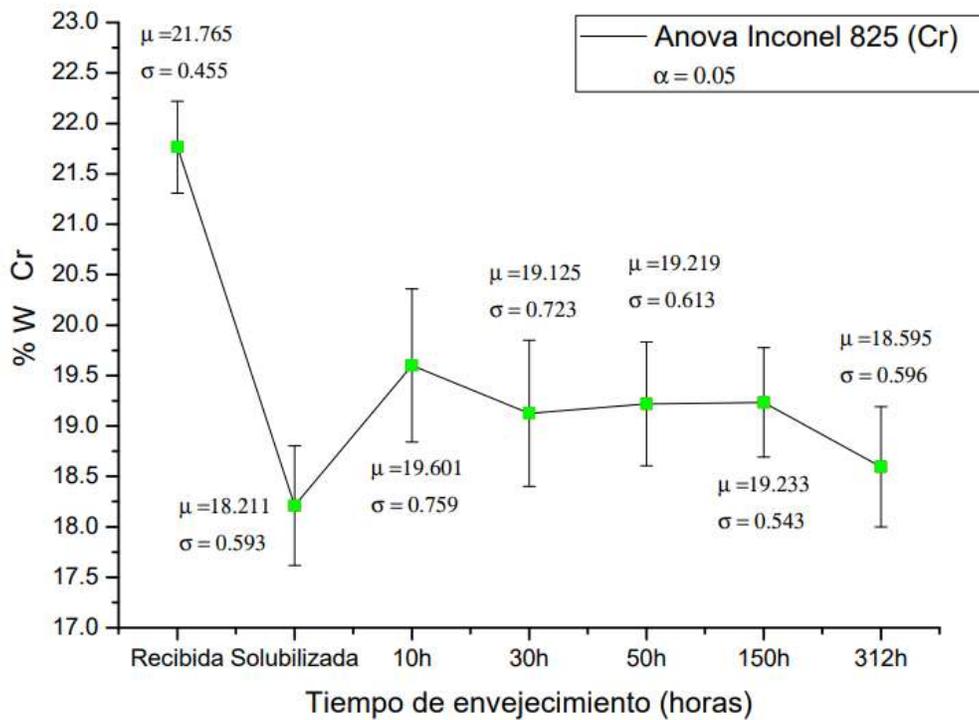


Figura 4.12. Grafica de ANOVA para el Inconel 825 del elemento Ni.

Tabla 4.III Valores del porciento en peso de la unión

Tiempo de envejecimiento	wt% Fe	wt% Ni	wt% Cr	wt% Ti	wt% C
Recibida	15.088	80.174	3.288	0.173	1.023
Solubilizada	13.381	79.388	3.885	0.378	1.357
10h	14.156	80.419	3.053	0.42	1.642
30h	18.775	74.855	1.885	0	2.476
50h	22.805	71.006	3.9	0	2.277
150h	22.138	69.086	4.553	0	1.806
312h	27.483	66.071	3.967	0.185	2.003

De la tabla 4.III se obtuvieron valores estadísticos de la desviación estándar para los elementos más relevante en cuanto a cantidad de la zona de la unión (Fe, Ni y Cr), lo anterior se llevó a cabo mediante una ANOVA (Figs. 4.13-15), de las gráficas se puede observar los cambios en los porcentajes de los elementos a medida que aumentan los tiempos de tratamiento térmico los porcentajes de Fe aumentan a diferencia de los porcentajes de Ni los cuales disminuyen esto debido a la segregación de estos elementos desde el acero y el Inconel a la unión, además se muestran la desviación estándar de cada muestra (σ).

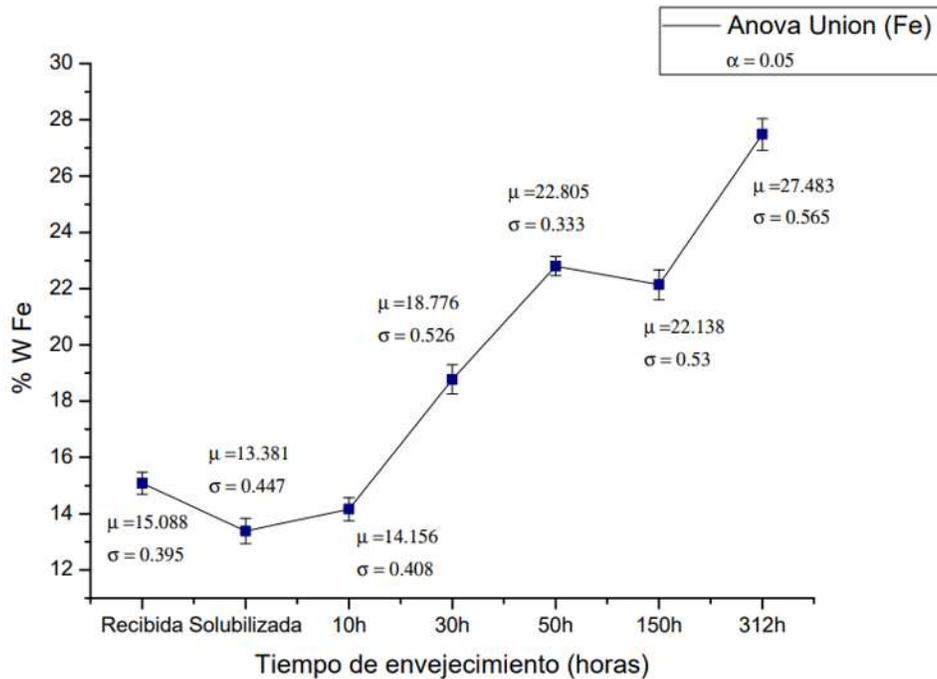


Figura 4.13. Grafica de ANOVA para la unión del elemento Fe.

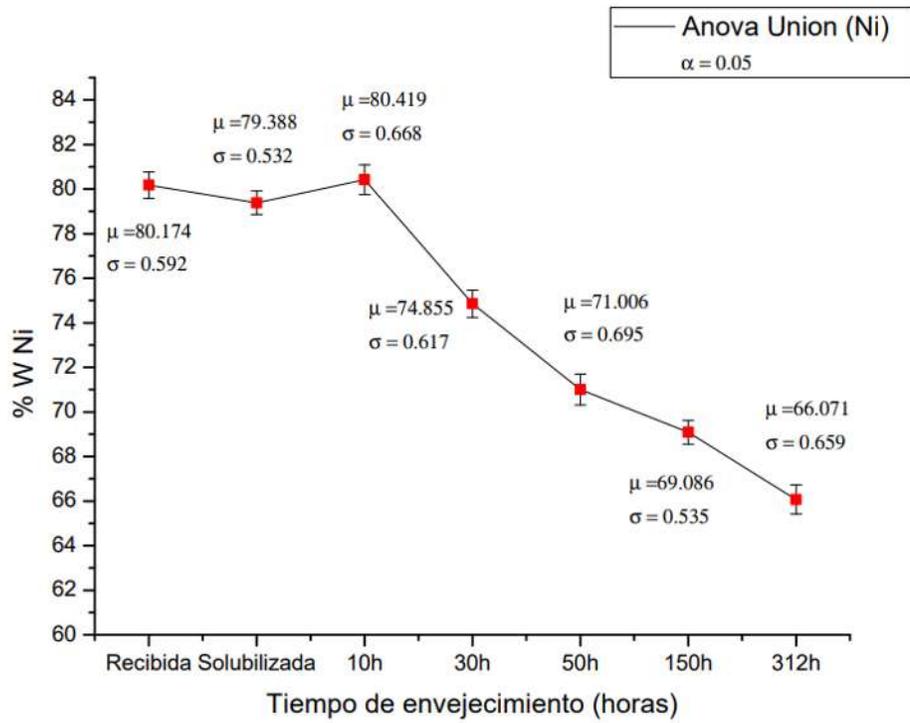


Figura 4.14. Grafica de ANOVA para la unión del elemento Ni.

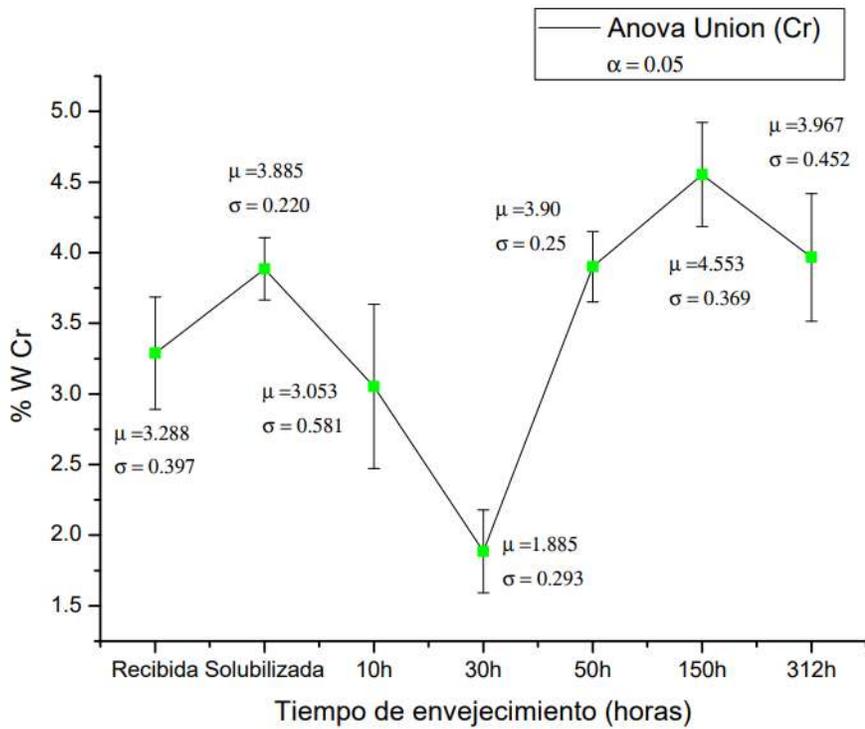


Figura 4.15. Grafica de ANOVA para la unión del elemento Cr.

4.2 RESULTADOS DE LAS MEDICIONES DE MICRODUREZA VICKERS.

Los resultados obtenidos de las mediciones de dureza Vickers fueron tratados con el programa comercial Origin Pro 8, para las diferentes zonas y tiempos de envejecimiento en las muestras de tubería revestida. La Fig. 4.16 ilustra el comportamiento de los datos de dureza, donde se puede ver que ocurren cambios importantes en distintas zonas y tiempos de envejecimiento. Se observa claramente que los valores de dureza Vickers para la aleación Inconel 825 muestran una tendencia a aumentar después de 100 h del tratamiento térmico de envejecimiento principalmente en la zona base.

El aumento de la dureza Vickers del Inconel 825 se debe al mecanismo de endurecimiento provocado por la dispersión de carburos MC_6 y por la formación de precipitados $M_{23}C_6$ y MC . Los datos de dureza Vickers para el acero microaleado X-65 presentan una tendencia a aumentar en los tiempos de envejecimiento temprano (precipitación de carburos de Fe_3C y Fe_2C) y luego se observa una disminución con tiempos de envejecimiento largos (espesamiento de carburos). En la interfase, las muestras envejecidas mostraron un promedio más alto de dureza del revestimiento después de 150 h en comparación con las muestras a menor tiempo de envejecimiento. La alta dureza del revestimiento adherido (Inconel 825) podría indicar la presencia de martensita. Un alto contenido de elementos de aleación, especialmente carbono, que aumenta la templabilidad, pero también Ni hasta cierto punto, puede facilitar la formación de martensita al enfriarse desde temperaturas elevadas, ya que la austenita se estabiliza en un rango de temperatura y composición más amplio.

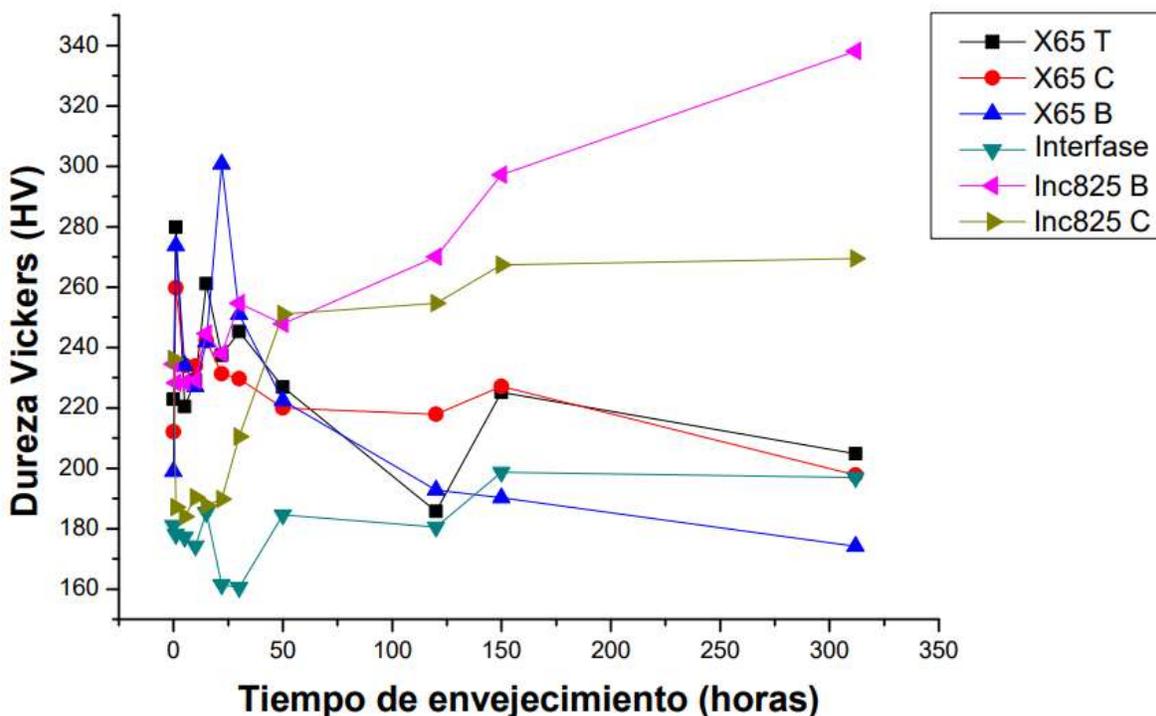


Figura 4.16. Microdureza en la tubería revestida en distintas zonas y tiempos de envejecimiento.

La tabla 4.IV muestra los valores cuantitativos obtenidos de las pruebas de microdureza Vickers para cada pieza.

Tabla 4.IV Valores de la microdureza en las diferentes zonas y a diferentes tiempos

Tiempo (Horas)	Dureza Vickers (HV)									
	X65T		X65C		X65B		Inc825B		Inc825C	
Muestra	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ
Recibida	222.86	0.955	212.12	0.932	198.89	1.055	236.13	0.993	234.5	1.002
Solubilizada	279.85	0.771	259.76	0.494	273.67	0.476	187.16	0.531	228.27	0.589
5 horas	220.37	0.501	233.99	1.032	233.99	1.071	184.03	0.648	228.4	1.006
10 horas	229.19	0.569	233.79	0.445	227.04	0.55	190.4	0.512	229.23	0.485
15 horas	261.12	1.305	242.23	1.273	241.78	0.928	187.7	1.019	244.54	1.183
22 horas	237.41	0.454	231.29	1.032	300.72	1.561	189.72	0.839	238	0.903
30 horas	245.29	0.434	229.70	0.72	250.97	0.587	210.45	0.555	254.66	1.084
50 horas	226.86	0.519	219.89	0.535	222.37	0.983	251.06	0.67	247.78	0.592
120 horas	185.72	0.901	217.83	1.25	192.79	0.485	254.61	0.887	269.99	0.78
150 horas	225.10	0.938	227.11	0.526	190.18	0.835	267.33	0.54	297.2	0.802
312 horas	204.83	0.477	197.75	0.449	174.21	0.458	269.46	0.506	338.14	0.508

4.3 RESULTADOS DE ATAQUES ELECTROQUÍMICOS.

4.3.1 Pruebas de espectroscopía de impedancia electroquímica

Con el propósito de caracterizar el comportamiento de la capa pasiva de las piezas de la tubería bimetálica fueron llevadas a cabo las pruebas de espectroscopia de impedancia electroquímica. Los resultados de las pruebas de impedancia fueron analizados y procesados con el software ZView, a partir de los cuales se obtuvieron los diagramas de Nyquist.

Los resultados de las pruebas de impedancia electroquímica se representan en las Figs. 4.17-4.19 para el acero X65, la parte de la unión y del Inconel 825 respectivamente, donde se ilustran los diagramas de Nyquist a las diferentes piezas tratadas térmicamente, estos diagramas presentan semicírculos capacitivos a altas frecuencias y la tendencia de arcos inductivos en la parte inferior a más baja frecuencia. El semicírculo capacitivo demuestra la influencia de las propiedades dieléctricas de la doble capa electroquímica.

En el diagrama de Nyquist para el acero X65 (Fig. 4.17) se observa que las piezas sometidas a un envejecimiento de 150 y 312 horas presentan una impedancia mayor lo cual puede relacionarse a una mayor resistencia a la corrosión, lo anterior se le puede atribuir al ligero aumento de Inconel en esta zona esto a consecuencia de los tratamientos térmicos, mientras que también se logra observar que las muestras en condición de recibida y envejecida a 10 horas muestran las impedancias más pequeñas, lo que nos señala una mayor susceptibilidad a la corrosión.

El diagrama Nyquist para la unión (Fig. 4.18) ilustra un comportamiento similar del semicírculo capacitivo en comparación con el obtenido para la zona del acero, sin embargo en esta prueba las muestras que presentan una mayor impedancia son las piezas en condición de solubilizada y la envejecida por 10 horas por lo cual se les atribuye a ellas una menor predisposición por corroerse, lo anterior puede ser relacionado con un incremento de los porcentajes de níquel-cromo en estas piezas en comparación con las restantes.

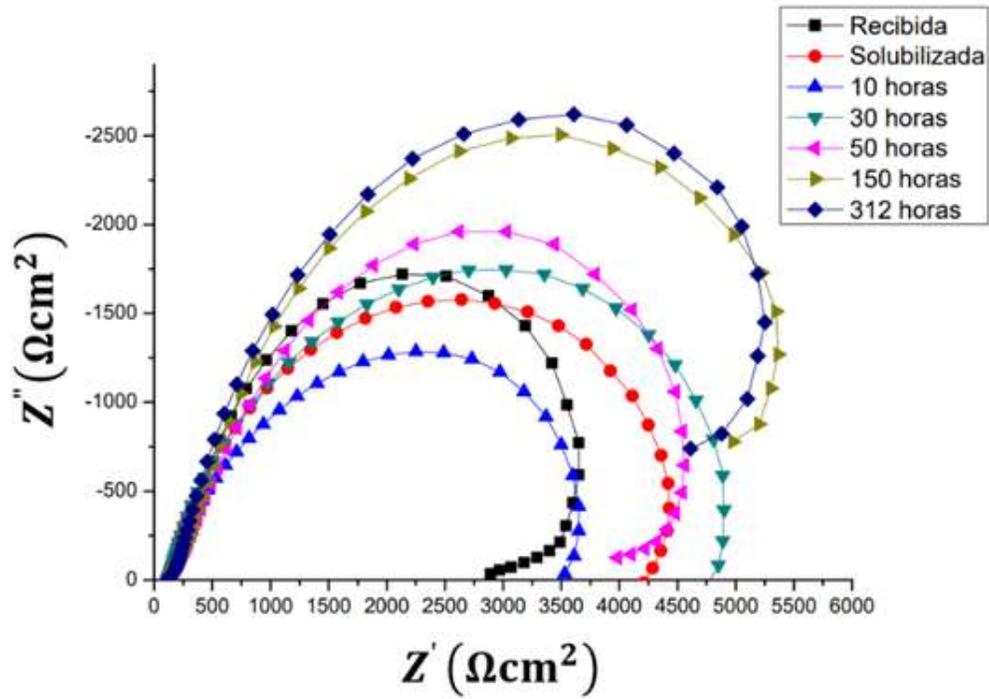


Figura 4.17. Grafica de las pruebas de impedancia a diferentes tiempos de envejecimiento para el acero X65.

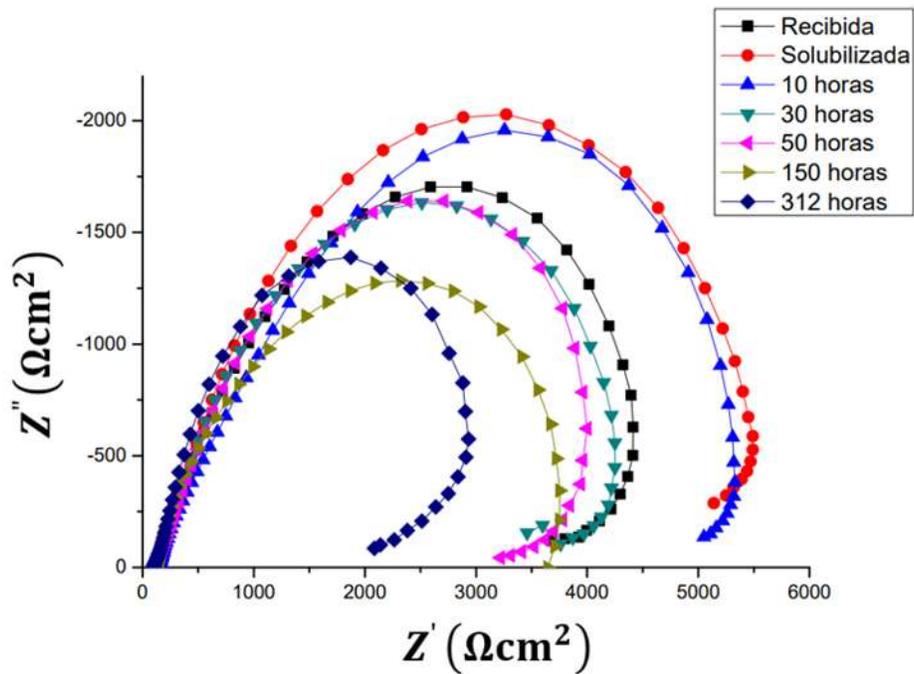


Figura 4.18. Grafica de las pruebas de impedancia a diferentes tiempos de envejecimiento para la unión.

En el diagrama de Nyquist para el Inconel 825 (Fig. 4.19) se puede observar que las muestras más propensas a sufrir corrosión debido a la simulación de operación del ducto son las envejecidas a 150 y 312 horas, lo cual se refleja en impedancias más pequeñas en comparación con todas las otras piezas, lo cual está asociado a la disminución de los niveles de níquel presentados en estas dos piezas al ser comparadas con el resto, lo anterior se le atribuye al proceso de envejecimiento.

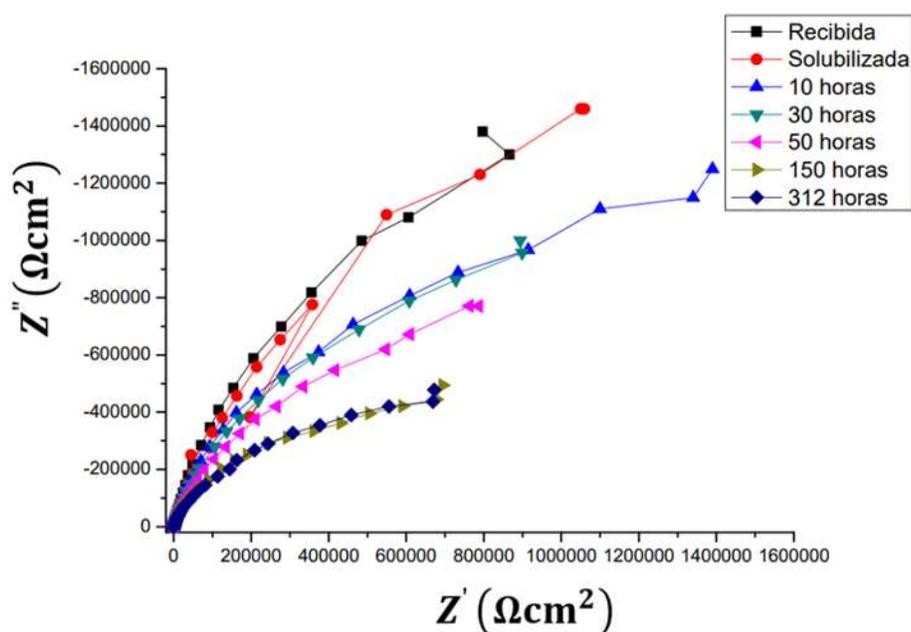


Figura 4.19. Grafica de las pruebas de impedancia a diferentes tiempos de envejecimiento para el Inconel 825.

4.3.2 Curvas de polarización potenciodinámicas

Para obtener las curvas de polarización se llevaron a cabo pruebas potenciodinámicas las cuales permiten determinar si un metal es susceptible a la corrosión uniforme o al ataque localizado. Con la ayuda de estas curvas se pueden obtener las velocidades de corrosión y pérdida de masa con la técnica de las pendientes de Tafel, según la norma ASTM G102 – 89 Fig. 4.23.

En las Figs. 4.20-4.22 se presentan las curvas de polarización potenciodinámicas para los diferentes tiempos de envejecimiento, en donde se puede observar que tienen diferentes

comportamientos en sus curvas anódicas, donde se observan regiones pasivas mayores en las pruebas realizadas en la zona de la unión e inconel en comparación con la del acero, lo cual indica una oposición a la corrosión del metal, sin embargo, muy poca corrosión o ningún tipo de corrosión ocurre en la región pasiva. Analizando la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}) el mejor comportamiento lo presentan las pruebas en el acero seguidos de la unión al tener una densidad de corriente más baja en comparación con la del inconel, lo cual significa que los valores de la velocidad de corrosión en mm por año, como se esperaba es menor en el inconel, lo anterior se les atribuye a los altos niveles de níquel-cromo.

En un análisis individual para cada material, se puede ver que la velocidad de corrosión más baja en el acero (Fig. 4.20) corresponde a la muestra con tratamiento térmico con un tiempo mayor de envejecimiento (312 h), lo que indica que ésta muestra tiene una mayor resistencia a la corrosión, lo cual se atribuye al aumento de níquel en la zona del acero debido proceso de tratamiento térmico, en cambio las curvas del inconel, Fig. 4.22 se observa que las mayores velocidades de corrosión se presentan en las muestras con un mayor tiempo tratamiento térmico lo cual es una consecuencia de la difusión de elementos tales como el níquel, esto se puede observar en la tabla 4.II, el inconel al perder níquel se sensibiliza lo que causa una mayor probabilidad de que se pueda corroer, Figs. 4.24 y 4.26.

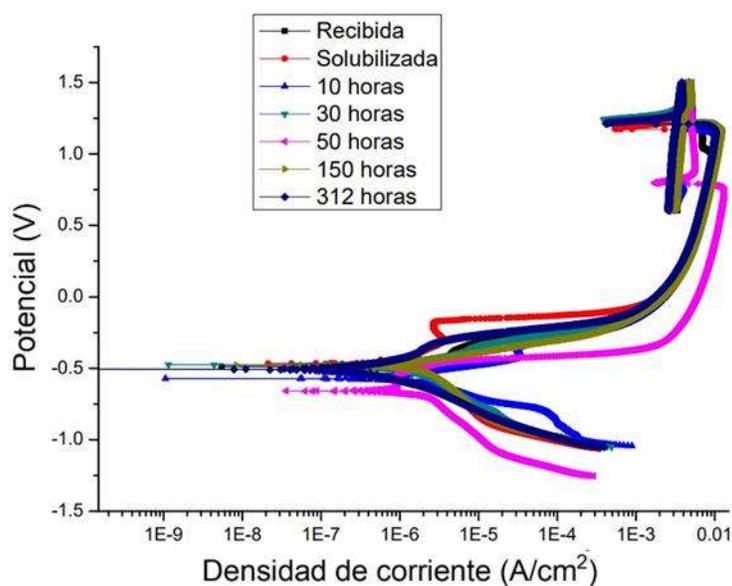


Figura 4.20. Curvas de polarización a tiempos diferentes de envejecimiento en el acero X65.

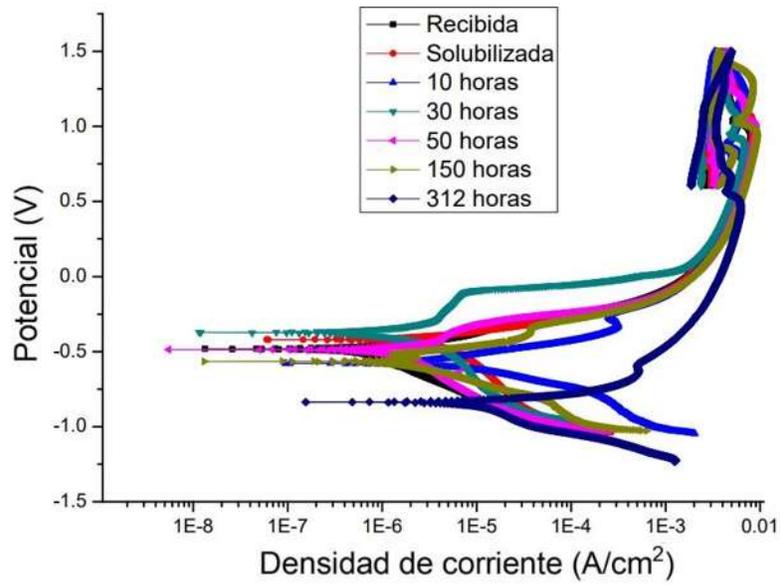


Figura 4.21. Curvas de polarización a tiempos diferentes de envejecimiento en la unión.

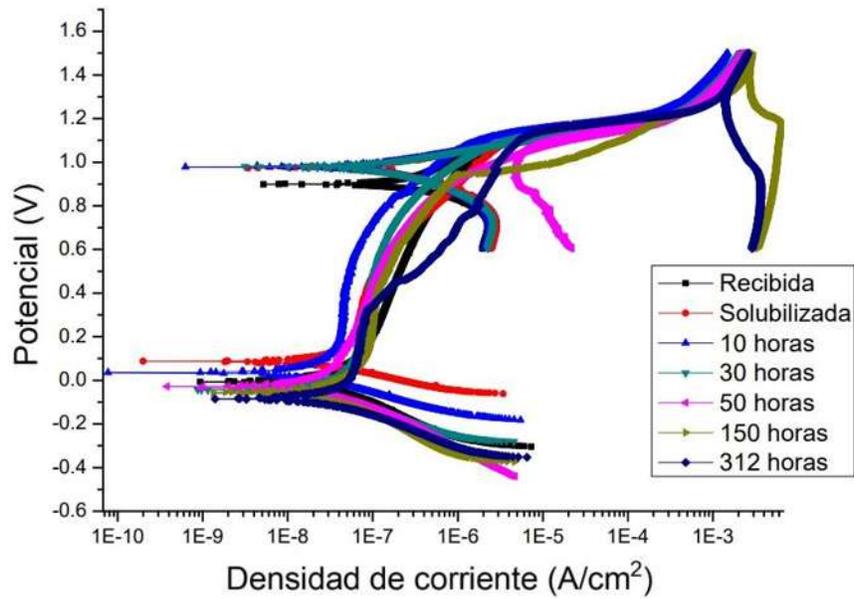


Figura 4.22. Curvas de polarización a tiempos diferentes de envejecimiento en la zona del Inconel 825.

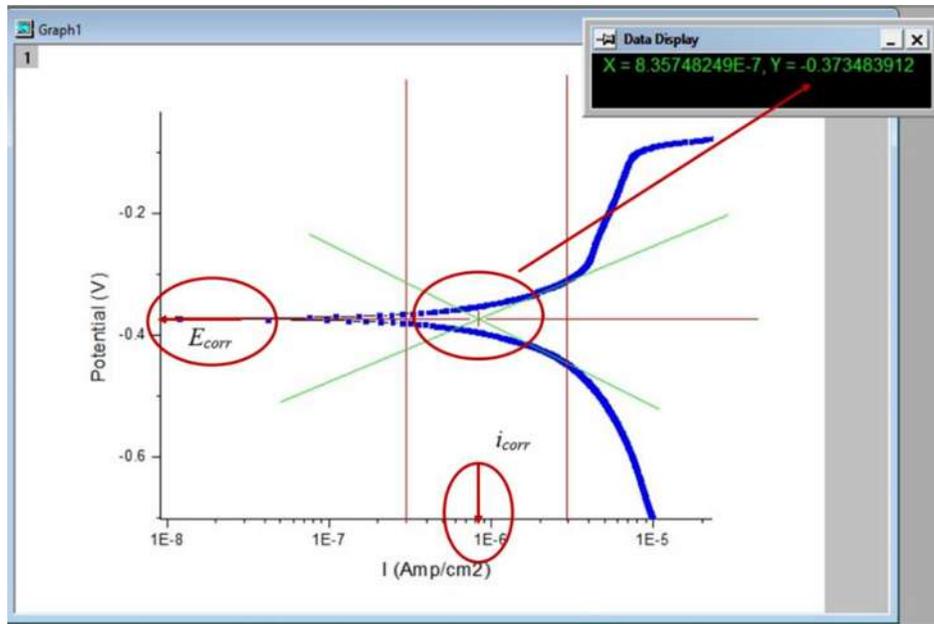


Figura 4.23. Pendientes de Tafel trazadas en las curvas de polarización para obtener los valores de la velocidad de corrosión.

Tabla 4.V. Propiedades electroquímicas del API 5L X65 para diferentes tiempos de envejecimientos.

Tiempo de envejecido X65	E_{corr} (mV)	I_{corr} (mA/cm ²)	CR (mm/año)
Recibida	1.15125E-5	-0.485414	1.324E-5
Solubilizada	1.06018E-5	-0.466933	1.219E-5
10 horas	2.60184E-5	-0.571807	2.993E-5
30 horas	1.58588E-6	-0.400476	1.824E-6
50 horas	2.89171E-6	-0.658685	2.688E-6
150 horas	1.96653E-6	-0.478333	2.263E-6
312 horas	5.67861E-7	-0.507022	6.533E-7

Tabla 4.VI. Propiedades electroquímicas de la unión para diferentes tiempos de envejecimientos.

Tiempo de envejecido Unión	E_{corr} (mV)	I_{corr} (mA/cm ²)	CR (mm/año)
Recibida	1.01988E-6	-0.482835	1.106E-6
Solubilizada	1.66112E-6	-0.458276	1.821E-6
10 horas	5.10223E-6	-0.579017	5.535E-6
30 horas	1.59725E-5	-0.372415	1.732E-5
50 horas	1.71654E-5	-0.48898	1.862E-5
150 horas	1.63435E-5	-0.56566	1.773E-5
312 horas	4.07631E-5	-0.836857	4.422E-5

Tabla 4.VII. Propiedades electroquímicas del Inconel 825 para diferentes tiempos de envejecimientos.

Tiempo de envejecido Inconel	E_{corr} (mV)	I_{corr} (mA/cm ²)	CR (mm/año)
Recibida	1.92755E-8	-0.00185085	1.969E-8
Solubilizada	1.07138E-8	0.0862132	1.079E-8
10 horas	1.55595E-8	0.0345654	1.571E-8
30 horas	2.16259E-8	-0.0383351	2.178E-8
50 horas	2.84546E-8	-0.0230272	2.908E-8
150 horas	3.55033E-8	-0.0506248	3.577E-8
312 horas	4.40128E-8	-0.0817219	4.498E-8

La corrosión en el Inconel es prácticamente nula para las piezas sin condiciones de envejecimiento (recibida y solubilizada) y también para las condiciones de envejecimiento menores en las cuales después de las pruebas de corrosión solo aparece una ligera capa de óxido en la superficie expuesta al ataque electroquímico (Fig. 4.24), mientras que en las piezas sometidas a un tiempo de envejecimiento mayor como lo son 150 y 312 horas la capa de oxidación es mayor y provoca una pérdida del material.

En las figuras 4.25 y 4.26 se muestran algunas micrográficas ópticas de las piezas sometidas a las pruebas de corrosión, en donde se puede observar cómo la zona de la unión tiene una capa de óxido, mientras que en el acero exhibe partes oxidadas y una zona con ligeras picaduras (fig. 4.25b) provocadas por la corrosión.

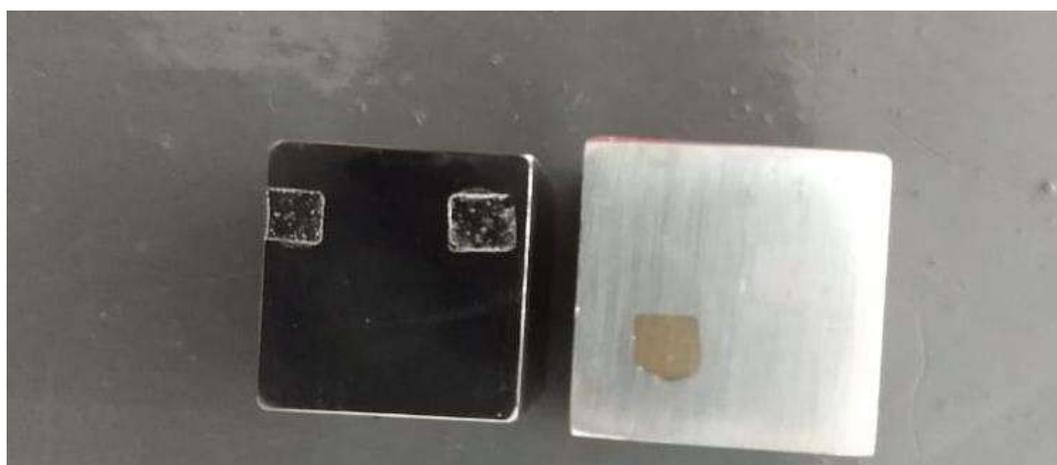


Figura 4.24. Piezas de la tubería bimetálica API 5L X65-INCONEL 825 sometidas a pruebas de corrosión en la zona del Inconel 825.

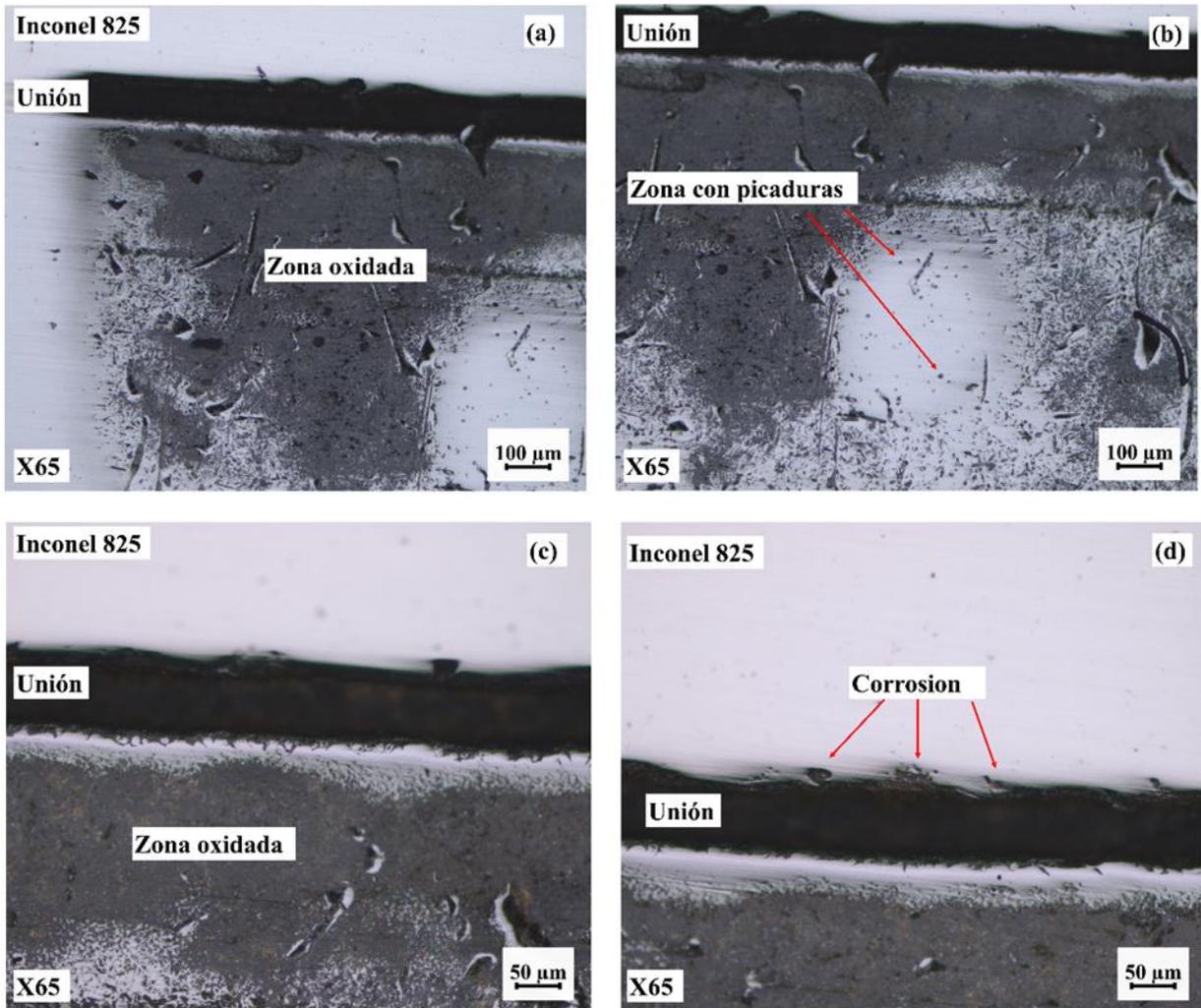


Figura 4.25. Micrografías ópticas de las piezas bimetálicas después de ser sometidas a pruebas de corrosión.

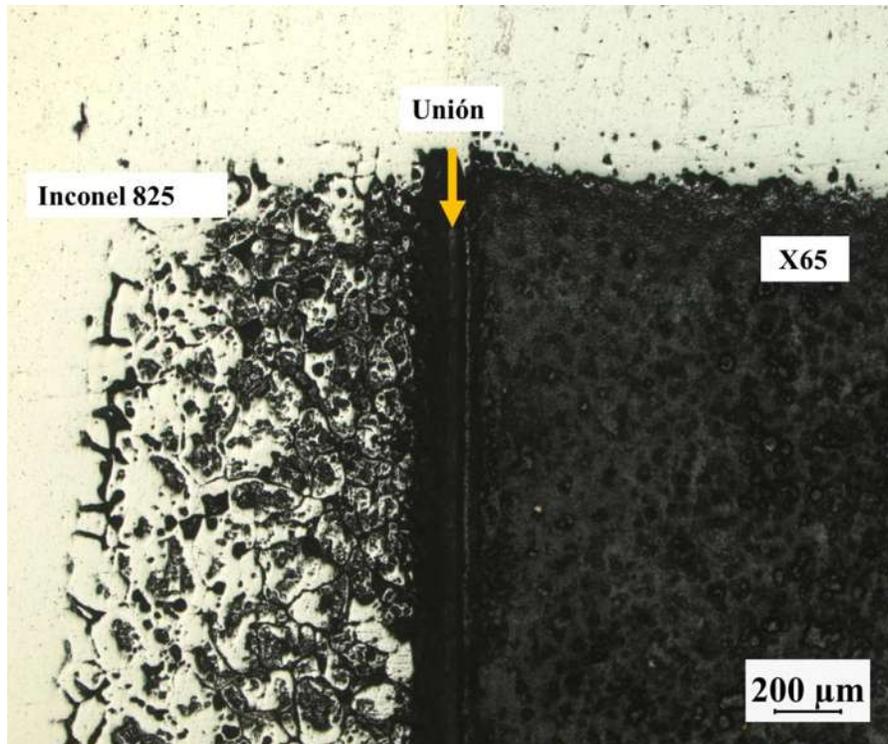


Figura 4.26. Micrografía de la pieza bimetalica envejecida a 312 horas

4.4 CARACTERIZACION MEDIANTE LA TECNICA DE POTENCIAL TERMOELECTRICO.

Se llevaron a cabo mediciones de PTE en las piezas, éstas se realizaron en diferentes zonas de las piezas Fig. 4.27. Los valores obtenidos de las mediciones en estas zonas se introdujeron en la ecuación 3.2 para obtener los valores absolutos de voltaje y éstos a su vez fueron graficados.

El comportamiento de los valores obtenidos durante las mediciones en cada uno de los tiempos es similar en cada una de las diferentes zonas, esto debido a que la propiedad física medida, es la misma para cada zona estudiada. Los resultados obtenidos en las mediciones se graficaron con respecto a las zonas y al tiempo de envejecimiento tal como se muestra en las Figs. 4.28 y 4.29 respectivamente. En la Fig. 4.28 se observa un comportamiento uniforme en cada uno de los tiempos de envejecimiento, esto para cada zona en especial las zonas del Inconel 825 esto debido al incremento de precipitados coherentes en la matriz [18].

La Figura 4.28 se puede observar como el PTE absoluto en las diferentes zonas del acero X65 es superior a las del Inconel las cuales tienen incluso un PTE negativo en sus tiempos de envejecimiento más altos sobre todo en la zona centro de la pieza del Inconel 825.

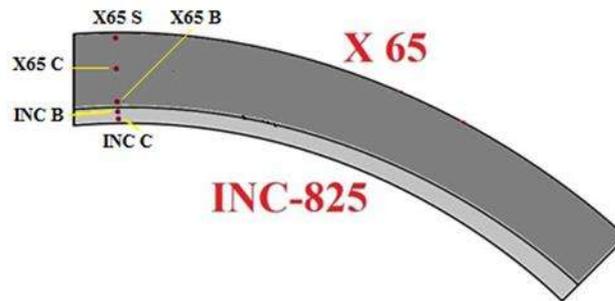


Figura 4.27. Zonas analizadas en la probeta para las pruebas de PTE

4.4.1 Correlación entre la microdureza y el PTE

Con la finalidad de comparar los resultados de la microdureza y PTE realizados a las piezas estudiadas se llevó a cabo una correlación entre dichos ensayos Figs. 4.30-4.34, para las diferentes zonas estudiadas se observa en la comparación del acero X65 y PTE que existe una relación directa entre ellas, mientras que en la comparación de la dureza del Inconel y el PTE existe una relación inversa lo cual nos indica que los carburos o precipitados causantes del endurecimiento afectan negativamente al PTE en el material.

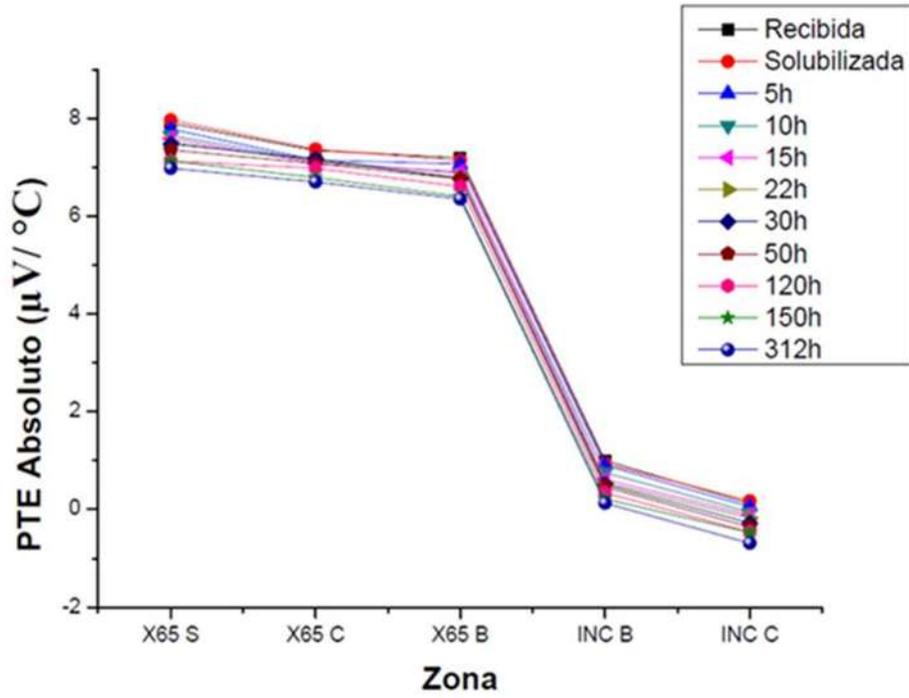


Figura 4.28. PTE absoluto por zonas

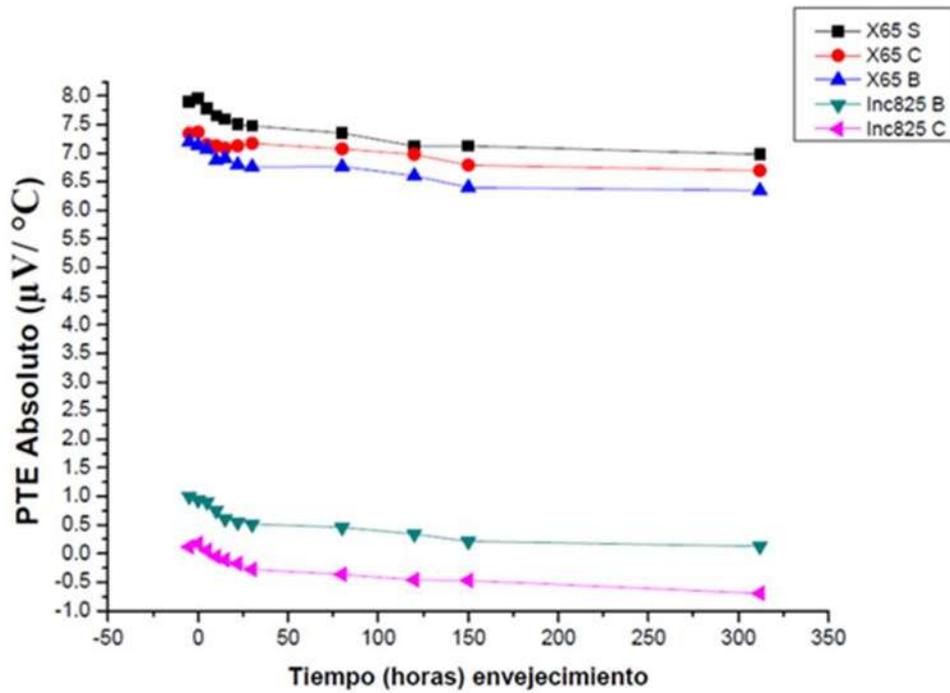


Figura 4.29. PTE absoluto por tiempos de envejecimiento.

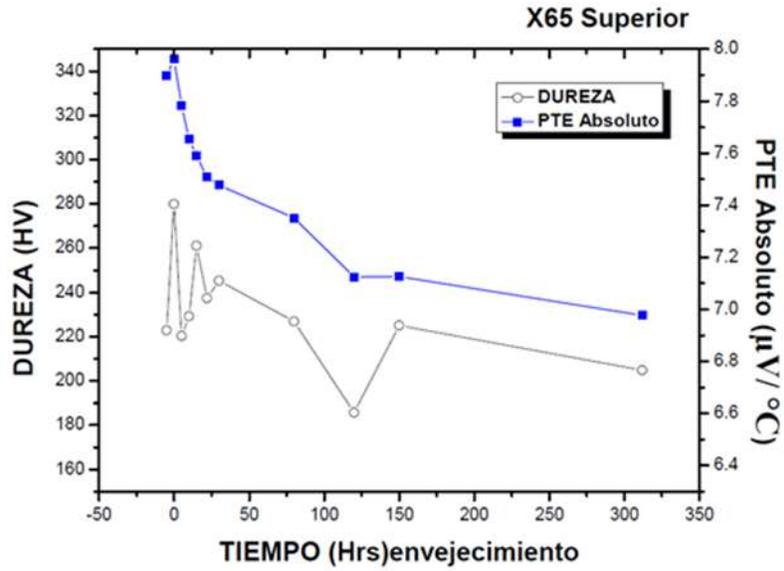


Figura 4.30. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento para la zona superior en el acero X65.

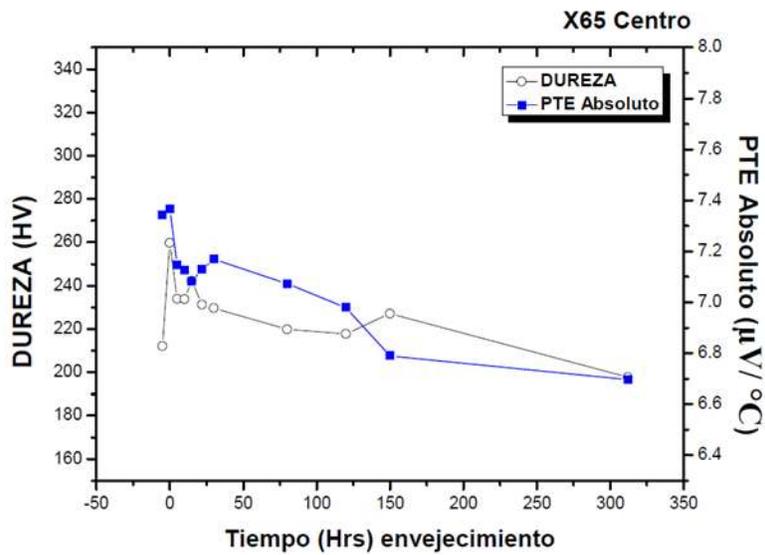


Figura 4.31. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento para la zona centro en el acero X65.

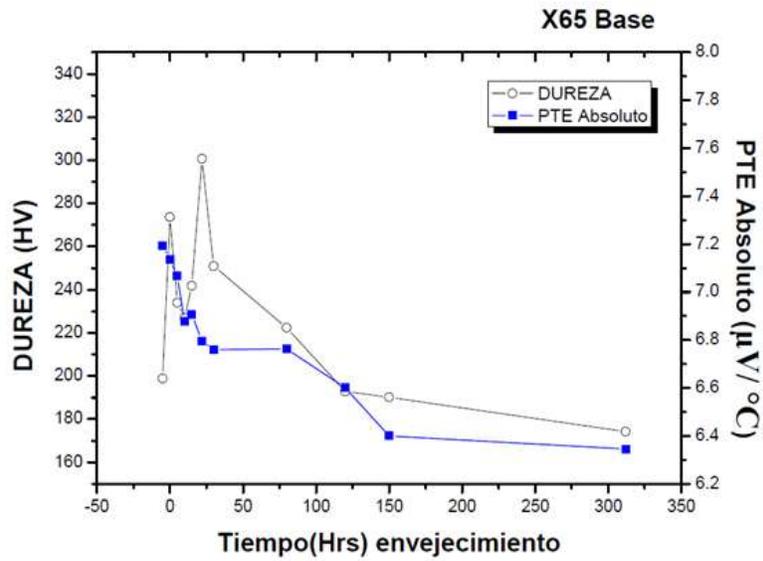


Figura 4.32. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento.

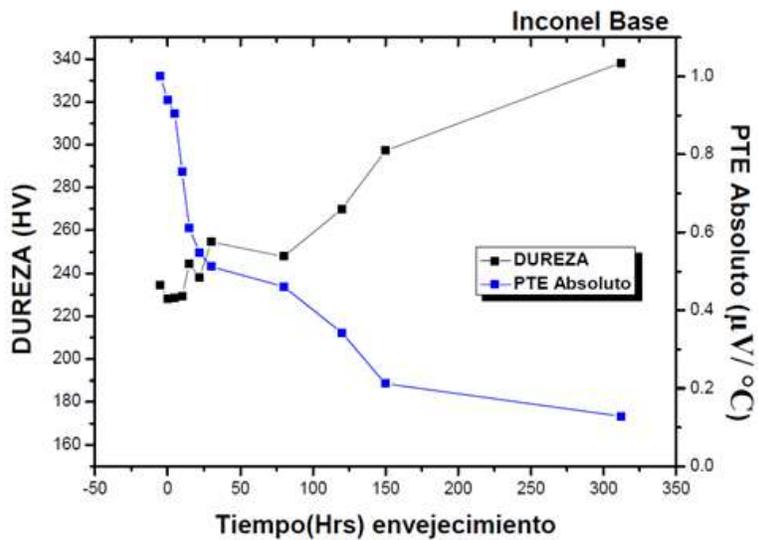


Figura 4.33. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento para la zona base en el inconel 825.

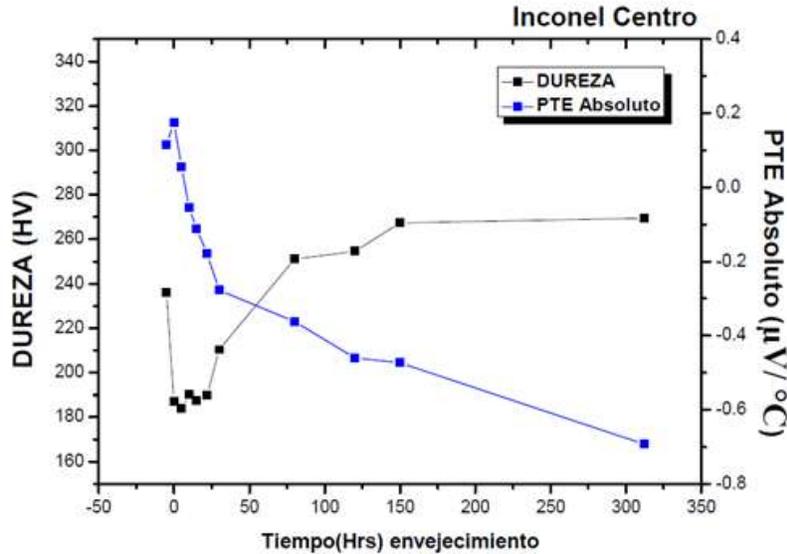


Figura 4.34. Gráfico comparativo de la Microdureza HV y el tiempo de envejecimiento para la zona centro en el Inconel 825.

La figura 4.35 nos muestra el comportamiento que tiene las mediciones tomadas en la zona corroída contra la zona sin corroer, esto para las piezas recibida, solubilizada y las envejecidas por tratamiento térmico, en donde se puede observar un comportamiento similar de decremento en ambas zonas a medida de que aumentan las horas de envejecimiento, sin embargo la pendiente en la caída de la parte corroída es más pronunciada que la de la zona sin corroer esto debido a que la capa de oxido que se forma sobre la superficie de la pieza evita el movimiento libre de los electrones en la medición provocando una caída en los valores del voltaje que van desde los $-58\mu\text{V}$ a $-31\mu\text{V}$ en la zona corroída mientras que en la zona sin corroer donde los valores mayores que van desde los $-84\mu\text{V}$ a $-70\mu\text{V}$ esto debido al paso libre de los electrones en la mediciones, estos valores fueron utilizados para el cálculo del potencial termoeléctrico absoluto que van de los $7.8965 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$ a $6.9774 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$ para la zona sin corroer y valores de $7.041 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$ a $5.2316 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$ para la zona corroída.

En la figura 4.36 podemos observar una gráfica donde se compara la zona corroída y sin corroer en el material del Inconel 825, en ambas zonas se puede ver con claridad una caída del potencial a medida que avanzan los tiempos de envejecimiento.

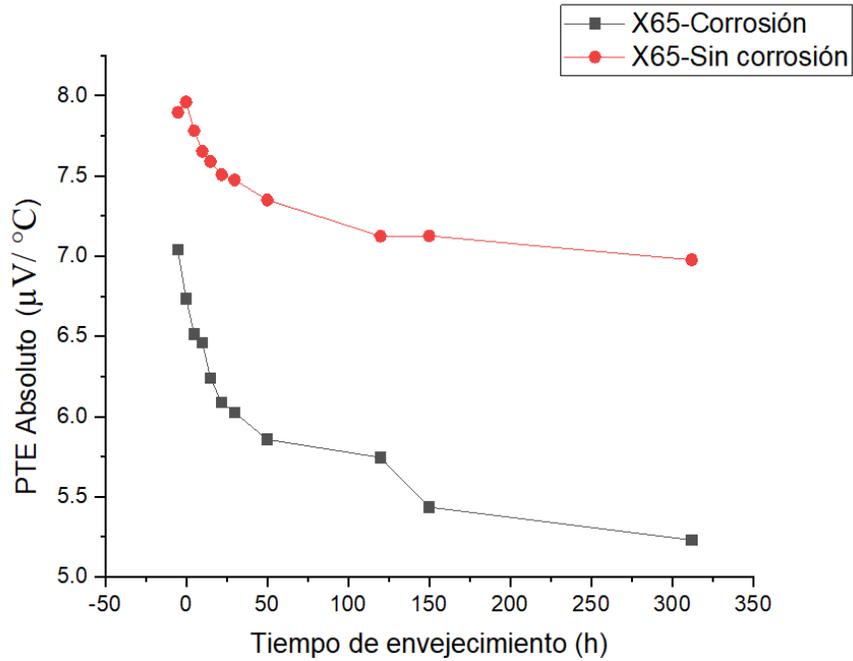


Figura 4.35. Grafica que muestra una comparación entre el Potencial absoluto del área corroída y el área sin corroer de la pieza del acero API5LX65, para sus diferentes tiempos de envejecimiento.

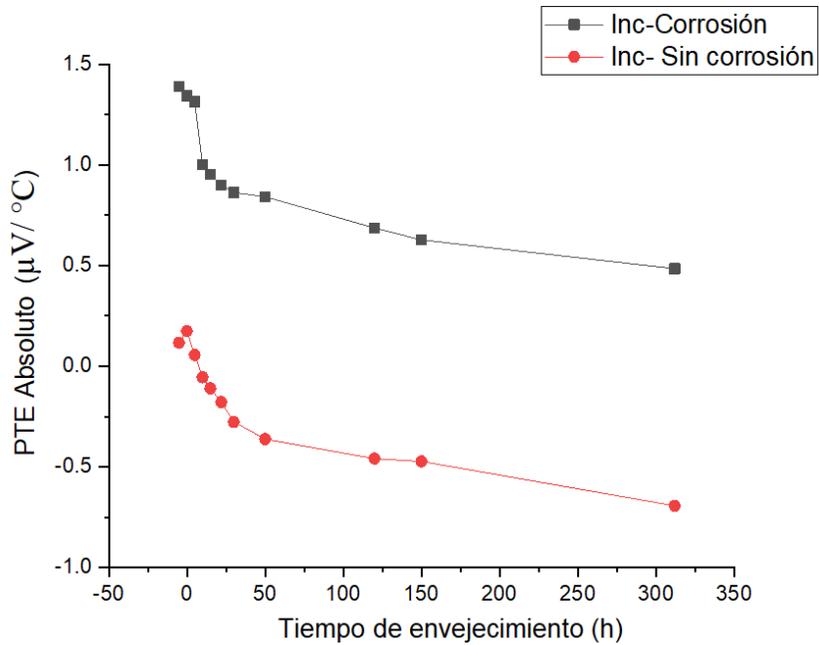


Figura 4.36. Grafica que muestra una comparación entre el potencial absoluto del área corroída y el área sin corroer de la pieza del inconel 825, para sus diferentes tiempos de envejecimiento.

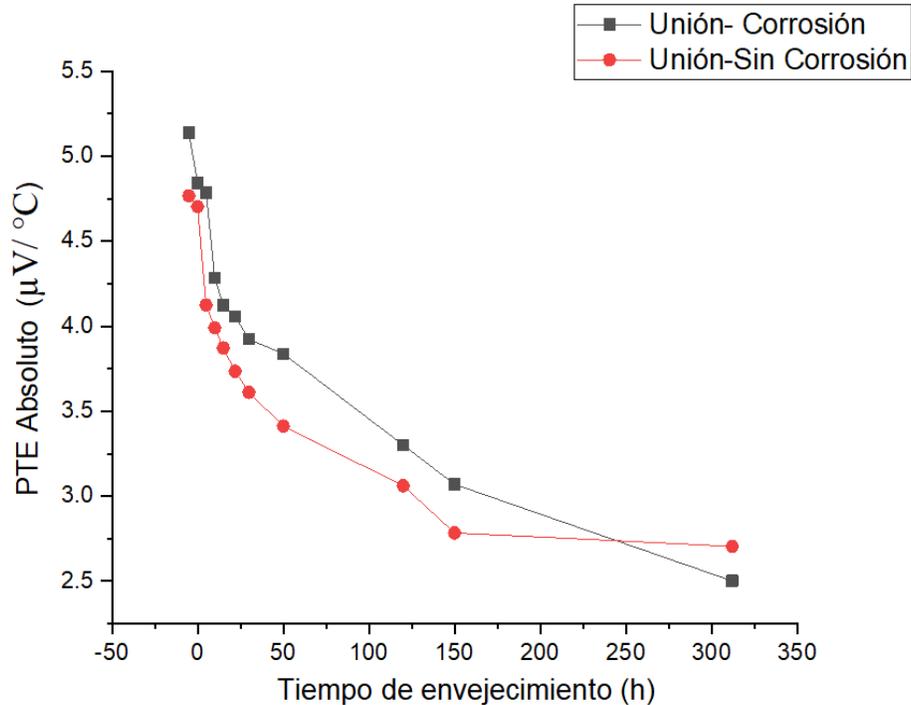


Figura 4.37. Grafica que muestra una comparación entre el Potencial absoluto del área corroída y el área sin corroer de la pieza bimetalica X65-inconel 825 en la unión, para sus diferentes tiempos de envejecimiento.

En la figura 4.37 se muestra el grafico donde se compara el potencial absoluto del área corroída y el área sin corroer de la pieza bimetalica X65-inconel 825 en la unión, para sus diferentes tiempos de envejecimiento, en donde se puede observar un comportamiento similar en las mediciones para ambas zonas, además de que se puede ver claramente una diferencia menor a la que se tiene en las mediciones del X65 y del inconel 825, esto puede ser atribuido a dos factores, a que la área de medición de la unión es muy reducida es de alrededor de $35\mu\text{m}$, mientras que la superficie de contacto de la punta es de 1mm aproximadamente, por lo cual se optó por llevar a cabo 100 mediciones con la finalidad de tener valores más precisos de nuestras muestras, y el segundo es debido al alto contenido de Ni y Cr en esa pequeña área lo cual la hace muy resistente a la corrosión provocando que no existan cambios muy grandes.

Las figuras 4.38 y 4.39 muestran los gráficos donde se comparan las tres zonas de la pieza bimetalica X65-inconel 825 tanto para las áreas sometidas a las pruebas de corrosión, como las áreas que no fueron sometidas a esta prueba, donde se observa claramente una

disminución de los valores absolutos de potenciales termoeléctricos en ambas zonas (corroída y sin corroer), esto debido a la degradación del material a consecuencia de los tratamientos térmicos de envejecimiento, esta degradación se incrementa aún más cuando las piezas se exponen a la corrosión dando origen a capas de oxido provocando que los valores de potencial termoeléctrico absoluto disminuyan en cada material.

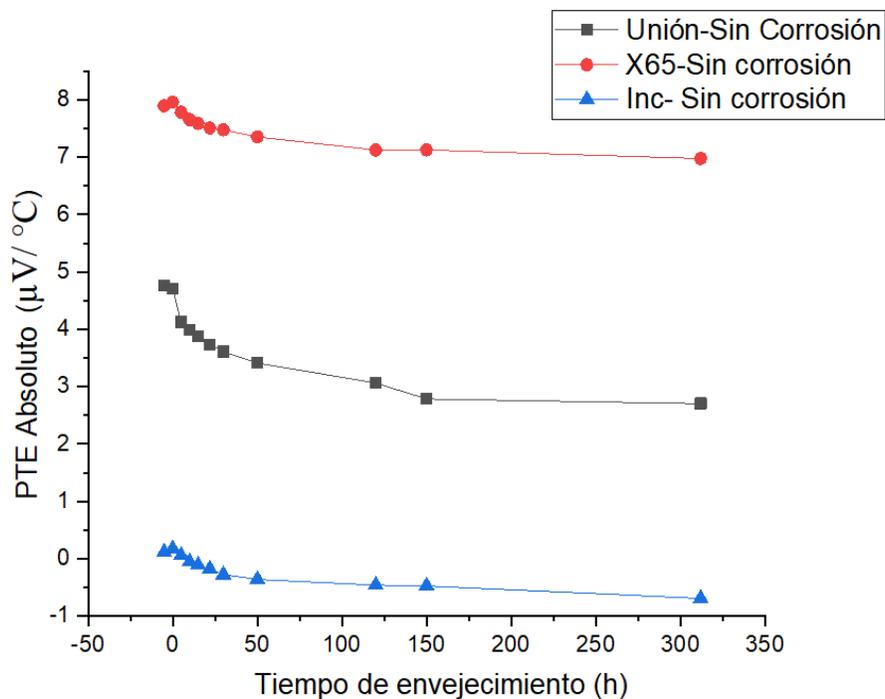


Figura 4.38. Grafica que muestra una comparación entre el potencial absoluto del área sin corroer de la pieza bimetálica X65-inconel 825 para sus diferentes tiempos de envejecimiento en sus diferentes zonas.

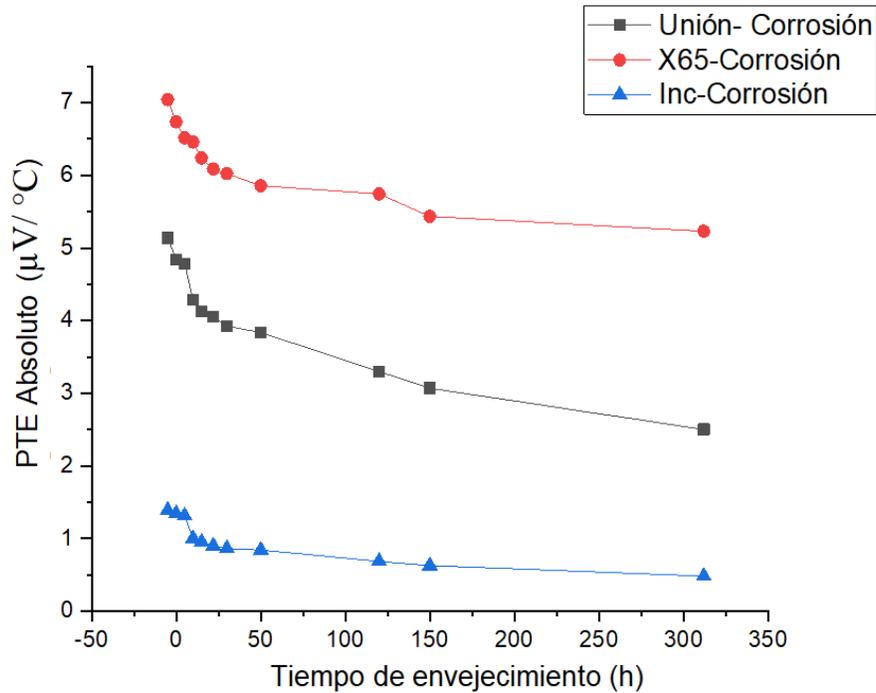


Figura 4.39. Grafica que muestra una comparación entre el potencial absoluto del área corroída de la pieza bimetálica X65-inconel 825 para sus diferentes tiempos de envejecimiento en sus diferentes zonas.

4.5 Mediciones por corrientes de Eddy en las piezas bimetálicas acero API5LX65-Inconel 825 en zonas con y sin corrosión.

En la figura 4.40 y 4.41 se ilustran las diferentes curvas de conductividad del acero X65 sin y con corrosión respectivamente en donde se toma como referencia la curva de cobre con respecto de los otros materiales y se puede observar como a medida de que aumentan los tiempos de envejecimiento tiene una menor conductividad, todo esto puede ser atribuido a la aparición de precipitados en el material y a la interacción con el campo magnético inducido por la sonda afectando así a los dominios magnéticos del acero.

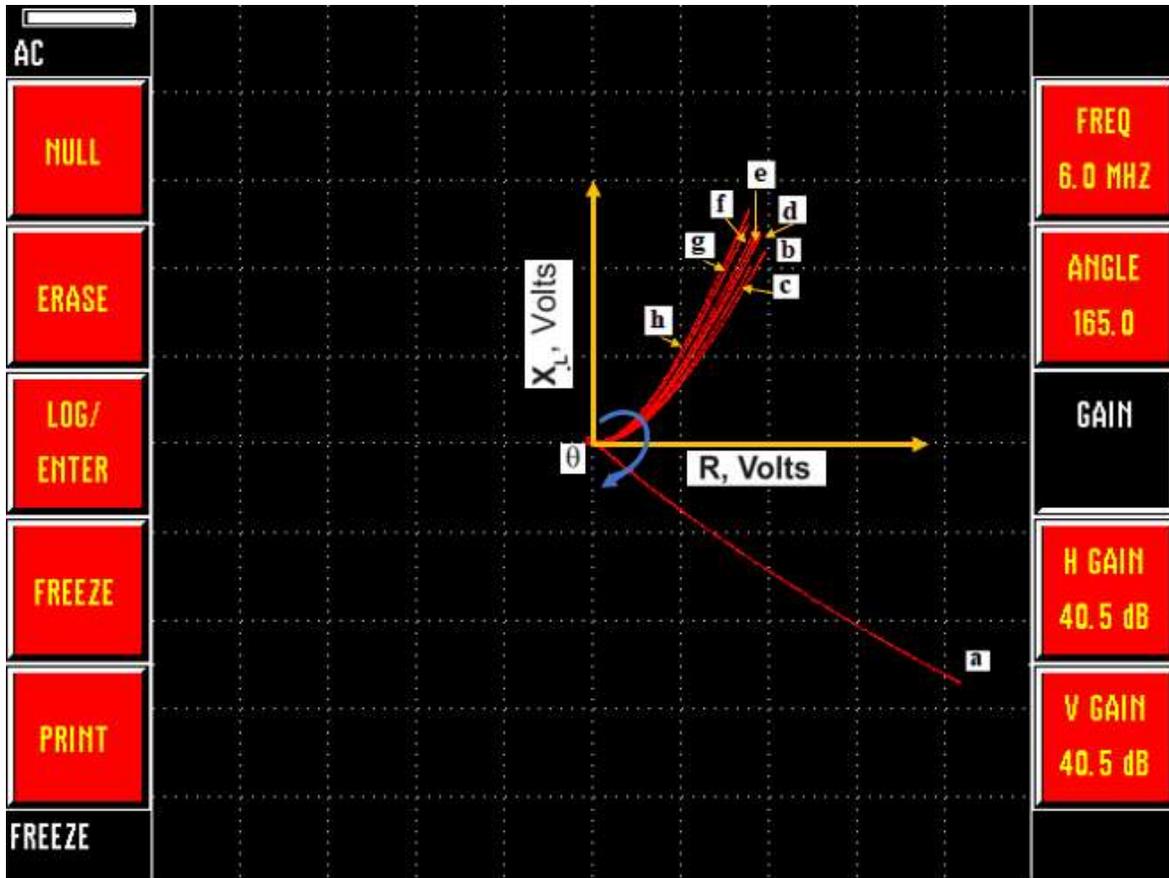


Figura 4.40. Curvas de conductividad eléctrica a una frecuencia de 6 MHz de los materiales a) cobre, b) X65 a 10 horas de envejecimiento, c) X65 Recibida, d) X65 Solubilizada, e) X65 a 50 horas, f) X65 a 30 horas, g) X65 a 150 horas y h) X65 a 312 horas.

Los resultados obtenidos de la conductividad eléctrica de las mediciones de las probetas tratadas térmicamente son mostrados en las siguientes graficas (Figs. 4.42-4.44) en las cuales se muestra la conductividad eléctrica medida en Ms/m para las frecuencias 2MHz, 4MHz, 5MHz y 6MHz, en estas figuras podemos observar que los valores MS/m tienen el mismo comportamiento para las diferentes frecuencias en las diferentes zonas evaluadas, lo anterior tanto en las mediciones para X65, unión y para el inconel 825.

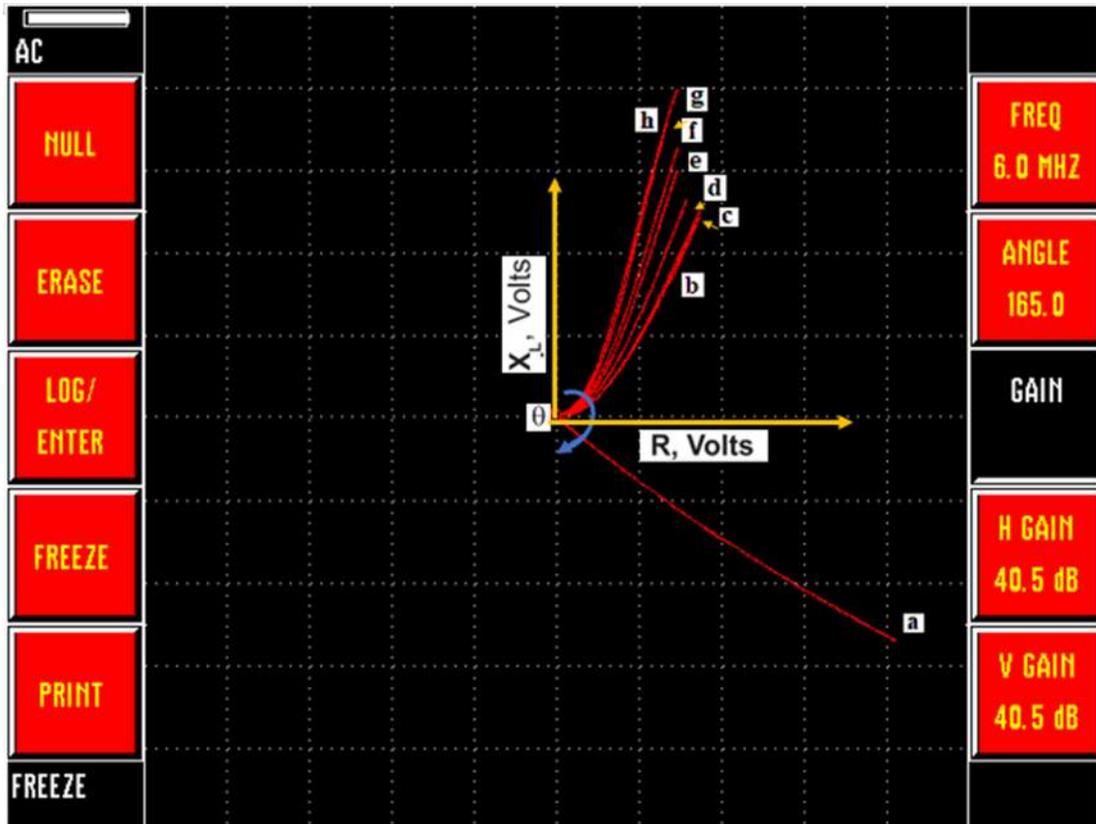


Figura 4.41. Curvas de conductividad eléctrica a una frecuencia de 6 MHz de los materiales a) cobre, b) X65 a 10 horas de envejecimiento, c) X65 Recibida, d) X65 Solubilizada, e) X65 a 50 horas, f) X65 a 30 horas, g) X65 a 150 horas y h) X65 a 312 horas.

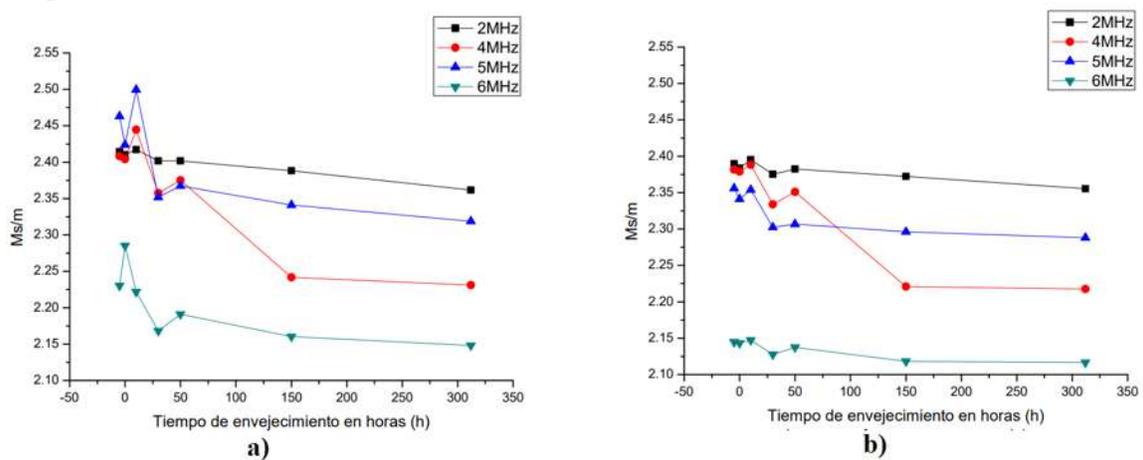


Figura 4.42. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a diferentes frecuencias en la zona del acero X65 para cada uno de los tiempos de envejecimiento a) Piezas sin corroer y b) Piezas corroídas, los resultados están expresados en Ms/m.

Tabla 4.VIII. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras sin corroer en la zona del acero X65.

Tiempo (horas)	Conductividad térmica Ms/m			
Muestra	2MHz (μ)	4MHz (μ)	5MHz (μ)	6MHz (μ)
Recibida	2.41456	2.40813	2.46312	2.23031
Solubilizada	2.41027	2.40413	2.42384	2.2853
10 horas	2.41742	2.44455	2.49954	2.22174
30 horas	2.4017	2.35743	2.35172	2.16818
50 horas	2.4017	2.37528	2.36743	2.19103
150 horas	2.38814	2.24174	2.341	2.16033
312 horas	2.36171	2.23103	2.31887	2.14819

Tabla 4.IX. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras corroídas en la zona del acero X65.

Tiempo (horas)	Conductividad térmica Ms/m			
Muestra	2MHz (μ)	4MHz (μ)	5MHz (μ)	6MHz (μ)
Recibida	2.38988	2.38171	2.356	2.14462
Solubilizada	2.38385	2.37885	2.341	2.14319
10 horas	2.39528	2.38814	2.35386	2.14747
30 horas	2.37528	2.33386	2.30244	2.12748
50 horas	2.38242	2.351	2.30673	2.13747
150 horas	2.37242	2.22103	2.29601	2.11819
312 horas	2.35531	2.21746	2.28816	2.11677

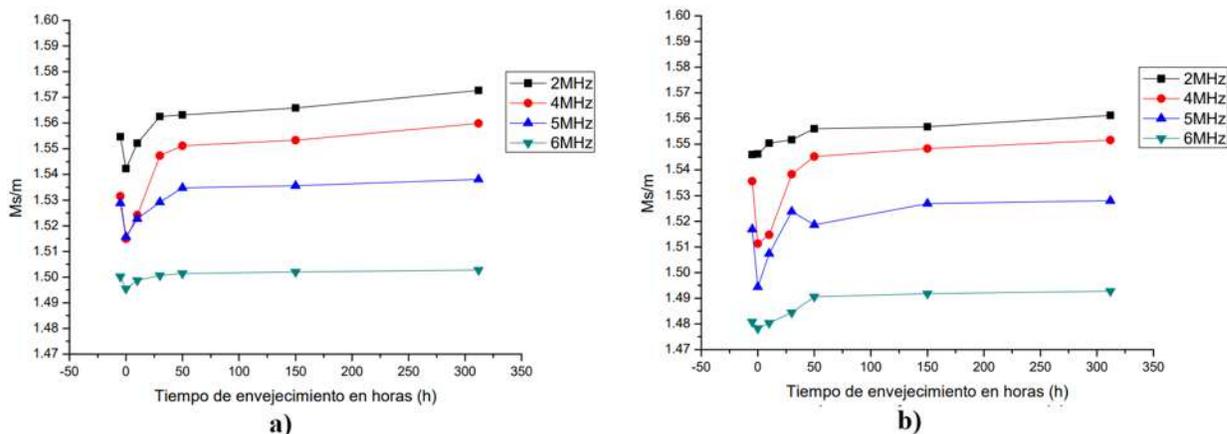


Figura 4.43. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a diferentes frecuencias en la Zona de la unión para cada uno de los tiempos de envejecimiento a) Piezas sin corroer y b) Piezas corroídas los resultados están expresados en Ms/m.

Tabla 4.X. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras sin corroer en la zona de la unión.

Tiempo (horas)	Conductividad térmica Ms/m			
Muestra	2MHz (μ)	4MHz (μ)	5MHz (μ)	6MHz (μ)
Recibida	1.55466	1.53152	1.52882	1.50021
Solubilizada	1.54232	1.51493	1.5157	1.49544
10 horas	1.55216	1.52418	1.52278	1.49872
30 horas	1.56257	1.54733	1.5292	1.50065
50 horas	1.56315	1.55119	1.53479	1.50142
150 horas	1.56585	1.55331	1.53557	1.502
312 horas	1.57274	1.55987	1.53807	1.50277

Tabla 4.XI. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras corroídas en la zona de la unión.

Tiempo (horas)	Conductividad térmica Ms/m			
Muestra	2MHz (μ)	4MHz (μ)	5MHz (μ)	6MHz (μ)
Recibida	1.54598	1.53557	1.51686	1.48079
Solubilizada	1.54618	1.51126	1.49445	1.47828
10 horas	1.55042	1.51473	1.5074	1.4804
30 horas	1.55177	1.53827	1.5238	1.48445
50 horas	1.55601	1.54521	1.51859	1.49062
150 horas	1.55678	1.5483	1.52689	1.49178
312 horas	1.56122	1.55158	1.52804	1.49274

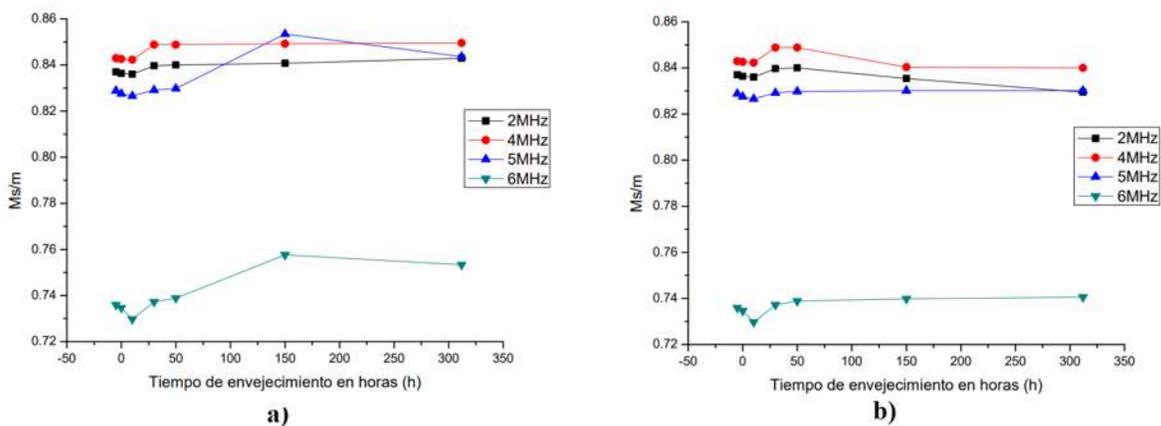


Figura 4.44. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a diferentes frecuencias en la Zona del inconel 825 para cada uno de los tiempos de envejecimiento a) Piezas sin corroer y b) Piezas corroídas los resultados están expresados en Ms/m.

Tabla 4.XII. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras sin corroer en la zona del Inconel 825.

Tiempo (horas)	Conductividad térmica Ms/m			
	2MHz (μ)	4MHz (μ)	5MHz (μ)	6MHz (μ)
Recibida	0.83705	0.84296	0.82885	0.73592
Solubilizada	0.8364	0.84264	0.82753	0.73461
10 horas	0.83607	0.84231	0.82655	0.72968
30 horas	0.83968	0.84887	0.82917	0.73723
50 horas	0.84001	0.84887	0.82983	0.73888
150 horas	0.84076	0.8492	0.85347	0.75759
312 horas	0.84296	0.84953	0.84362	0.75332

Tabla 4.XIII. Valores de la conductividad eléctrica en las muestras corroídas en la zona del Inconel 825.

Tiempo (horas)	Conductividad térmica Ms/m			
	2MHz (μ)	4MHz (μ)	5MHz (μ)	6MHz (μ)
Recibida	0.83705	0.84296	0.82885	0.73592
Solubilizada	0.8364	0.84264	0.82753	0.73461
10 horas	0.83607	0.84231	0.82655	0.72968
30 horas	0.83968	0.84887	0.82917	0.73723
50 horas	0.84001	0.84887	0.82983	0.73888
150 horas	0.83541	0.84034	0.83016	0.73986
312 horas	0.8295	0.84001	0.83016	0.74052

Si comparamos ambas tablas (4.XII y 4.XIII) se observa que las muestras desde condición de recibida hasta 50 horas de tratamiento térmico son iguales, esto es debido a que estas muestras no fueron afectadas por la corrosión.

4.5.1 Correlación de las mediciones por corrientes de Eddy de las zonas corroídas con las no corroídas

También se llevaron a cabo mediciones en cada una de las muestras que fueron sometidas a ataques corrosivos, esto con la finalidad de observar los cambios en las lecturas a las diferentes frecuencias, comparadas con las zonas no atacadas (Figs. 4.45-4.47). Se efectuaron mediciones de conductividad en las zonas corroídas de las piezas con la finalidad de llevar a cabo una comparación con las zonas sanas o libres de corrosión. En las Figs. 4-45-4.47 se puede observar las diferencias de conductividad a las diferentes frecuencias donde se denota una marcada reducción en cada una de las mediciones de las áreas corroídas con respecto de

las que no fueron sometidas a este proceso, esta notable disminución en la conductividad se le adjudica a la capa de óxido provocada por la corrosión la cual impide el flujo libre de los electrones en la pieza.

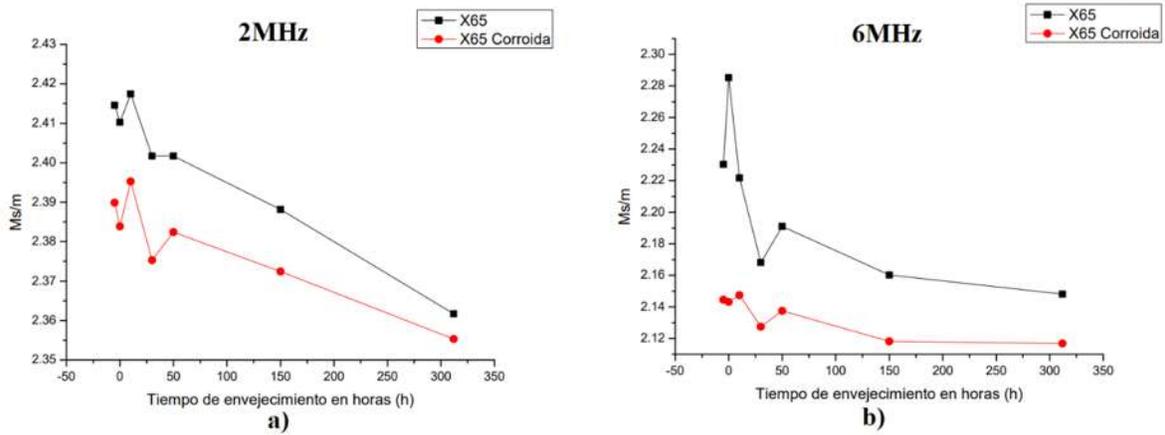


Figura 4.45. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a las zonas corroídas comparadas con las zonas limpias en el material del acero X65, a) para la frecuencia de 2MHz y b) para la frecuencia de 6 MHz expresadas en MS/m.

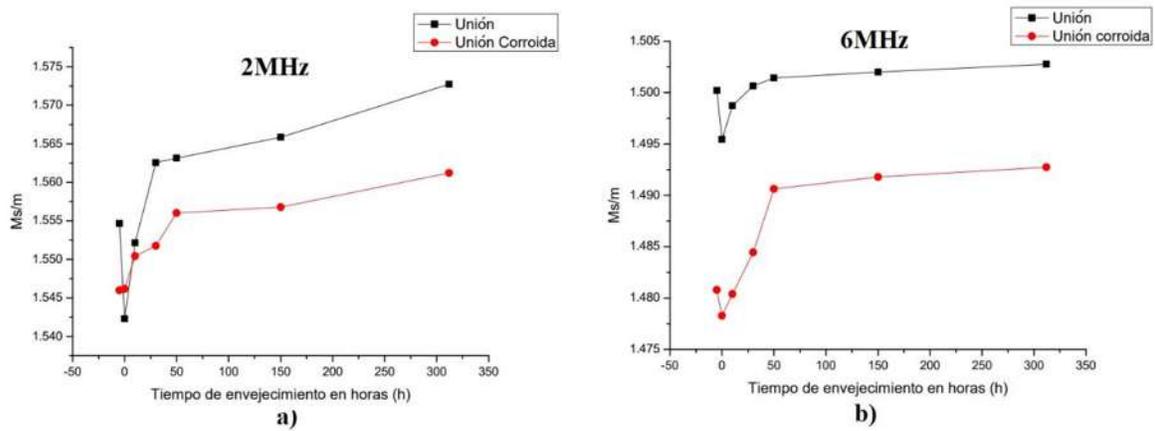


Figura 4.46. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a las zonas corroídas comparadas con las zonas limpias en el área de la unión, a) para la frecuencia de 6MHz y b) para la frecuencia de 2 MHz expresadas en MS/m.

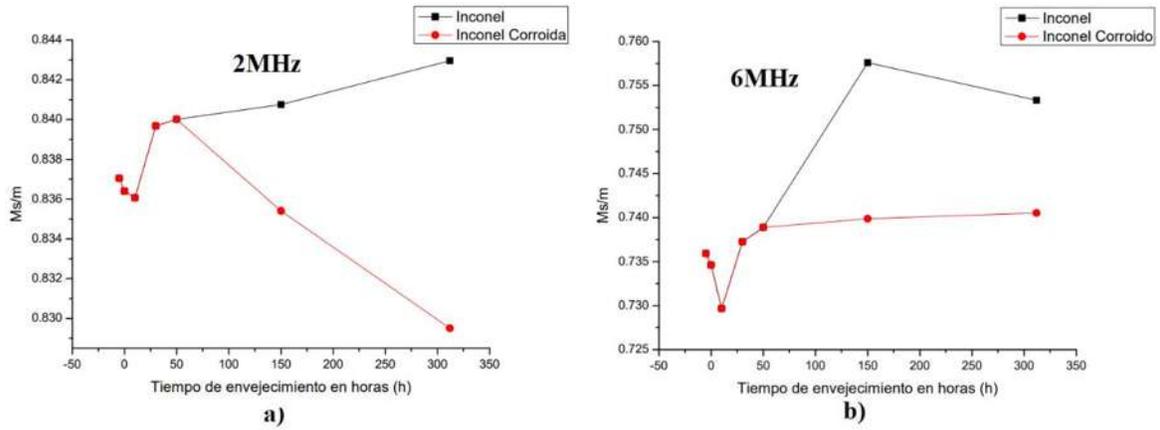


Figura 4.47. Resultados obtenidos de las mediciones tomadas a las zonas corroídas comparadas con las zonas limpias en el área del inconel 825, a) para la frecuencia de 6MHz y b) para la frecuencia de 2 MHz, expresadas en MS/m.

La figura 4.48 nos muestra las curvas de conductividad para los diferentes materiales que componen la pieza, además de las zonas corroídas y no corroídas de estos, lo anterior se llevó a cabo para la pieza envejecida a 312 horas.

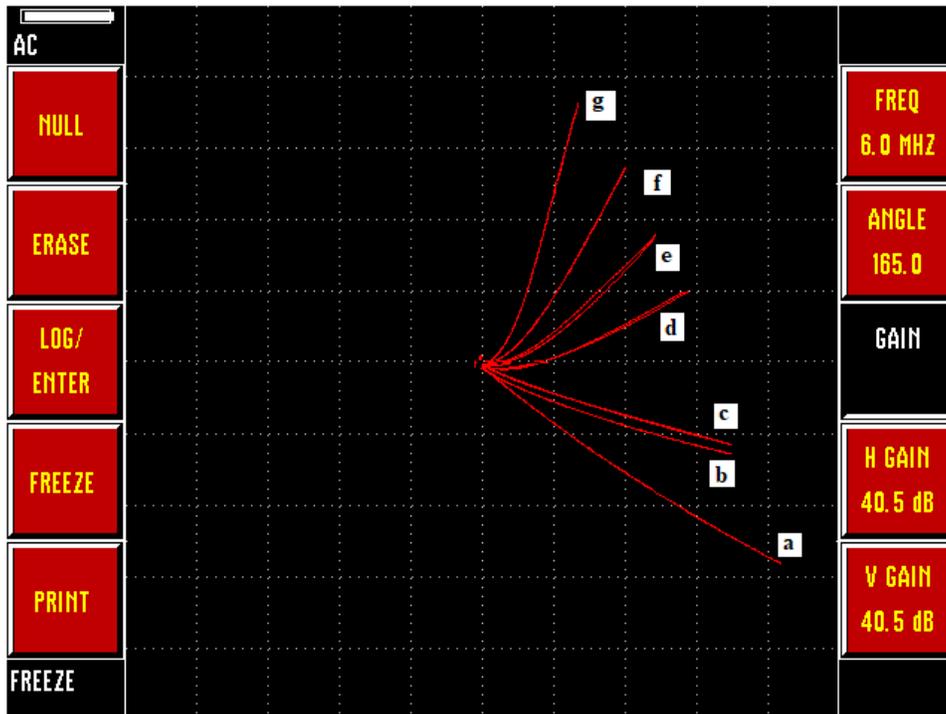


Figura 4.48. Curvas de conductividad eléctrica a una frecuencia de 6 MHz de los materiales a) cobre, b) Inconel, c) Inconel corroído, d) Unión, e) Unión corroída, f) X65, g) X65 corroída.

4.6 RESULTADOS DE ULTRASONIDO ARREGLO DE FASES

Las imágenes obtenidas con la prueba de ultrasonido arreglo de fases se muestran en la figura 4.49 se hace un comparativo de las muestras, recibida (a y c) y solubilizada (b y d), a 5MHz y 10 MHz respectivamente. En ambas se observa que a menor frecuencia se obtiene una mejor imagen de pequeñas zonas curvas en azul las cuales indican la presencia de precipitados en el material.

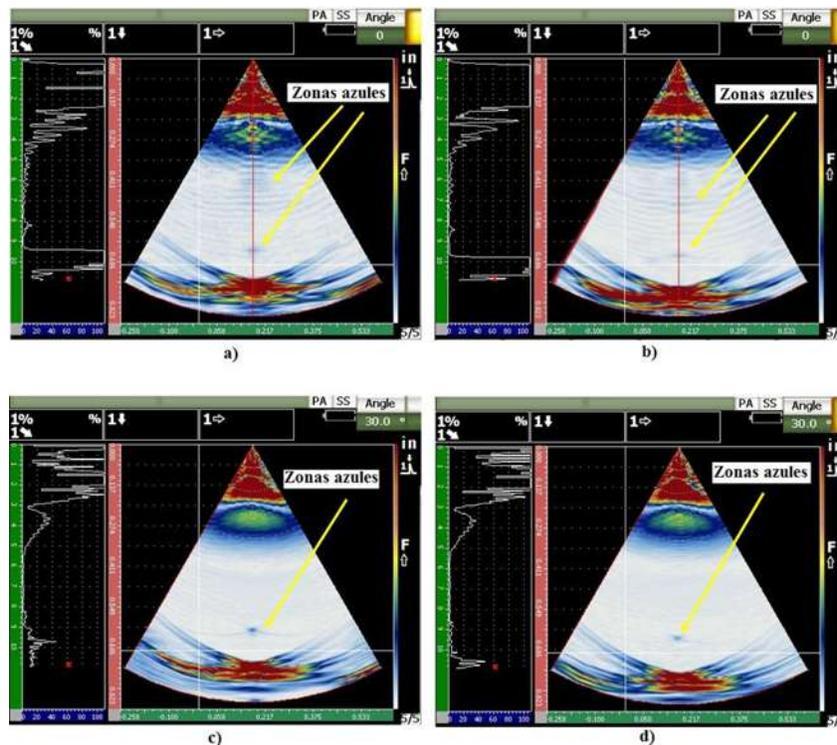


Figura 4.49. Imágenes del estudio de arreglo de fases de las piezas recibida a) 5MHz y c)10MHz, y solubilizada b)5MHz y d)10MHz.

En la figura 4.50 se analiza la pieza tratada a 5 y 15 horas en donde se puede observar una mayor cantidad de zonas azules en la pieza a 15 horas, además de que estas zonas se observan con una intensidad mayor con respecto a las zonas de la pieza a 5 horas, por lo que se puede concluir que la cantidad de precipitados se incrementan en la pieza de 15 horas.

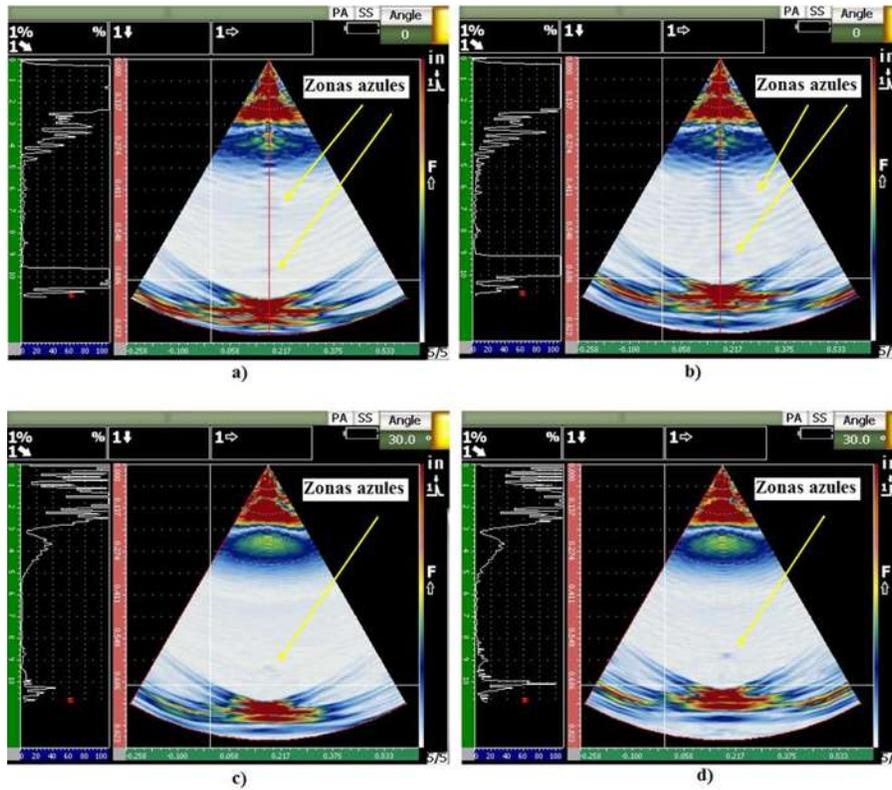


Figura 4.50. Imágenes del estudio de arreglo de fases de las piezas tratadas térmicamente a 5 horas con diferentes frecuencias a) 5MHz y c)10MHz, y 15 horas b)5MHz y d)10MHz.

Para finalizar con el reporte de la medición de arreglo de fases se presenta un análisis de las piezas a 50 y 312 horas de tratamiento térmico (Fig.4.51) en donde se observa un incremento en la cantidad de zonas azules con respecto a las piezas anteriormente mostradas, además de que se observa que las líneas azules de la pieza a 312 horas son más nítidas, evaluando todo lo anterior podemos afirmar que la cantidad de precipitados en la pieza de 312 horas es mayor que la de 50 horas.

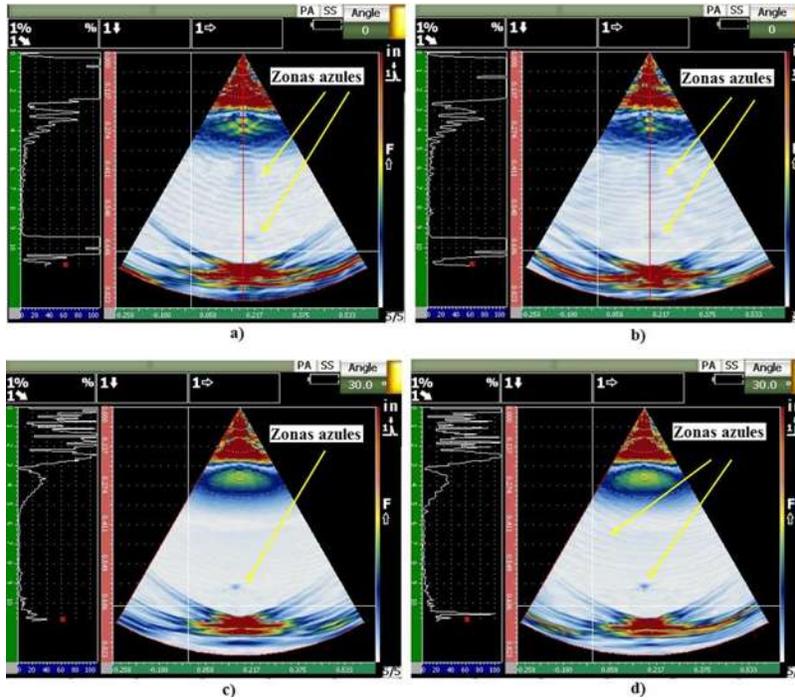


Figura 4.51. Imágenes del estudio de arreglo de fases de las piezas tratadas térmicamente a 50 horas con diferentes frecuencias a) 5MHz y c)10MHz, y 312 horas b)5MHz y d)10MHz.

Finalmente se llevó a cabo el cálculo del campo cercano el cual se obtiene mediante la siguiente ecuación:

$$N = \frac{(d)^2 f}{4C} \quad \text{ec. 4.1}$$

Donde:

N = campo cercano

d = diámetro del transductor (0.0274mm)

f = frecuencia (5 y 10MHz)

C = Velocidad del sonido del material (5842m/s)

$$N_{5MHz} = \frac{(0.0274m)^2 5 \times 10^3 \frac{1}{s}}{4(5842m/s)} = 0.0001606m = 0.1606mm$$

$$N_{10MHz} = \frac{(0.0274m)^2 10 \times 10^3 \frac{1}{s}}{4(5842m/s)} = 0.0003212m = 0.3212mm$$

Después de este análisis se concluye que no se pudieron detectar cambios significativos de la señal ultrasónica con la técnica de ultrasonido arreglo de fases, para el monitoreo de los precipitados inducidos por el tratamiento térmico de envejecimiento, lo anterior debido a que las frecuencias seleccionadas no alcanzaron a detectar defectos del orden nanométrico, o que la sensibilidad de estas, no son lo suficientemente significativas como para detectar dichos precipitados.

5 CONCLUSIONES

1. Con ayuda de los análisis por microscopia electrónica de barrido se logró observar como a medida que aumenta los tiempos de envejecimiento, comienzan a aparecer los precipitados que ocasionan la sensibilización de las muestras, además del incremento del tamaño en los límites de grano en el material del inconel, por otra parte, los mapeos nos permiten observar la difusión de algunos elementos como el níquel del inconel hacia el acero pasando por la unión de ambos materiales. Los EDS mostraron las composiciones químicas de los materiales de los materiales concluyendo que la zona de la unión tiene una mayor influencia el inconel.
2. Los datos de microdureza muestran que a medida que aumentamos el tiempo de envejecimiento de la pieza disminuye la dureza en promedio del acero X65, mientras que la microdureza promedio del Inconel se ve incrementada, lo anterior se atribuye a que a medida que se incrementa el tiempo de envejecimiento, el Inconel comienza a formar granos más grandes, por consecuencia también aumentan la cantidad de precipitados. La medición de PTE arrojó como resultado que el acero es mejor conductor que el inconel.
3. De las pruebas electroquímicas se puede concluir que el envejecimiento repercute de manera directa en la sensibilidad a la corrosión que experimentan las muestras, lo anterior se les atribuye a las segregaciones de elementos químicos que estas sufren producto del mismo proceso de envejecimiento. En el caso del acero X65 las piezas con mayor tiempo de envejecimiento mostraron una mayor impedancia lo cual es una señal de que se oponen más a la corrosión, sin embargo, también se corroe debido a lo propenso que son los aceros a corroerse en salmuera. El inconel es un material altamente resistente a la corrosión demostró que se puede sensibilizar con el tiempo y corroerse esto se observó con las muestras que tuvieron mayores tiempos de envejecimiento.

4. Las pruebas de PTE nos arrojan cambios significativos entre las diferentes zonas analizadas en cada probeta, además de la diferencia que existe en cada una de ellas al ser evaluadas por el tiempo de envejecimiento. Estas diferencias son causadas por el cambio de flujo de electrones producto de la precipitación, el tamaño y forma de los granos, para el caso del acero X65 microaleado. La disminución de PTE para los diferentes tiempos de envejecimiento se atribuye a la precipitación de las nanopartículas (Fe_3C) y carburo- ϵ (Fe_2C). Para el caso de la aleación Inconel 825, la disminución de PTE para los diferentes tiempos de envejecimiento se atribuye a la precipitación de carburos MC_6 y a la formación de precipitados M_{23}C_6 y MC. Se puede concluir que la técnica del potencial termoeléctrico es muy sensible a los cambios microestructurales.

5. Las mediciones de la corriente de Foucault mostraron una diferencia significativa en la conductividad eléctrica entre las diferentes condiciones de tratamiento térmico dentro del rango de frecuencia probado de 2 MHz a 6MHz para ambos materiales, las frecuencias que se adaptaron mejor a las mediciones mostrando un mejor comportamiento son las de 6MHz para ambos materiales e incluso para la zona de la unión, lo anterior se le atribuye a que, en frecuencias mayores, aunque se sacrifica penetración se obtiene una mayor sensibilidad. Se determinó que la medición por corrientes de Foucault es sensible a las zonas expuestas a la corrosión en la tubería recubierta.

Recomendaciones a futuro

1. Se recomienda llevar a cabo un estudio mediante ondas del tipo Raleigh con la finalidad de obtener mejores resultados en la sensibilidad que los registrados con arreglo de fases, para la detección de precipitados nanométricos.
2. Realizar pruebas de corrosión en la zona del inconel mediante un ácido que simule condiciones y efectos de los hidrocarburos.
3. Efectuar tratamientos térmicos mayores de 800°C con la finalidad de obtener una mayor cantidad de precipitados buscando un aumento en su tamaño y de esa manera someterlos a pruebas de ultrasonido para buscar o identificar dichos precipitados.

6 REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- [1] Bjaaland, H., Akselsen, O. M., Olden, V., Nyhus, B., Karlsen, M., & Hjelen, J. (2015, July). Metallurgical reactions in welding of clad X60/X65 pipelines. In the Twenty-fifth International Ocean and Polar Engineering Conference. International Society of Offshore and Polar Engineers.
- [2] Kloewer, J, Behrens R, and Lettner J (2002). Clad Plates and Pipes in Oil and Gas Production: Application – Fabrication – Welding, NACE International, Paper no. 02062.
- [3] Heigl, G., Pavlyk, V., Aretov, I., & McCann, S. (2015, October). A New Method of Producing Mechanically Lined Pipe Including Large Diameters. In OTC Brasil. Offshore Technology Conference.
- [4] Ramirez, S., Carreón, H., Carreón, M., Salazar, M., Bejar, L., & Medina, A. (2018). Study of the Precipitation Process in Aging Steel Pipeline Weldments by Thermoelectric Power Means. *Applied Sciences*, 8(9), 1489.
- [5] Vargas Arista Benjamín (2008). Análisis del comportamiento mecánico, microestructural y corrosión del envejecimiento artificial en las uniones soldadas del tubo de acero API 5L grado X52, Tesis de Doctorado en ciencias con especialidad en metalurgia y materiales IPN.
- [6] Ángel Alejandro Espinosa Tiburcio (2012) Criterios de selección de Tubería Clad Pipe para el transporte de Hidrocarburos Costa Afuera en el Golfo de México, Tesis de Ingeniería Química Metalúrgica UNAM.
- [7] Clad pipes: Growing market increasing requirements. *Stainless Steel World*. January/February 2008. 18-21.
- [8] Rafiee, R. (2016). On the mechanical performance of glass-fibre-reinforced thermosetting-resin pipes: A review. *Composite Structures*, 143, 151-164.
- [9] González-Estrada, O. A., Leal, J., & Reyes-Herrera, J. D. (2016). Análisis de integridad estructural de tuberías de material compuesto para el transporte de hidrocarburos por elementos finitos. *Revista UIS Ingenierías*, 15(2).
- [10] Jin, N. J., Hwang, H. G., & Yeon, J. H. (2013). Structural analysis and optimum design of GRP pipes based on properties of materials. *Construction and Building Materials*, 38, 316-326.
- [11] Hull, D. (1982). Research on composite materials at Liverpool University. I. Failure of filament wound tubes. *Physics in Technology*, 13(5), 183.
- [12] Prohaska, M., Tischler, G., Mori, G., Grill, R., & Hofstätter, H. (2011, March). Corrosion properties of different highly alloyed clad materials for offshore applications manufactured by a new thermo-mechanical rolling process. In *CORROSION 2011*. OnePetro.

- [13] Chung, J. S., & Olagnon, M. (1996). New research directions in deep-ocean technology developments for underwater vehicles and resources. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, Vol. 6, no. 04.
- [14] Miller, M. K., Babu, S. S., & Burke, M. G. (2002). Comparison of the phase compositions in Alloy 718 measured by atom probe tomography and predicted by thermodynamic calculations. *Materials Science and Engineering: A*, 327(1), 84-88.
- [15] Cozar, R., & Pineau, A. (1973). Morphology of γ' and γ'' precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys. *Metallurgical Transactions*, 4(1), 47-59.
- [16] Miller, M. K., Babu, S. S., & Burke, M. G. (1999). Intragranular precipitation in alloy 718. *Materials Science and Engineering: A*, 270(1), 14-18.
- [17] Marconi, C., Castillo, M. J., Boccanera, L., & Ramini, M. (2015). Influencia del Calor Aportado y Metal de Aporte Sobre las Propiedades Mecánicas y la Microestructura de Juntas Soldadas por FCAW de Acero Microaleado de Alta Resistencia. *Soldagem & Inspeção*, 20(2), 148-159.
- [18] Illescas Fernández Silvia (2008) Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA, Tesis de maestría de la Universidad Politécnica de Cataluña. Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica; 2008.
- [19] Rivera, P. C., Ramunni, V. P., & Bruzzoni, P. (2012). Hydrogen trapping in an API 5L X60 steel. *Corrosion Science*, 54, 106-118.
- [20] Llewellyn, D., & Hudd, R. (1998). *Steels: metallurgy and applications*. Elsevier.
- [21] Hernández Castro, J. E. (2013). Estudio de la susceptibilidad a la corrosión bajo esfuerzos de uniones en tuberías de acero API 5L, X70 obtenidas por soldadura SMAW y MMA (Doctoral dissertation).
- [22]. Ramírez Sandoval, S. A. (2020). Caracterización no destructiva del deterioro de la resistencia a la corrosión de uniones soldadas envejecidas artificialmente (Doctoral dissertation) U.M.S.N.H.
- [23] *Steel, A Handbook for Materials Research and Engineering*, 1 ed. Germany, 1992.
- [24] ASM International, *Metallography and Microstructures Handbook*, 2nd ed., vol. 9. USA, 2004.
- [25] Colombo, G., Fuguet, F., & Saenz, L. (2003). Efecto del tratamiento térmico de envejecimiento a un acero microaleado tipo X-60. *Revista INGENIERÍA UC*, 10(2), 26-29.
- [26] Sabol, G. P., & Stickler, R. (1969). Microstructure of Nickel-Based Superalloys. *physica status solidi (b)*, 35(1), 11-52.
- [27] Donachie, M. J., & Donachie, S. J. (2002). *Superalloys: a technical guide*. ASM international.

- [28] Lund, C. H. (1961). *Physical Metallurgy of Nickel-Base Superalloys* (Vol. 153). Defense Metals Information Center, Battelle Memorial Institute.
- [29] Hernández Ramón, L. A. (2019). Modificación de la aleación inconel (R) 625 mediante adiciones Ruterio, Boro y Zirconio.
- [30] Corey, C. L., & Lisowsky, B. (1966). The Ni₃Al ordering system. Wayne state univ detroit mich dept of metallurgical engineering.
- [31] Reed, R. C. (2008). *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge university press. vol. 9780521859. pp. 1–372, 2008.
- [32] Cockcroft, S. L., Degawa, T., Mitchell, A., Tripp, D. W., & Schmalz, A. (1992). Inclusion precipitation in superalloys. *Superalloys, 1992*, 577-586.
- [33] Philibert, J., Henry, G., Robert, M., & Plateau, J. (1961). Determination of the Composition of M₂₃C₆-Type Carbides in Several Austenitic Alloys. *Mémoires Scientifique, Révues Métallurgie*, 58, 557-573.
- [34] Lippold, J. C., Kiser, S. D., & DuPont, J. N. (2011). *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. John Wiley & Sons.
- [35] Canale, L. C., Yao, X., Gu, J., & Totten, G. E. (2008). A historical overview of steel tempering parameters. *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, 3(4-5), 474-525.
- [36] Janjušević, Z., Gulišija, Z., Mihailović, M., & Patarić, A. (2009). The investigation of applicability of the Hollomon-Jaffe equation on tempering the HSLA steel. *Chemical Industry and Chemical Engineering Quarterly/CICEQ*, 15(3), 131-136.
- [37] Pancorbo, F. J. (2010). *Corrosión, degradación y envejecimiento de los materiales empleados en la edificación*. Marcombo.
- [38] Koch, G. H., Brongers, M. P., Thompson, N. G., Virmani, Y. P., & Payer, J. H. (2002). Corrosion cost and preventive strategies in the United States (No. FHWA-RD-01-156,).
- [39] Jones, D. A. (1992). *Principles and prevention of corrosion*. Macmillan.
- [40] Pedro Hernández Hernández y Liborio García Merino, Potencial aplicación de tubería de acero al carbono con revestimiento de aleación resistente a la corrosión con unión metalúrgica “Clad Pipe” para el transporte de hidrocarburos en condiciones extremas y fluidos altamente corrosivos – Predicción de la resistencia de la unión metalúrgica, XXVIII Jornadas Técnicas 2013. Asociación de Ingenieros Petroleros de México, A. C.
- [41] Llog/Departamento Técnico, Ultrasonido Industrial Nivel I. México, 2007.
- [42] Blitz, J., & Simpson, G. (1995). *Ultrasonic methods of non-destructive testing* (Vol. 2). Springer Science & Business Media.

- [43] García Cueto A. R, Ensayos no destructivos por el método de ultrasonido industrial nivel II, 2nd ed. México, 2005.
- [44] Dueñas Aburto A. (2015). Caracterización ultrasónica en una aleación Ti-6Al-4V de microestructura bimodal, equiaxial y laminar con precipitados de Ti₃Al. (Tesis dissertation) U.M.S.N.H.
- [45] Charles J. Hellier, Handbook of Nondestructive Evaluation. The McGraw-Hill Companies, Inc. 2003.
- [46] Olympus, N. D. T. (2007). Advances in phased array ultrasonic technology applications. Olympus NDT, 48.
- [47] American Society for Metals, Metals Handbook Nondestructive Inspection and Quality Control. 8a ed., EUA, Metals Park Oh., 1976, vol. 11.
- [48] Kleber, X., Simonet, L., Fouquet, F., & Delnondedieu, M. (2005). Thermoelectric power of a two-dimensional metal/metal composite: a numerical approach. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, Vol. 13, no 3, 341.
- [49] Olympus NDT. Phased Array Testing. Basic Theory for Industrial Applications. 2010.
- [50] T. J. Seebeck, Abhandlungen der Preussischen Akad, Wissenschaften, 265 (1822).
- [51] MacDonald, D. K. C. (2006). Thermoelectricity: an introduction to the principles. Courier Corporation. Edit. Dover, pag. 4- 15.
- [52] Ziman, J. M. (1964). Principles of the Theory of Solids, Cambridge Univ. Press, New York xiii.
- [53] Coronado Alba Carlos E. (2013). Aplicación y evaluación de la técnica del potencial termoeléctrico en la determinación del contenido de aluminio en el metal de soldadura y su relación con sus propiedades mecánicas (Tesis dissertation) U.M.S.N.H.
- [54] Zavala Pavón, P. E. (2011). Potencial termodinámico para dispositivos termoeléctricos (Doctoral dissertation) IPN.
- [55] Zemansky, M., Dittman, R., Calor y Termodinámica, sexta edición, McGraw-Hill, (1984).
- [56] Seebeck, T., Termoelectricidad, la energía del desequilibrio. Técnica Industrial, 2006. 262: p. 62
- [57] Caballero, F., et al., Thermoelectric power studies on a martensitic stainless steel. Scripta materialia, 2004. 50(7): p. 1061-1066.
- [58] Lavaire, N., J. Merlin, and V. Sardoy, Study of ageing in strained ultra and extra low carbon steels by thermoelectric power measurement. Scripta materialia, 2001. 44(4): p. 553-559.

- [59] Pelletier, J., et al., Precipitation effects on thermopower in Al-Cu alloys. *Acta Metallurgica*, 1984. 32(7): p. 1069-1078.
- [60] Massardier, V., et al., Kinetic and microstructural study of aluminium nitride precipitation in a low carbon aluminium-killed steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2003. 355(1): p. 299-310.
- [61] Benkirat, D., P. Merle, and R. Borrelly, Effects of precipitation on the thermoelectric power of iron-carbon alloys. *Acta Metallurgica*, 1988. 36(3): p. 613-620. [36] Lavaire, N., V. Massardier, and J. Merlin, Quantitative evaluation of the interstitial content (C and/or N) in solid solution in extra-mild steels by thermoelectric power measurements. *Scripta materialia*, 2004. 50(1): p. 131-135.
- [62] Lavaire, N., V. Massardier, and J. Merlin, Quantitative evaluation of the interstitial content (C and/or N) in solid solution in extra-mild steels by thermoelectric power measurements. *Scripta materialia*, 2004. 50(1): p. 131-135.
- [63] Simonet, L., et al., Characterization of Segregated Areas in Ferritic Steels by Thermoelectric Power Measurement.
- [64] Carabajar, S., et al., Precipitation evolution during the annealing of an interstitial-free steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2000. 281(1): p. 132-142.
- [65] Lamontagne, A., et al., Application of Thermoelectric Power Technique to Study the Static Strain Ageing of Heavily Cold Drawn Steel. *Characterization of Minerals, Metals, and Materials 2013*, 2013: p. 1-10.
- [66] López Urresta, D. R., & Pilco Pavón, M. A. (2011). Diseño y construcción de un instrumento (prototipo) para la medición de parámetros físicos, basado en el principio de corrientes inducidas, para el laboratorio de ensayos no destructivos, de la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Escuela Politécnica Nacional (Bachelor's thesis, QUITO/EPN/2011).
- [67] Sears-Zemansky (2010). *Física Universitaria*. Ed Addison-Wesley. Décimo segunda edición.
- [68] Raymond A. Serway, *Electricidad y Magnetismo*, Tercera Edición Revisada, McGraw Hill Interamericana Editores, S. A. de C.V.
- [69] Resnick, Halliday, Krane, *Física Volumen 2*, Quinta Edición, Grupo Editorial Patria, 2002.
- [70] Eduardo Gómez de León, *Corrientes Inducidas Nivel II END*, Editorial Fundación Confemetal, 2004.
- [71] Louis Cartz, *Nondestructive Testing*, ASM International, 1995.
- [72]. Júnior, P. Z., Zanon, G., Garmbis, A. G., Alkmin, L. B., Richter, M. R., Oazen, E. V., ... & Júnior, e. H. Challenges about testing, welding and ndt of cra pipelines in brazilian pre-salt.

- [73]. Hajiannia, I., Shamanian, M., & Kasiri, M. (2013). The Weldability Evaluation of Dissimilar Welds of AISI 347 Stainless Steel to ASTM A335 Low Alloy Steel by Gastungsten Arc Welding. *Journal of Advanced Materials and Processing*, 1(4), 33-40.
- [74]. Meyendorf, N. G., Nagy, P. B., & Rokhlin, S. I. (Eds.). (2013). *Nondestructive materials characterization: With applications to aerospace materials* (Vol. 67). Springer Science & Business Media.
- [75]. Moles, M., Ginzler, E., & Dube, N. (2002). Phased arrays for pipeline girth weld inspections. *Insight-Wigston then Northampton-*, 44(2), 86-94.
- [76]. Nageswaran, C., & Gan, T. (2014). Application of phased array ultrasonic inspection of girth welds for clad pipelines. *Ndt. net*.
- [77]. Taheri, H., & Hassen, A. A. (2019). Nondestructive ultrasonic inspection of composite materials: a comparative advantage of phased array ultrasonic. *Applied Sciences*, 9(8), 1628.
- [78]. Camerini, C., Rebello, J. M. A., Braga, L., Santos, R., Chady, T., Psuj, G., & Pereira, G. (2018). In-line inspection tool with eddy current instrumentation for fatigue crack detection. *Sensors*, 18(7), 2161.
- [79]. Shaikh, H., Sivaibharasi, N., Sasi, B., Anita, T., Amirthalingam, R., Rao, B. P. C., ... & Raj, B. (2006). Use of eddy current testing method in detection and evaluation of sensitisation and intergranular corrosion in austenitic stainless steels. *Corrosion Science*, 48(6), 1462-1482.
- [80]. Cheng, W., Komura, I., Shiwa, M., & Kanemoto, S. (2007). Eddy current examination of fatigue cracks in Inconel welds.
- [81]. 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(9), 1489.
- [82] Fulton, J. P., Wincheski, B., & Namkung, M. (1993). Automated weld characterization using the thermoelectric, *Nondestruct. Eval. Sci. Branch, NASA*, 1993.
- [83] Carreon, H. (2006). Thermoelectric non-destructive texture characterization in Ti-6Al-4V. *NDT & E International*, 39(6), 433-440.
- [84] Cárabes, R., Carreón, H., Carreón, M. L., Salazar, M., & Hernández, P. (2019). Evaluation of the Precipitation Process of a Clad Pipe by the Thermoelectric Potential Technique. *Metals*, 9(12), 1274.
- [85] Matos, J. F., Motta, F. P., Rieder, E. S., & Malfatti, C. F. (2012). Caracterización de Revestimientos de Niobio formados por Aspersión Térmica a Plasma sobre Acero API 5L X65. *Información tecnológica*, 23(4), 97-104.
- [86] Aytakin, H., & Akçin, Y. (2013). Characterization of borided Incoloy 825 alloy. *Materials & Design*, 50, 515-521.

- [87] Malej, S., Medved, J., Batič, B. Š., Tehovnik, F., & Godec, M. (2017). Microstructural evolution of inconel 625 during thermal aging. *Metalurgija*, 56(3-4), 319-322.
- [88] Isidro García, H. (2016). Uso de ensayos no destructivos para el estudio del envejecimiento de una unión soldada de una tubería de acero microaleado (Tesis dissertation).
- [89] Aragón-Lozano, W. Y., Fernández-Vega, L. F., Higuera-Cobos Ph D, O. F., & Trisancho-Reyes Ph D, J. L. (2020). Evaluación de la resistencia a la corrosión del acero AISI 316l sometido a deformaciones severas mediante la técnica presión calibrada. *Revista Facultad de Ingeniería*, 29(54).
- [90] Sasi, B., Rao, B. P. C., Jayakumar, T., & Raj, B. (2010). Characterisation of solution annealed VT-14 titanium alloy using eddy current based electrical resistivity measurements. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 63(5), 773-777.
- [91]. Carabajar, S., et al., Precipitation evolution during the annealing of an interstitial-free steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2000. 281(1): p. 132-142.
- [92]. Cockcroft, S. L., Degawa, T., Mitchell, A., Tripp, D. W., Schmalz, A. Inclusion Precipitation in Superalloys, *Superalloys 1992*, pp. 577–586.
- [93]. Jena, A. K., Chaturvedi, M. C., Review: The role of alloying elements in the design of nickel-base superalloys. *Journal of Materials science*, 1984. 19 p.3121-3139.

7 ANEXOS

7.1 Metalografías en campo oscuro

Se obtuvieron micrografías de microscopio óptico en campo oscuro esto con la finalidad de analizar la metodología de grano de ambos materiales tanto para la pieza recibida como las piezas tratadas térmicamente (Figs. 7.1-7.4). En la figura 7.1 se comparan las micrografías del acero X65 en la pieza recibida y solubilizada a 500X donde podemos ver en el inciso a) una morfología compuesta por perlita y ferrita, mientras que en la figura 7.1 b) se puede observar como la forma de grano se alarga a una forma de Widmanstatten al ser solubilizada, también se observa un claro incremento de perlita las cuales están representadas por zonas claras.

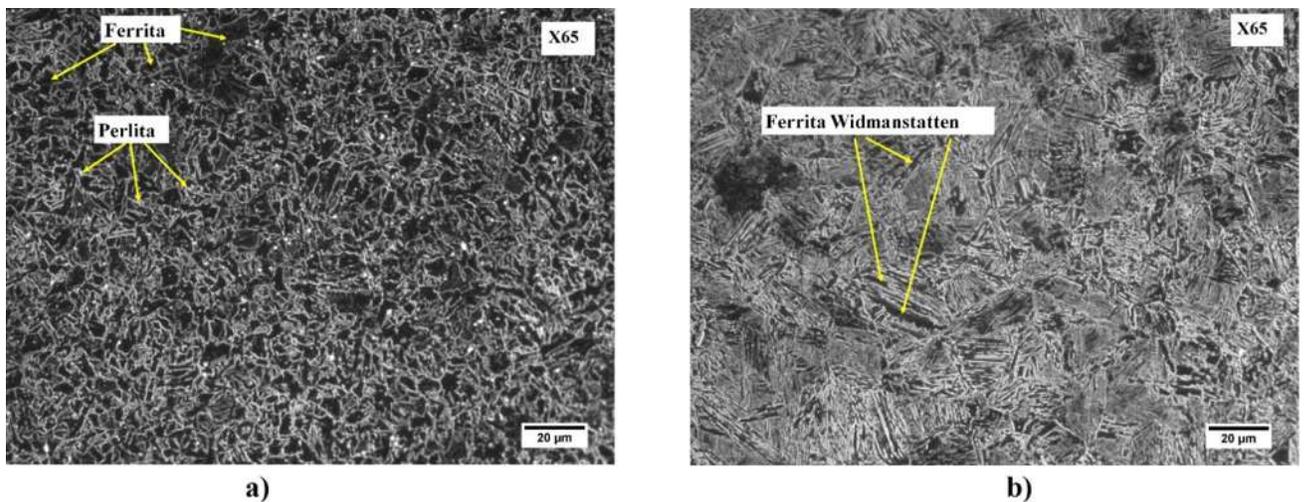


Figura 7.1. Micrografías de acero X65 a 500X a) pieza recibida, b) pieza solubilizada.

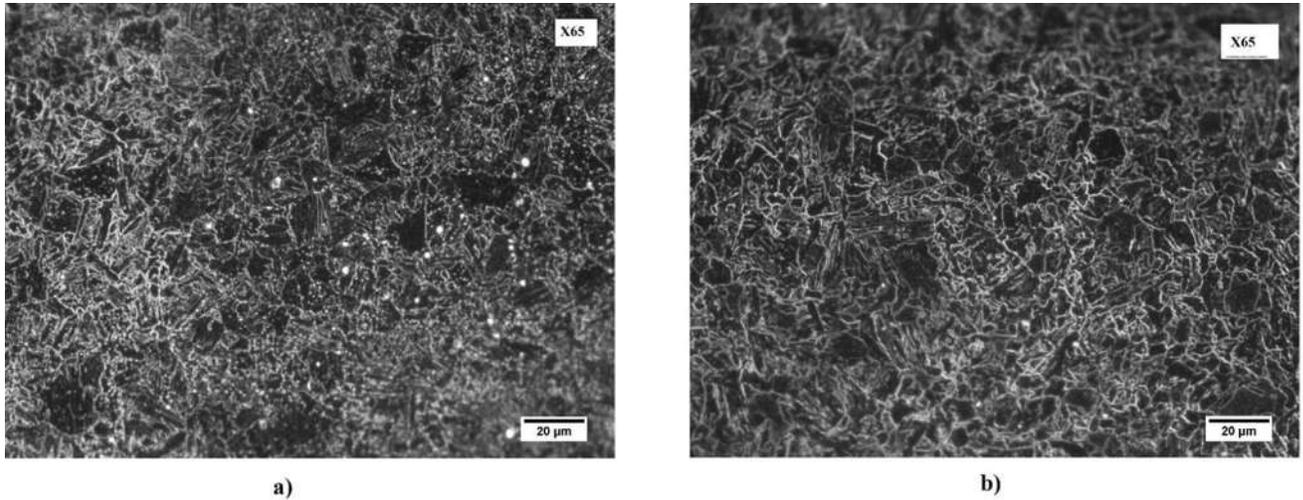


Figura 7.2 Micrografías de acero X65 a 500X a) pieza tratada por 120 horas, b) pieza tratada por 312 horas.

En la figura 7.2 podemos observar las piezas tratadas a 120 horas (a) y a 312 horas (b) donde vemos como la morfología de grano disminuye su alargamiento hasta tomar una forma de ferrita poligonal y un aumento de las zonas oscuras o ferrita, lo que provoca una caída en la dureza y en la conductividad.

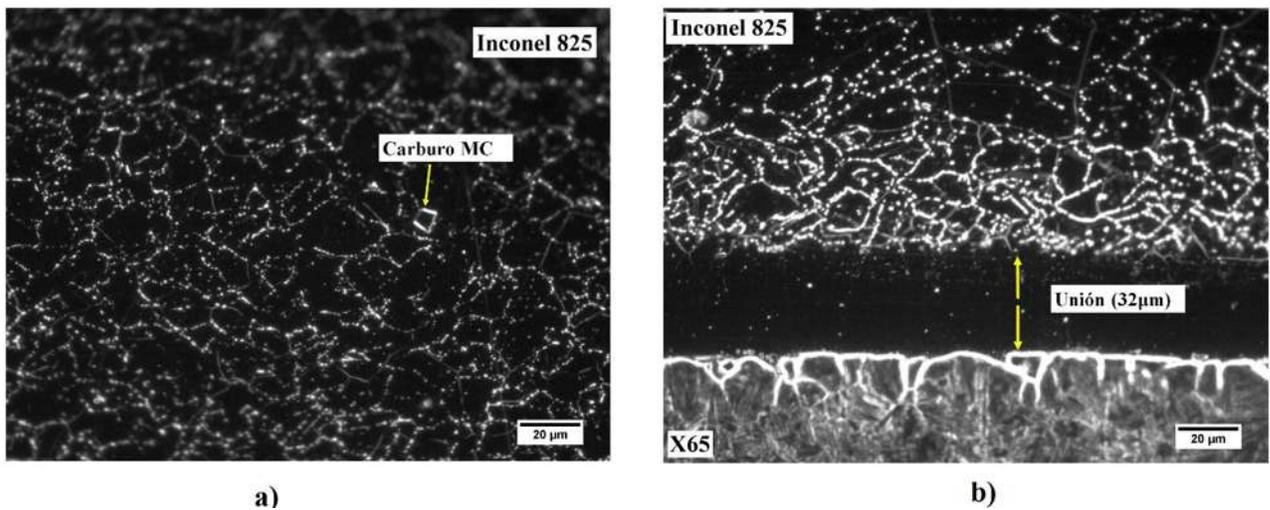


Figura 7.3 Micrografías del Inconel 825 a 500X a) pieza recibida, b) pieza solubilizada

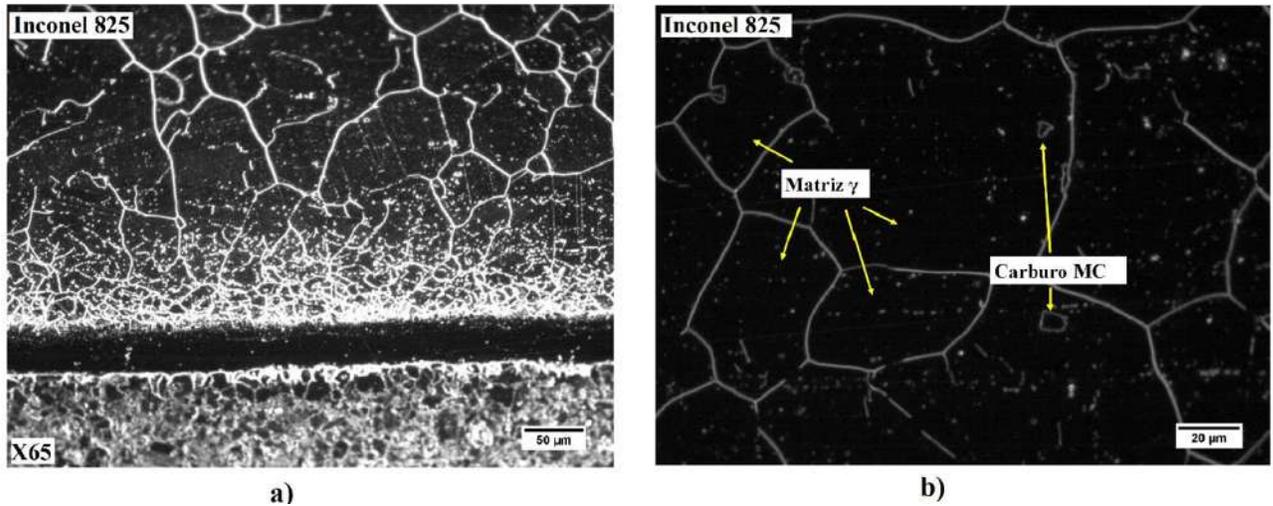


Figura 7.4 Micrografías del Inconel a) pieza tratada por 120 horas (200X), b) pieza tratada por 312 horas (500X).

Al igual que para el acero API5L X65 se obtuvieron micrografías para la zona del Inconel 825. En la figura 7.4 (a) podemos ver la presencia de carburos MC en forma de TiC, mientras que en la figura 7.4 (b) se observa el crecimiento del grano en la zona de la unión y como a medida que nos alejamos de la unión el grano es mayor, mientras que cerca de la unión el grano es más refinado.

En la figura 7.2 se observa nuevamente la manera en que crece el grano, en ambos incisos se puede observar la matriz γ con claridad, además la figura 7.3 (b) se observa nuevamente la aparición de carburos MC los cuales aumentan la dureza de nuestro material e interfieren con el paso de los electrones disminuyendo así la conductividad de nuestro material.

7.2 ANEXO II. Detección de defectos artificiales introducidos en una tubería por medio de técnicas de ultrasonido.

Se llevaron a cabo las pruebas de ultrasonido convencional en la placa bimetálica con defectos incluidos como lo muestra la fig. 7.5, las dimensiones de los defectos se ilustran en la tabla 7.I.

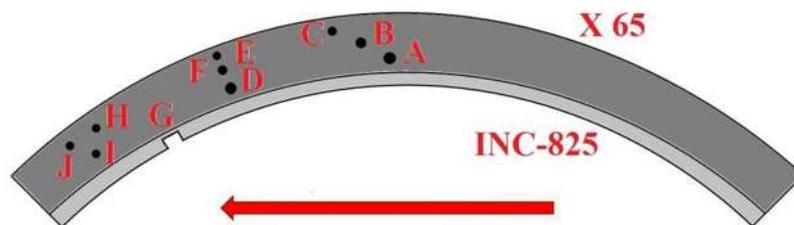


Figura 7.5 Diseño de la placa bimetálica recubierta X65-Inconel 825 con defectos.

Para analizar los resultados obtenidos del ultrasonido convencional, se tomaron en cuenta las velocidades longitudinal y transversal como se ilustra en la tabla IX, además de los espesores tanto del X65 (16mm) como del inconel 825 (3mm).

Tabla 7.I Dimensiones de los defectos de la placa bimetálica

Defecto	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J
Espesor	3 mm	2 mm	1.5 mm	3 mm	2 mm	1.5 mm	2x2 mm	1.5 mm	1.5 mm	1.5 mm
Profundidad	25 mm	28 mm	28 mm	23 mm	22 mm	25 mm		25 mm	25 mm	25 mm

7.2.1 Ultrasonido Convencional

Para las mediciones por ultrasonido se utilizó un pulsador receptor para emitir las señales de ultrasonido (Fig. 7.6a) y un osciloscopio digital (Fig. 7.6b) para el análisis las señales adquiridas, las señales extraídas del equipo muestran la amplitud contra el tiempo (fig. 7.7).



(a)



(b)

Figura 7.6. Equipo para el estudio por ultrasonido convencional.

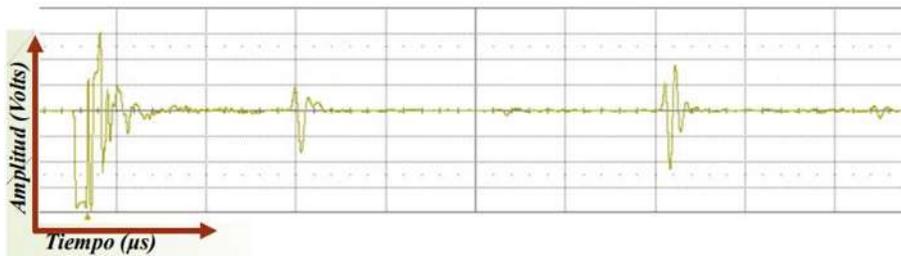


Figura 7.7 Señales obtenidas por medio del ultrasonido convencional.

7.2.2 Velocidad longitudinal

Para la medición de velocidades longitudinales, se utilizó un transductor longitudinal de 5 MHz. Se tomaron varias lecturas en cada uno de los defectos maquinados de la pieza (Fig. 7.8), y se determinó la velocidad utilizando la Ecuación 7.1.

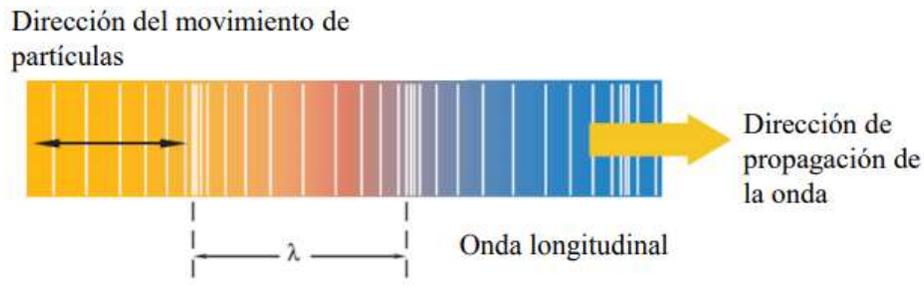


Figura 7.8 Comportamiento de las ondas longitudinales.

7.2.3 Velocidad transversal

Para la medición de velocidades longitudinales, se utilizó un transductor transversal V153 MHz y 0.5 in de diámetro). Se tomaron varias lecturas en cada uno de los defectos maquinados de la pieza (Fig. 7.9) se determinó la velocidad al igual que la velocidad longitudinal.

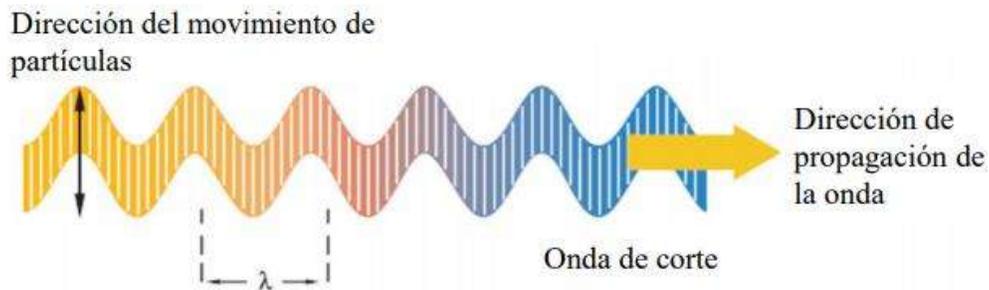


Figura 7.9 Comportamiento de las ondas transversales.

Tabla 7.II. Velocidades de los materiales de la placa bimetálica

Material	Velocidad longitudinal	Velocidad transversal
Acero API5L X65	5842 m/s	2930 m/s
Inconel 825	5711 m/s	2860 m/s

$$V = \frac{2d}{t} \quad \text{ec 7.1}$$

Donde:

V= Velocidad del material (m/s)

d= distancia (m)

t = tiempo (s)

Se inspeccionaron todos los defectos maquinados en la tubería (Fig. 7.5) mediante el ultrasonido convencional, de donde se obtuvieron las velocidades longitudinales y

transversales de cada material, además de los tiempos que tarda la onda en llegar a cada uno de los defectos de la tubería, los primeros en analizar son el grupo de defectos A, B y C, los cuales están seguidos a diferentes profundidades y diferentes tamaños, a continuación se muestra el defecto B tanto con el transductor longitudinal como el de corte (Figs. 7.10-7.11) se puede observar tres grupos de onda, el primero se denomina campo cercano. El campo cercano es la región directamente enfrente del transductor donde la amplitud del eco pasa por una serie de máximos y mínimos y termina en el último máximo, a la distancia N del transductor, después está la onda que representa el defecto B, el tercer grupo de ondas representan la pared posterior de la pieza, también podemos observar los cursores que delimitan donde comienza la señal del transductor hasta el defecto B de esta medición se obtuvo un tiempo de 2.337 y 4.541 μs , longitudinal y de corte respectivamente, este dato junto con la velocidad longitudinal de la tabla 7.II para X65 se introdujeron en la ec. 7.1 para obtener la distancia experimental del defecto.

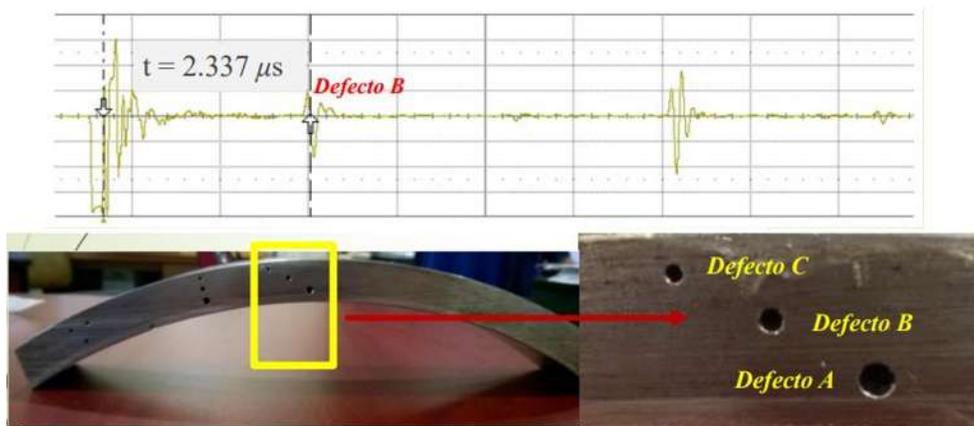


Figura 7.10. Análisis del defecto B con un transductor longitudinal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.

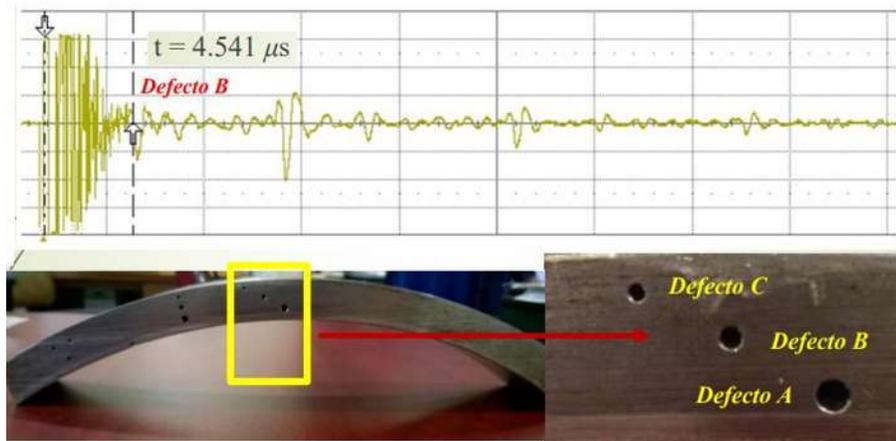


Figura 7.11. Análisis del defecto B con un transductor transversal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.

Al igual que en los primeros tres defectos se obtuvieron los tiempos de cada uno de los defectos (Figs. 7.12-7.14) de la tubería con ayuda de las velocidades longitudinales y transversales de cada material se registraron las posiciones de los mismos las cuales se compararon con las distancias obtenidas con un micrómetro como se muestra en la tabla en donde se logra observar que las diferencias de estas son mínimas.

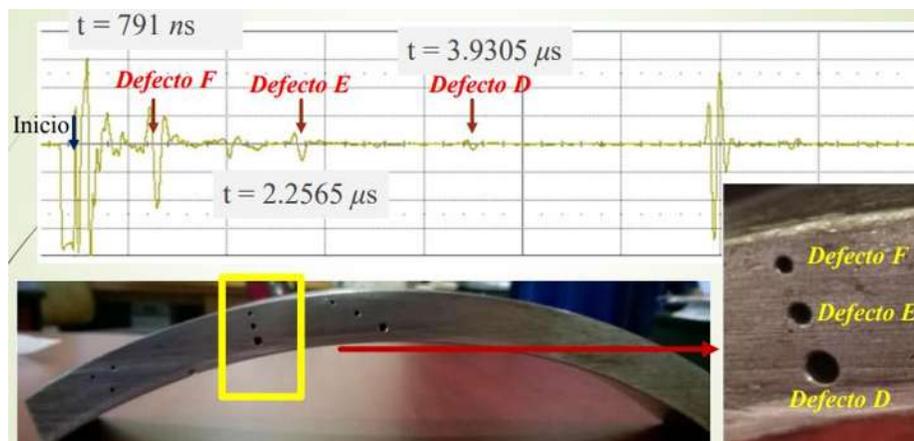


Figura 7.12. Análisis del defecto F, E y F con un transductor longitudinal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.

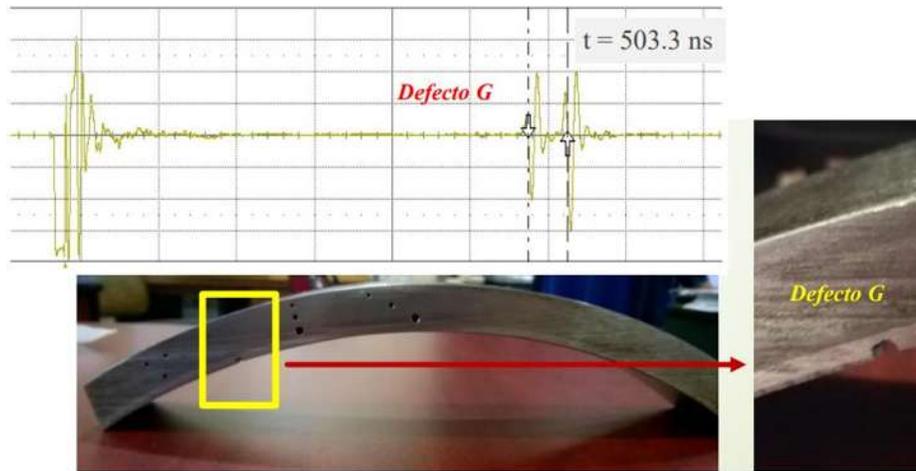


Figura 7.13 Análisis del defecto G con un transductor longitudinal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.

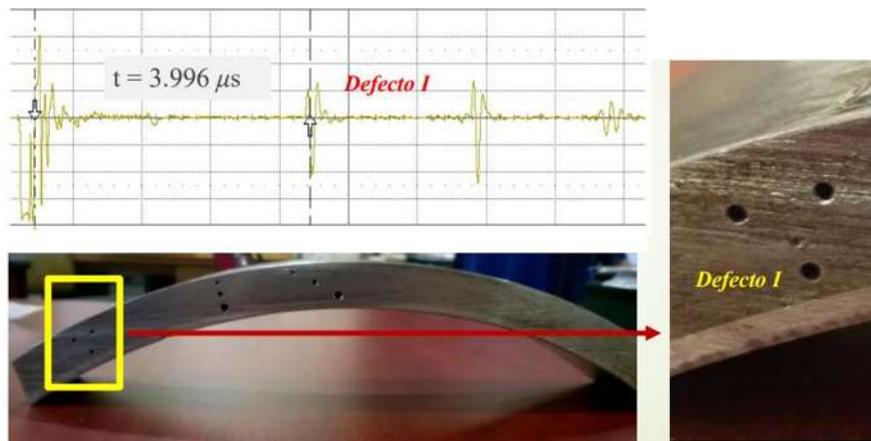


Figura 7.14. Análisis del defecto I con un transductor longitudinal en la tubería mediante el ultrasonido convencional.

Tabla 7.III. Distancias de defectos obtenidas mediante la fórmula y el micrómetro.

DEFECTO	TIEMPO	DISTANCIA	D. MICRÓMETRO
A	4.128 μ s	12.059 mm	12.05 mm
B	2.337 μ s	6.826 mm	7.05 mm
C	985.500 ns	2.878 mm	2.83 mm
D	3.931 μ s	11.481 mm	11.978 mm
E	2.256 μ s	6.591 mm	6.908 mm
F	791 ns	2.311 mm	2.388 mm
G	503.3 ns	1.437 mm	1.436 mm
H	1.666 μ s	4.866 mm	5.16 mm
I	3.996 μ s	11.672 mm	11.97 mm
J	1.633 μ s	4.768 mm	5.15 mm

7.2.4 Ultrasonido arreglo de fases

Se llevaron a cabo pruebas de ultrasonido arreglo de fases en la tubería bimetálica usando tres diferentes frecuencias (2.25, 5 y 10 MHz), el uso de diversas frecuencias es para interactuar con los parámetros tanto de penetración como el de sensibilidad de la onda (fig. 7.15) estas pruebas nos muestran imágenes claras de la posición de los defectos dentro de la tubería.

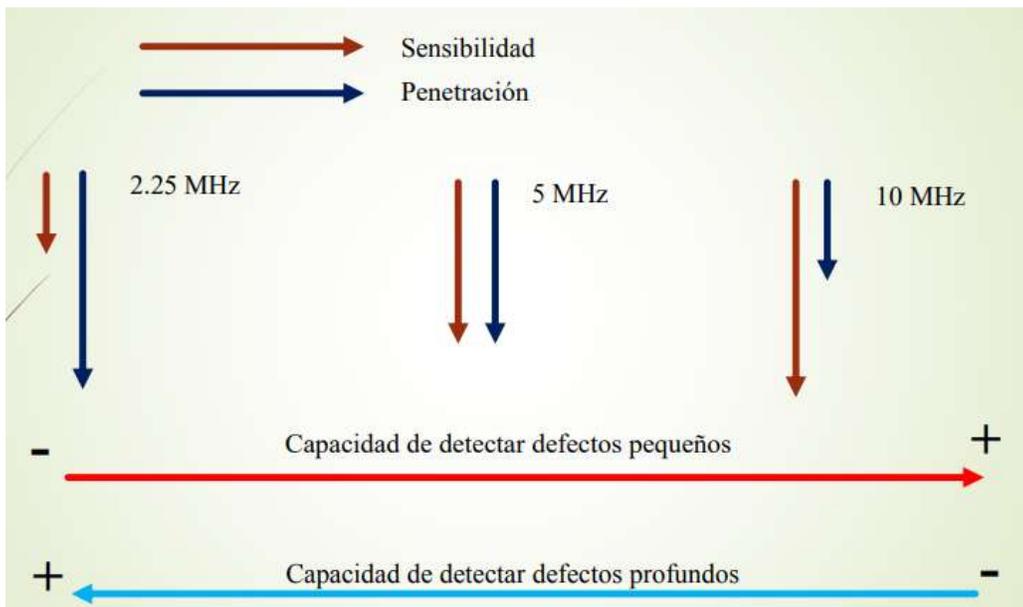


Figura 7.15 Relación entre sensibilidad y penetración a distintas frecuencias.

A continuación, se muestran las inspecciones que se llevaron a cabo con el ultrasonido arreglo de fases mediante el uso del S-Scan usando para ello las tres frecuencias sobre el defecto B (Fig. 7.16), en la imagen se puede apreciar la posición del defecto B además de los defectos A y C los cuales se posicionan en cada extremo del barrido sectorial esto debido a la posición de los mismos en la tubería, además de que a medida de que la frecuencia aumenta la sensibilidad también lo hace, por lo cual los defectos en las frecuencias de 5 y 10 MHz se observan más nítidos que los defectos en la frecuencia de 2.25 MHz, por lo cual se optó por trabajar con estas dos frecuencia ya que esta nos permitía obtener imágenes más claras, sin embargo al tener una menor penetración la frecuencia de 10MHz en comparación a la de 5

MHz, esta última nos permitiría alcanzar a tener mejor información de defectos colocados en serie (Fig. 7.17) y en el inonel (Fig. 7.18).

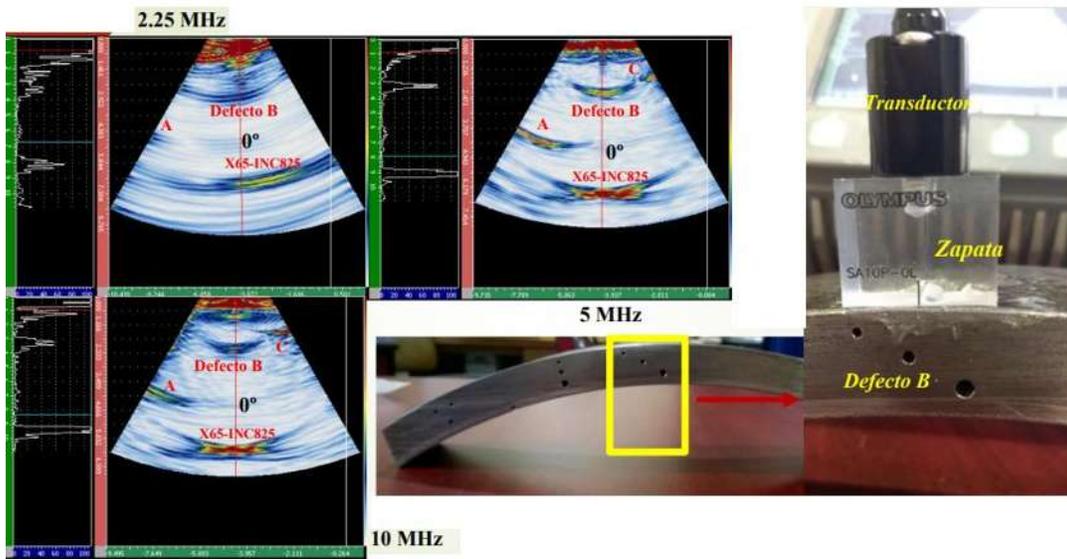


Figura 7.16. Análisis del defecto B por medio de ultrasonido arreglo de fases a frecuencias de 2.25, 5 y 10 MHz.

En la figura 7.17 se puede observar como en el barrido sectorial los defectos se mueven en función del movimiento del sensor, cuando este se coloca encima de los tres defectos de puede apreciar la perdida de señal que existe en los dos defectos finales, que a pesar de ser mayores en comparación al más próximo a la superficie sus tonalidades son más azules lo cual indica que la señal de la onda esta dispersa a causa del primer defecto.

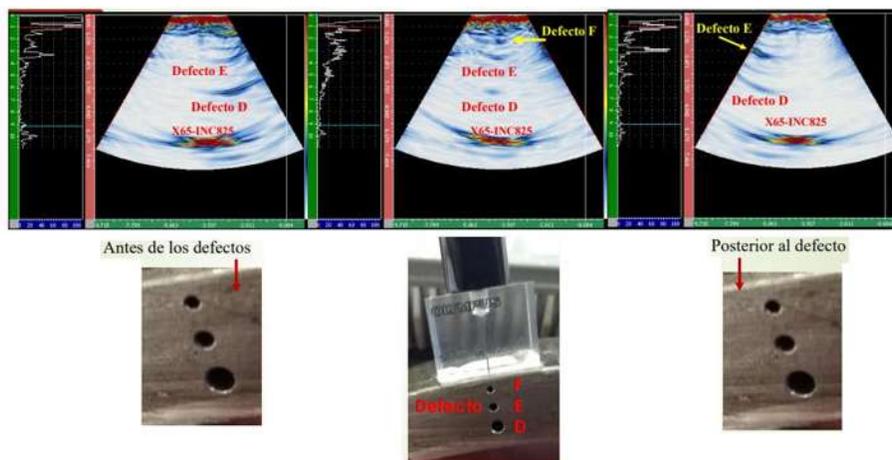


Figura 7.17. Análisis de los defectos E, D y F por medio de ultrasonido arreglo de fases a una frecuencia de 5 MHz.

En la última figura (Fig. 7.18) podemos observar las imágenes que se obtuvieron de un defecto simulado en la parte interna de la tubería para ser más precisos en el inconel 825, las imágenes muestran cómo se va moviendo el defecto con respecto del transductor esto por encima de la señal de la pared posterior de la misma tubería.

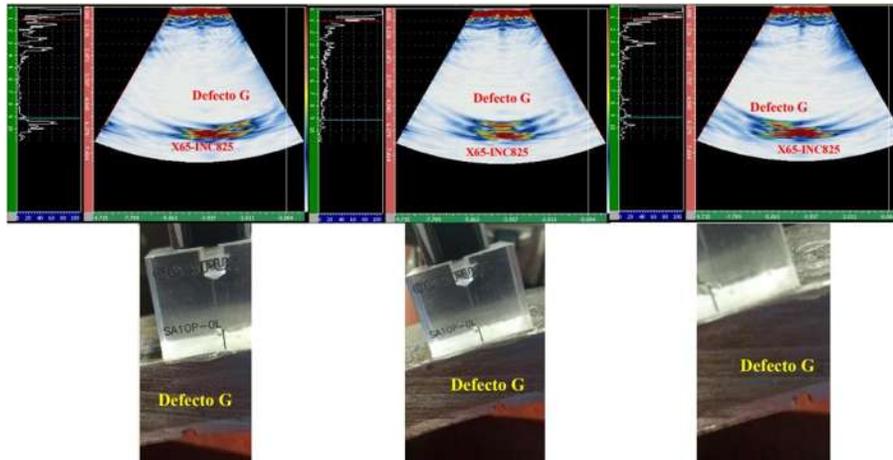


Figura 7.18 Análisis del defecto G por medio de ultrasonido arreglo de fases a una frecuencia de 5 MHz.