



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES

“CONTROL DEL CRECIMIENTO DE GRANO CON APLICACIÓN SIMULTANEA
DE CAMPOS MAGNÉTICOS EXTERNOS DURANTE LA SOLDADURA DE ACERO
DE BAJO CONTENIDO DE CARBONO, ACERO MICROALEADO API 5L X52 Y
ACERO 9840”

Tesis que para obtener el grado de

Doctor en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales

Presenta:

M.I.A. María del Carmen Ramírez López

Directores de tesis:

Dr. Rafael García Hernández †

Dr. Víctor Hugo López Morelos.

Morelia, Michoacán a Oct| q del 2025



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y MATERIALES
Of. Núm.IIMM-014-2025

Morelia Michoacán 30 de enero de 2025

M.C MARÍA DEL CARMEN RAMÍREZ LÓPEZ
PRESENTE

Por medio de la presente, esta dirección del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo tiene a bien informarle que para presentar su examen de grado de **Doctorado** en Ciencias en Metalurgia y Ciencias de los Materiales con la tesis titulada "**Control de crecimiento de grano con aplicación simultanea de campos magnéticos externos durante la soldadura de acero de bajo contenido de carbono, acero microaleado API 5L X52 y acero 9840**", le ha sido asignada la siguiente mesa sinodal:

05002699	Dr. Víctor Hugo López Morelos	Presidente
CONV0940	Dra. Ana María Salcedo Garrido	Vocal
03003795	Dr. Héctor Guillermo Carreón Garcidueñas	Vocal
01001531	Dr. José Lemus Ruiz	Vocal
01000489	Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez	Vocal
02000334	Dr. Ariosto Medina Flores	Suplente

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

ATENTAMENTE

UMSNH



DR. ARIOSTO MEDINA FLORES
DIRECTOR
INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA
Y MATERIALES DE LA UMSNH

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

#HumanistaPorSiel

Agradecimientos y dedicatoria.

Dedicatoria

El presente trabajo va dedicado a un hombre que me mostro que las ideas y los sueños se convierten en metas cuando luchas con perseverancia, el Dr. Rafael García Hernández †, un Ingeniero Mecánico Industrial originario de Cortijo Nuevo, que jamás perdió su sencillez y alegría. Un maestro en metalurgia y ciencias de los materiales que tenía tantas anécdotas como estrellas en el cielo. Un Doctor en Ingeniería que sabía que el tiempo nunca volvería atrás. Un amoroso padre, un amigo leal, un esposo dedicado, un asesor espectacular, un mentor que dejo huella en muchos corazones.

Le dedicó esta tesis al Dr. Rafael, quien me enseñó que cuando nadie crea en tu propuesta, debes seguir adelante con convicción y constancia, quien defendía a capa y espada sus teorías, aunque a veces no lo comprendiéramos del todo, quien sabía que palabras decir para aliviar penas y solucionar desavenencias. Pero también, aún después de la vida, me enseñó que somos lienzos en blanco con una breve estancia en esto que llamamos vida.

Agradecimientos

Agradezco a mi familia por todo su apoyo. A mis hijos, Maximiliano, Francisco y Víctor Curiel que son mi motor de vida, por ser quienes cada mañana me dan alegría y felicidad. A mi esposo, Francisco Curiel por su apoyo durante este viaje de aprendizaje. A mi mamá por sus palabras de aliento. Agradezco a mis amigas, Ceci, Marce y Diana, por ser mi soporte en momentos de oscuridad. Agradezco a mi asesor Dr. Víctor H. López, por todo el apoyo moral y académico que me brindó, por impulsarme para encontrar y demostrar todo mi potencial, por ayudarme a aprender no solo en lo académico, sino también en lo profesional, por permitirme desenvolverme en áreas de oportunidad de vinculación.

Agradezco también al Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, por todas las facilidades aportadas a su servidora, por las instalaciones, su cuidado y mantenimiento, su disposición de equipo y personal para que este proyecto se pudiera llevar a cabo.

Agradezco al CONACHYT, por su apoyo, al financiar una beca para la manutención de su servidora.

INDICE GENERAL

Agradecimientos y dedicatoria	3
ÍNDICE DE FIGURAS	8
ÍNDICE DE TABLAS.....	15
LISTA DE SIMBOLOS Y ABREVIATURAS	16
RESUMEN.....	20
ABSTRACT	22
Capítulo 1	24
1.1 INTRODUCCIÓN.....	25
1.2 JUSTIFICACIÓN.....	28
1.3 OBJETIVOS.....	30
1.3.1 OBJETIVO GENERAL	30
1.3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	30
1.4 HIPÓTESIS	31
1.5 METAS CIENTIFICAS	31
Capítulo 2	32
REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	32
2.1 Antecedentes.....	33
2.2 Aceros al carbono	35
2.3 Clasificación de los aceros.	35
2.3.1 Baja aleación.....	35
Bajo en carbono.....	35
Medio Carbono.....	36
Alto Carbono.....	36
2.3.2 Alta aleación.....	36

Herramientas.....	36
<i>Inoxidables.</i>	37
2.4 Estructura cristalina	37
2.4.1 Tamaño de grano	38
2.5 Efecto de elementos aleantes.....	39
2.6 Soldabilidad y metalurgia de la soldadura.....	41
2.6.1 Clasificación de los procesos de soldadura.	42
2.6.2 Soldabilidad.....	42
2.6.3 Aceros de bajo contenido de carbono.....	43
2.7 Propiedades eléctricas y magnéticas.....	43
2.7.1 Conductividad eléctrica	43
2.7.2 Ferromagnetismo	43
2.7.3 Magnetostricción.	43
2.8 Propiedades electroquímicas.	43
2.8.1 Resistencia a la corrosión	44
2.8.2 Tipos de corrosión	44
2.9 Soldadura por arco eléctrico con material de aporte y protección de gas (GMAW).....	45
2.10 Soldadura por arco sumergido (SAW).	46
2.11 Electricidad.....	48
2.11.1 Diferencias entre fuerza eléctrica y magnética.....	50
2.12 Magnetismo.	51
2.12.1 Conceptos básicos.	51
2.12.2 Dipolos magnéticos.	53
2.12.3 Propiedades magnéticas de la materia.	54
2.13 Electromagnetismo.	54

2.13.1 Inducción electromagnética.....	55
Capítulo 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL	56
3.1 Materiales.....	57
3.2 Procedimiento de soldadura.....	57
3.2.1 Arreglo experimental para soldar con campo magnético.....	58
3.3 Caracterización macro y microestructural.....	60
3.4 Caracterización mecánica.....	61
3.4.1 Medición de microdureza.....	61
4.4.2 Ensayos de tensión.....	62
3.5 Caracterización electroquímica.....	63
Capítulo 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	64
PARTE 1. Caracterización acero de bajo contenido de carbono A36.....	65
4.1.1 Caracterización microestructural del material base.....	65
4.1.2 Caracterización macroestructural de la junta soldada en el acero A36.....	67
4.1.3 Caracterización microestructural de la junta soldada en el acero A36.....	70
4.1.4 Caracterización por microscopia electrónica de barrido de la junta soldada.....	78
4.1.5 Difracción de electrones retro dispersados (EBSD, por sus siglas en inglés).....	83
4.1.5.1 Zona afectada térmicamente.....	83
4.1.5.2 Línea de fusión.....	88
4.1.5.3 Metal de soldadura.....	92
4.1.6 Perfiles de microdureza.....	96
4.1.7 Medición de concentración de ferrita.....	100
4.1.8 Resistencia a la tensión de la junta soldada.....	103
4.1.9 Corrosión.....	107
4.1.9.1 Potencial de circuito abierto (OCP, por sus siglas en inglés).....	107

4.1.9.2 Curvas cíclicas de polarización (CCP).....	108
Conclusiones parte 1.....	110
PARTE 2 Caracterización acero microaleado API 5L X52.....	114
4.2.1 Caracterización microestructural del material base.....	114
4.2.2 Caracterización macroestructural de la junta soldada en acero microaleado API X52.	116
4.2.3 Caracterización microestructural de la junta soldada en acero microaleado API X52.	118
4.2.4 Caracterización por microscopia electrónica de barrido.....	127
4.2.5 Difracción de Electrones Retro dispersados (EBSD).....	133
4.2.5.1 Zona afectada térmicamente.....	133
4.2.5.2 Línea de fusión.....	137
4.2.5.3 Metal de soldadura.....	141
4.2.6 Perfiles de microdureza.....	145
4.2.7 Medición de concentración de ferrita.....	149
4.2.8 Resistencia a la tensión de la junta soldada.....	152
4.2.9 Corrosión.....	156
4.2.9.1 Potencial de circuito abierto (OCP, por sus siglas en inglés).....	156
4.2.9.2 Curvas cíclicas de polarización (CCP).....	157
Conclusiones parte 2.....	159
PARTE 3 Caracterización acero 9840.....	162
4.3.1 Caracterización microestructural del material base.....	162
4.3.2 Caracterización macroestructural de la junta soldada en el acero 9840.....	164
4.3.3 Caracterización microestructural de la junta soldada en el acero 9840.....	166
4.3.4 Caracterización por microscopia electrónica de barrido.....	172
4.3.5 Difracción de electrones retro dispersados (EBSD, por sus siglas en inglés).....	180

4.3.5.1 Zona afectada térmicamente.....	180
4.3.5.2 Línea de fusión.	185
4.3.5.3 Metal de soldadura.....	189
4.3.6 Perfiles de microdureza	193
4.3.7 Medición de concentración de ferrita.	195
4.3.8 Resistencia a la tensión de la junta soldada.	197
4.3.9 Corrosión.	201
4.3.9.1 Potencial de circuito abierto (OCP, por sus siglas en inglés).....	201
4.3.9.2 Curvas cíclicas de polarización potenciodinámica.	202
Conclusiones parte 3.....	204
Capítulo 5 CONCLUSIONES GENERALES.....	207
Capítulo 6 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	212

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Proceso de soldadura por arco sumergido.	48
Figura 2.2. Representación de un campo magnético.	52
Figura 2.3. Regla de la mano derecha [67].....	53
Figura 2.4. Onda electromagnética [65].	55
Figura 3.1. Proceso de soldaduras SAW, a) Preparación de bobinas para la unión del acero al carbono, b) Diagrama de la unión para el proceso SAW.	58
Figura 3.2. Arreglo de bobinas durante el proceso de soldadura con intensidades iguales de 4.3 mT.	59
Figura 3.3. Diagrama de distribución de análisis microestructural, dirección de la soldadura de izquierda a derecha.	60
Figura 3.4. Representación esquemática de los barridos de microdureza.	62
Figura 3.5. Geometría de la muestra para ensayo de tensión.	62
Figura 3.6. Celda de tres electrodos conectada a equipo potestostato/galvanostato.	63
Figura 4.1. Microestructura del acero A36; a) granos ferríticos y b) islas de perlita.	65

Figura 4.2. Micrografías por MEB y microanálisis puntuales por EDS en el MB.	66
Figura 4.3. Macrografías de la soldadura en acero estructural A36; a) zona ISCM, b) zona ICCM, c) zona MSCM, d) zona MCCM, e) zona FSCM, f) zona FCCM.	69
Figura 4.4. Microestructura del material base; a) MB de la junta SCM, b) MB de la junta CCM, c) MB de la junta SCM y d) MB de la junta CCM.	71
Figura 4.5. Microestructura de la ZPT; a) unión SCM, b) unión CCM, d) unión SCM y b) unión CCM.	72
Figura 4.6. Micrografías en la ZRG; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	73
Figura 4.7. Micrografías en la ZCG; a) unión SCM a 20x, b) unión CCM a 20x, c) unión SCM a 100x y d) unión CCM a 100x.	74
Figura 4.8. Micrografías en la LF; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	76
Figura 4.9. Micrografías en MS; a) unión SCM a 20x, b) unión CCM a 20x, c) unión SCM a 100x y d) unión CCM a 100x.	77
Figura 4.10. Micrografías obtenidas por MEB en material base, a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM a 7000x.	79
Figura 4.11. Micrografías obtenidas por MEB en zona de crecimiento de grano; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	80
Figura 4.12. Micrografías obtenidas por MEB en zona de metal de soldadura; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM, d) unión CCM, e) EDS punto 1 y f) EDS punto 2.	82
Figura 4.13. Micrografías obtenidas con la técnica EBSD de la ZCG; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM. Diagrama Euler; c) unión SCM y d) unión CCM.	85
Figura 4.14. Figura de polos inversa en ZAT (acero A36); a) unión SCM y b) unión CCM.	86
Figura 4.15. Mapas de desorientación con técnica EBSD de la ZCG; a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión SCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión SCM.	87
Figura 4.16. Promedio de desorientación por EBSD en la ZCG; a) GAM y b) KAM.	88
Figura 4.17. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) Euler unión SCM y d) Euler unión CCM.	89
Figura 4.18. Figura de polos inversa en LF (acero A36); a) unión SCM y b) unión CCM. .	90

Figura 4.19. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF; a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.	91
Figura 4.20. Promedio de desorientación por EBSD en LF; a) GAM y b) KAM.	92
Figura 4.21. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de MS; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) diagrama de Euler unión SCM y d) diagrama de Euler unión CCM.	93
Figura 4.22. Figura de polos inversa en MS (acero A36); a) unión SCM y b) unión CCM.	94
Figura 4.23. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS; a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.	95
Figura 4.24. Promedio de desorientación por EBSD en MS; a) GAM y b) KAM.	96
Figura 4.25. Perfil de microdureza; a) unión SCM y c) unión CCM.	97
Figura 4.26. Promedios de microdureza por zonas; a) junta soldada CCM y b) comparativa entre junta soldada CCM y SCM.	98
Figura 4.27. Representación de los datos de microdureza en un gráfico X-R; a) junta soldada CCM y b) junta soldada SCM.	99
Figura 4.28. Perfil de microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (Acero A36); a) unión SCM y b) unión CCM.	101
Figura 4.29. Perfil de promedios por zona en microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal; a) unión SCM, b) unión CCM, c) comparativa del perfil de porcentaje de ferrita y d) comparativa promedios de ferrita por zona.	102
Figura 4.30. Graficas esfuerzo vs deformación de las uniones SCM y CCM.	104
Figura 4.31. Fractografía en acero estructural A36, a-c) junta soldada SCM y b-f) junta soldada CCM.	106
Figura 4.32. Grafica de potencial de circuito abierto acero A36; a) sin campo magnético, b) con campo magnético, c) metal de soldadura y d) ZAT.	108
Figura 4.33. Curvas cíclicas de polarización en el acero A36; a) SCM, b) CCM, c) comparativa del MS y d) comparativa de la ZAT.	110
Figura 4.34. Microestructura del acero microaleado API X52; a) granos ferríticos y b) islas de perlita.	114
Figura 4.35. Microscopia electrónica de barrido en Material base API 5L X52.	115
Figura 4.36. Macrografías de la soldadura API 5L X52; a) zona ISCM, b) zona ICCM, c) zona MSCM, d) zona MCCM, e) zona FSCM y f) zona FCCM.	117

Figura 4.37. Microestructura del material base API 5L X52; a) MB de la junta SCM, b) MB de la junta CCM, c) MB de la junta SCM y d) MB de la junta CCM.	118
Figura 4.38. Micrografías en la ZPT de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM a 20x, b) unión CCM a 20x, c) unión SCM a 100x, d) unión CCM a 100x.	120
Figura 4.39. Micrografías en la ZRG de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	121
Figura 4.40. Micrografías en la ZCG de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM, d) unión CCM.	123
Figura 4.41. Micrografías en la LF de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	124
Figura 4.42. Micrografías en el MS de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	126
Figura 4.43. Micrografías por MEB en ZAT del acero API; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	128
Figura 4.44. EDS en ZAT de la junta soldada SCM.	129
Figura 4.45. Mapeo de elementos en ZAT; a) Mapa completo unión SCM, b) Mapa completo unión CCM, c) Mapeo de C en unión SCM, d) Mapeo de C en unión CCM, e) Mapeo de Mn en unión SCM, f) Mapeo de Mn en unión CCM y g) Mapeo de Si en unión SCM.	131
Figura 4.46. Microscopía electrónica de barrido en ZCG de la junta soldada CCM.	132
Figura 4.47. Micrografías por MEB en LF del acero API; a) unión SCM y b) unión CCM.	133
Figura 4.48. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la ZCG del API; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) Euler unión SCM y d) Euler unión CCM.	134
Figura 4.49. Figura de polos inversa en ZAT (acero API); a) unión SCM y b) unión CCM.	135
Figura 4.50. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la ZCG (acero API); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM. ...	136
Figura 4.51. Promedio de desorientación por EBSD en la ZCG (acero API), a) GAM y b) KAM.	137
Figura 4.52. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF del acero API; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) Euler unión SCM y d) Euler unión CCM.	138
Figura 4.53. Figura de polos inversa en LF (acero API); a) unión SCM y b) unión CCM.	139

Figura 4.54. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF (acero API); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión SCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión SCM.	140
Figura 4.55. Promedio de desorientación por EBSD en la LF (acero API); a) GAM y b) KAM.	141
Figura 4.56. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS del acero API; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) Euler unión SCM y d) Euler unión CCM.	142
Figura 4.57. Figura de polos inversa en MS (acero API); a) unión SCM y b) unión CCM.	143
Figura 4.58. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS (acero API); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión SCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión SCM.	144
Figura 4.59. Promedio de desorientación por EBSD en el MS (acero API); a) GAM y b) KAM.	145
Figura 4.60. Perfil de microdureza acero microaleado API X52, a) unión SCM y b) unión CCM.	146
Figura 4.61. Promedio de microdureza por zonas en acero microaleado API X52; a) unión CCM y b) Comparativa entre unión CCM y SCM.	147
Figura 4.62. Gráfico estadístico X-R; a) unión SCM y b) unión CCM.	149
Figura 4.63. Perfil de microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (API X52); a) unión SCM y b) unión CCM.	150
Figura 4.64. Perfiles de promedios por zona en microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (API X52); a) unión SCM, b) unión SCM, c) comparativa del perfil de porcentaje de ferrita y d) comparativa promedios de ferrita.	152
Figura 4.65. Curvas esfuerzo versus deformación de las juntas soldadas del acero API X52.	154
Figura 4.66. Fractografía en acero microaleado API X52, a-c) junta soldada SCM y d-f) junta soldada CCM.	155
Figura 4.67. Grafica de potencial de circuito abierto del acero API 5L X52; a) SCM, b) CCM, c) Comparativa de MS y d) Comparativa ZAT.	157
Figura 4.68. Curvas cíclicas de polarización en el acero API 5L X52; a) SCM, b) CCM, c) comparativa del MS y d) comparativa de la ZAT.	159
Figura 4.69. Microestructura del del acero 9840.	162

Figura 4.70. Microscopia electrónica de barrido en acero 9840, a-b) Metal como se recibió y c) EDS en punto.	163
Figura 4.71. Macrografías de las juntas soldadas del acero 9840; a) ISCM, b) ICCM, c) MSCM, d) MCCM, e) FSCM, f) FCCM.	165
Figura 4.72. Micrografía del material base acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	166
Figura 4.73. Micrografías en la ZRG de la junta soldada en el acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	168
Figura 4.74. Micrografías en la ZCG de la junta soldada en el acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	169
Figura 4.75. Micrografías en la LF de la junta soldada en el acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	170
Figura 4.76. Micrografías del MS de la junta soldada en el acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.	172
Figura 4.77. Micrografías por MEB en la ZRG; a) unión SCM, b) unión CCM, c) EDS en ZRG unión SCM y d) EDS en ZRG unión CCM.	173
Figura 4.78. Micrografía por MEB en ZCG; a) unión SCM, b) unión CCM, c) EDS en ZCG unión SCM y d) EDS en ZCG unión CCM.	175
Figura 4.79. Mapeo de elementos en ZCG; a-c) unión SCM y d-f) unión CCM.	176
Figura 4.80. Imágenes a detalle por MEB en línea de fusión; a) unión SCM, b) unión CCM, c) EDS en LF unión SCM y d) EDS en LF unión CCM.	178
Figura 4.81. Imágenes a detalle por MEB del MS; a) unión SCM, b) unión CCM, c) EDS en MS de unión SCM y d) EDS en MS de unión CCM.	179
Figura 4.82. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la ZCG (acero 9840); a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) diagrama de Euler unión SCM y d) diagrama de Euler unión CCM.	181
Figura 4.83. Figura de polos inversa en ZAT (acero 9840); a) unión SCM y b) unión CCM.	183
Figura 4.84. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la ZAT (acero 9840); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión SCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM. ...	184

Figura 4.85. Promedio de desorientación por EBSD en la ZAT (acero 9840), a) GAM, b) KAM.	185
Figura 4.86. Micrografías obtenidas con la técnica EBSD de la LF (acero 9840); a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) diagrama de Euler unión SCM y d) diagrama de Euler unión CCM.	186
Figura 4.87. Figura de polos inversa en LF (acero 9840), a) unión SCM, b) unión CCM.	187
Figura 4.88. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF (acero 9840); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.	188
Figura 4.89. Promedio de desorientación por EBSD en la LF (acero 9840); a) GAM y b) KAM.	189
Figura 4.90. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS (acero 9840); a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) diagrama de Euler unión SCM y d) diagrama de Euler unión CCM.	190
Figura 4.91. Figura de polos inversa en MS (acero 9840); a) unión SCM y b) unión CCM.	191
Figura 4.92. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS (acero 9840); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.	192
Figura 4.93. Promedio de desorientación por EBSD en MS (acero 9840); a) GAM y b) KAM.	193
Figura 4.94. Perfil de microdureza en acero 9840; a) unión SCM y b) unión CCM.	194
Figura 4.95. Promedios de microdureza por zonas en acero 9840; a) junta soldada CCM y b) comparación entre junta soldada CCM y SCM.	195
Figura 4.96. Perfil de microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (acero 9840); a) unión SCM y b) unión CCM.	196
Figura 4.97. Perfil de promedios por zona en microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (acero 9840); a) unión SCM, b) unión SCM, c) comparación en perfil de porcentaje de ferrita y d) comparación en promedios de ferrita por zona.	197
Figura 4.98. Curvas esfuerzo contra deformación unión CCM vs unión SCM para el acero 9840.	199
Figura 4.99. Fractografía en acero 9840; a-c) junta soldada SCM y d-f) junta soldada CCM...	200
Figura 4.100. Grafica de potencial de circuito abierto acero 9840; a) sin campo magnético, b) con campo magnético, c) MS y d) ZAT.	202

Figura 4.101. Curvas cíclicas de polarización en el acero 9840; a) SCM, b) CCM c) comparativa de MS y d) comparativa de ZAT. 204

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1. Porcentaje mínimo de elementos aleantes [44].	39
Tabla 3.1. Composición acero al carbono (% peso).	57
Tabla 3.2. Variables del proceso SAW.	59
Tabla 4.1. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en MB, (% peso aproximado).	67
Tabla 4.2. Mediciones en diferentes zonas de las soldaduras.	70
Tabla 4.3. Tamaños de grano en las juntas.	78
Tabla 4.4. Análisis por EDS en MS de la junta soldada SCM (% peso aproximado).	83
Tabla 4.5. Resultados prueba de tensión acero A36.	104
Tabla 4.6. Medición de las diferentes zonas de las juntas soldadas.	117
Tabla 4.7. Tamaños de grano en las juntas.	127
Tabla 4.8. Análisis por EDS en ZAT de la junta soldada SCM (% peso).	130
Tabla 4.9. Resultados de prueba de tensión de las soldaduras de acero microaleado API X52.	153
Tabla 4.10. Análisis por EDS en MB del acero 9840 (% peso).	164
Tabla 4.11. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en ZRG (% peso).	174
Tabla 4.12. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en ZCG (masa %).	175
Tabla 4.13. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en LF (% peso)	178
Tabla 4.14. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en MS (masa %).	180
Tabla 4.15. Resultados prueba de tensión acero 9840.	198

LISTA DE SIMBOLOS Y ABREVIATURAS

Φ_B^{neto}	Flujo neto del campo magnético
\vec{B}	Campo magnético
\vec{E}	Vector de campo eléctrico
$\vec{F_e}$	Fuerza eléctrica
\vec{m}	Momento magnético
q_0	Carga de prueba positiva
°C	Grados Centígrados
°K	Grados Kelvin
μm	Micrómetros
a	Aceleración
A	Ampers
a	Radio de la bobina.
Al	Aluminio
API	American Petroleum Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
C	Carbono
CA	Corriente Alterna
CC	Corriente Continua
CCM	Con Campo Magnético
CCP	Curvas Cíclicas de Polarización
CDPI	Corriente Directa Polaridad Invertida

CE	Contra Electrodo
Cl	Cloro
Cr	Cromo
E	Potencial
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDS	Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy
ER	Electrodo de Referencia
ERW	Electric Resistance Welding
ESC	Electrodo Saturado de Calomel
ET	Electrodos de Trabajo
Fe	Hierro
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
H	Intensidad de campo magnético
HSLA	High Strength, Low Alloy
HV	Hardness Vickers
I	Corriente
J	Joules
Kg	Kilogramos
λ	Longitud de onda
LBW	Laser Beam Welding
LF	Línea de Fusión
m	Masa

m	Metros
MB	Material Base
MEB	Microscopio Electrónico de Barrido.
MIG	Metal Inert Gas
mm	Milímetros
Mn	Molibdeno
Mo	Molibdeno
MO	Microscopia Óptica
MPa	Mega Pascales
MS	Metal de Soldadura
mT	Mili Teslas
mV	Milivolt
N	Número de espiras
Na	Sodio
Nb	Niobio
Ni	Níquel
O	Oxigeno
OCP	Open Circuit Potential
q	Carga arbitraria
Q	Cantidad de carga
S	Azufre
SAW	Sumerge Arc Welding
SCM	Sin Campo Magnético

Si	Silicio
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
t	Tiempo
T _m	Temperatura de fusión
V	Vanadio
V	Volts
z	Distancia de la bobina al punto de medición.
ZAT	Zona Afectada Térmicamente
ZCG	Zona de Crecimiento de Grano
ZPT	Zona Parcialmente Transformada
ZRG	Zona de Refinamiento de Grano
ε	Deformación
σ_{\max}	Esfuerzo Máximo
μ_0	Permeabilidad del vacío
EMILI	Electromagnetic interaction of low intensity.
ΔG_v	Fuerza motriz para la transformación de fases
GAM	Grain average misorientation.
KAM	Kernel average misorientation.

RESUMEN

En el presente proyecto de tesis se valoró el efecto microestructural, mecánico y electroquímico de los campos magnéticos aplicados en uniones de acero de bajo contenido de carbono A36, acero microaleado API 5L X52, y en el acero 9840 que presenta baja soldabilidad, con el propósito de obtener una estructura similar al material base (MB) en la zona afectada térmicamente (ZAT). Estos aceros fueron soldados por el proceso de arco sumergido con la aplicación simultanea de campos magnéticos mediante dos bobinas posicionadas con ángulo entre ellas al final de la junta en V. Este arreglo generó un gradiente en el campo magnético a lo largo de la junta, desde 4.3 hasta 0.02 mT. A pesar de que los aceros A36 y API X52 son de bajo contenido de carbono, los efectos de la aplicación del campo magnético durante el proceso de soldadura en la ZAT fueron diferentes entre ellos. Para el acero A36, la zona de crecimiento de grano (ZCG) de la unión soldada con campo magnético (CCM) exhibió granos austeníticos más pequeños que la unión soldada sin campo magnético (SCM). Por otro lado, en la ZCG de la junta soldada CCM del acero API X52, la austenita retenida quedó atrapada entre nuevos granos ferríticos y cementita diluida, los granos completamente ferríticos mostraron morfologías irregulares. En el caso del acero 9840, con un mayor contenido de C, se encontró en la ZCG de la junta soldada CCM que el atrapamiento de átomos en el proceso de difusión evitó la precipitación de bainita. Además, se observó que zonas ferríticas nuclearon en el interior de la austenita. El análisis por difracción de electrones retrodispersados (EBSD, por sus siglas en inglés) permitió relacionar el cambio de propiedades mecánicas con el efecto de la aplicación de campos magnéticos y la modificación de la orientación cristalográfica preferencial en las zonas analizadas. También, permitió observar la reducción de dislocaciones y esfuerzos residuales en los análisis del GAM y KAM, lo cual da lugar a incrementar esfuerzos máximos en los ensayos de tensión y homogenizar perfiles de microdureza de las juntas soldadas. En la junta soldada CCM del acero A36 y del acero 9840, el GAM disminuyó junto con el KAM. Sin embargo, en el acero API X52, el GAM y el KAM se incrementaron en la junta soldada CCM. El análisis por EBSD reveló que el tamaño de los granos en la ZCG varió para cada uno de los materiales. En el caso de los aceros A36 y 9840, el tamaño de los granos disminuyó en un 17% y 15.67%, respectivamente. En contraste, en el acero API X52 se incrementó en un 45.84%.

Los tres materiales analizados presentaron una orientación preferencial hacia el plano (001) en la ZCG de la junta soldada SCM. No obstante, al aplicar campos magnéticos se observaron variaciones en cada material. La junta soldada CCM del acero A36 presentó orientación hacia el

plano (101), mientras que en el acero API X52 la orientación se modificó al plano (001). Por último, la ZCG del acero 9840 CCM se orientó de manera preferencial hacia el plano (111), el cual es el plano preferencial de magnetización del níquel. En la junta soldada CCM del acero A36 y 9840, el GAM disminuyó en la ZCG un 55% y 10%, respectivamente, mientras que en el acero API X52 incrementó un 17%. De igual manera el KAM disminuyó en el acero A36 y 9840 por 1% y 26%, respectivamente, pero en el acero API X52 incrementó en un 4%. Dado que el proceso de unión es estandarizado en los tres materiales, estas diferencias se pueden atribuir a los elementos aleantes en el acero API X52, en específico el niobio, el cual es adicionado para estabilizar la ferrita y mejorar las propiedades mecánicas por medio del mecanismo de refinamiento de grano. Los aceros API X52 y A36 no mostraron una variación notable en los perfiles de microdureza en la ZAT, la reducción de microdureza más significativa se dio en el acero 9840, donde se obtuvo una reducción en la ZAT de 210 unidades Vickers. Esto se atribuye a la disminución del contenido de la bainita. Respecto a los ensayos de tensión, la falla fue inducida en la ZAT con hendiduras a ambos lados de la ZAT. Los resultados en el acero A36 presentaron un incremento del 12% en el esfuerzo máximo para las probetas CCM. En el acero API X52, se incrementó la ductilidad del acero en la ZCG en un 36% y la resistencia a la tracción en un 17.6% para la unión CCM. Sin embargo, el acero 9840 presentó un incremento en el esfuerzo máximo, con disminución en la ductilidad, presentando una fractura de tipo frágil.

En conclusión, al aplicar campos magnéticos durante el proceso de soldadura por arco sumergido (alto aporte térmico) el tamaño de grano en la ZCG del acero estructural A36 se redujo significativamente, sin embargo, no se logró una microestructura similar a la del MB. En el caso del acero microaleado API X52, la fragmentación de la austenita retenida permitió obtener zonas ferríticas con granos poligonales en la ZCG, este acero fue el que presentó una microestructura en la ZCG más similar a la del MB. Debido al alto contenido de carbono en el acero 9840, la microestructura obtenida en la ZAT con la aplicación de campos magnéticos presentó un cumulo de fases estables y metaestables, y aunque no se observó una estructura similar al MB, se logró disminuir significativamente la presencia de la bainita. De presente estudio se concluye que el contenido de carbono y elementos aleantes condicionan una respuesta diferente a la aplicación de campos magnéticos en el estado sólido durante el proceso de soldeo para controlar los cambios microestructurales en la ZAT, por lo cual, se requiere más trabajo para cada acero en particular.

Palabras claves: SAW, acero de bajo contenido de carbono, acero microaleado, campos magnéticos

ABSTRACT

The microstructural, mechanical and electrochemical effects of applying magnetic fields during welding joints of A36 low carbon steel, API 5L X52 microalloyed steel and low weldability 9840 steel were evaluated in this thesis aiming to obtain a grain structure similar to the base material (BM) in the heat affected zone (HAZ). The submerged arc welding (SAW) process was used with the simultaneous application of external magnetic fields by positioning two coils at an angle between them at the end of the single V groove joint. This experimental setup generated a gradient in the magnetic field along the length of the joint from 4.3 to 0.02 mT.

Although A36 and API X52 are low carbon steels, the effects of the application of magnetic fields during SAW on the HAZ were different between them. For A36, the grain growth zone (GGZ) with magnetic field (WMF) exhibited smaller austenitic grains in comparison with the welded joint without magnetic field (WOMF). Meanwhile, the GGZ of the weld WMF of the API X52 steel, retained austenite was found to be trapped between new ferritic grains and diluted cementite. Also, the fully ferritic grains presented irregular geometries. In the case of 9840 steel which contains a larger C content, it was found that in the GGZ of the welded joint, entrapment of atoms during the diffusion process prevented the precipitation of bainite. Besides, it was observed that ferritic zones nucleated inside austenite.

Analysis of the samples by electron backscatter diffraction EBSD enabled associating the change in mechanical properties with the effect of the application of magnetic fields and the modification of the preferential crystallographic orientation in the analyzed zones as well as identifying the reduction of dislocations and residual stresses with the grain average misorientation (GAM) and Kernel average analysis (KAM) data. These effects gave rise to increasing maximum stresses in tensile tests and homogenizing microhardness profiles of the welded joints. In GGZ of WMF welded joint of A36 and 9840 steels, the GAM and KAM decreased. In contrast, for the API X52 steel, GAM and KAM increased.

The EBSD analysis revealed that the grain size in the GGZ was different for each carbon steel studied. In the case of A36 and 9840 steels, the grain size decreased by 17% and 15.67%, respectively, however, API X52 steel showed a significant increase of 45.84%. The three materials analyzed showed preferential orientation towards the (001) plane in the GGZ of the welded joint WOMF. Nevertheless, when magnetic fields were applied, variations were observed depending on

the steel. The GGZ of the welded joint WMF of the A36 steel presented preferential orientation towards the (101) plane, while for the API X52 steel the orientation was rather to the (001) plane. Finally, the GGZ of the 9840 welded joint WMF was preferentially oriented towards the (111) plane, which is the preferential plane for nickel magnetization. For the welded joints WMF, the GAM decreased in the GGZ 55% and 10% for the A36 and 9840 steels, respectively, whereas for the API X52 steel an increase of 17% was observed. Similarly, the KAM decreased in A36 and 9840 steel by 1% and 26%, respectively, but in API X52 steel it increased 4%. Due to the fact that the joining process was standardized in the three distinct materials, these differences might be attributed to the alloying elements in API X52 steel, specifically niobium, which is added to stabilize ferrite and improve the mechanical properties by the grain refinement mechanism.

The A36 and API X52 steels did not show a notable variation in the microhardness profiles at the HAZ. The most significant microhardness reduction at the HAZ occurred for the 9840 steel, where a reduction of 210 Vickers units was observed. This effect is attributed to the decrease in the content of bainite. Regarding the tensile tests, failure was induced in the HAZ with notches on both sides of the specimens. An increment of 12% in the ultimate tensile strength (UTS) was observed for the A36 welded joints WMF. With respect to the API X52 steel, the ductility registered and increased in the GGZ by 36% and the UTS incremented 17.6% for the welded joint WMF. Lastly, the 9840 steel presented an increase in the UTS with a decrease in ductility, exhibiting brittle type of fracture.

In conclusion, applying magnetic fields during submerged arc welding (high heat input) led to a significant reduction in the grain size at the GGZ of the A36 structural steel, however, a microstructure similar to the one of the BM was not achieved. In the case of the API X52 microalloyed steel, the fragmentation of the retained austenite allowed obtaining ferritic zones with polygonal grains in the GGZ, this steel presented a microstructure in the GGZ more similar to that of the BM. Due to the high carbon content in the 9840 steel, the microstructure obtained in the HAZ with the application of magnetic fields exhibited an accumulation of stable and metastable phases and although it did not present a structure similar to the BM, the presence of bainite phase was significantly reduced. It is concluded from the present study that the content of carbon and alloying elements dictate a distinct response to the application of magnetic fields in solid state during the welding process to control microstructural changes at the HAZ and further work needs to be done for every particular steel.

Capítulo 1

1.1 INTRODUCCIÓN

Los aceros al carbono son aleaciones base hierro, que pueden estar divididas en bajo contenido de carbono ($<0.3\%$ C), medio carbono ($0.3-0.7\%$ C), y alto contenido de carbono ($0.7-1.7\%$ C).

Los aceros al carbono de baja aleación, presentan baja resistencia y excelente ductilidad, son muy usados en estructuras. Los aceros mayores a 0.3% C, muestran una ductilidad limitada, presentan problemas de fractura frágil particularmente en juntas soldadas. Por otro lado, los aceros de baja aleación con contenidos menores de 0.3% C, son desoxidados con aluminio o silicio, y se les adicionan elementos como molibdeno y niobio para restringir el crecimiento de grano, a la vez, propician el endurecimiento por precipitación confiriendo mayor resistencia al material. La densidad nominal es de $6920-9130 \text{ kg/m}^3$, el punto de fusión es de $1371-1532 \text{ }^\circ\text{C}$, el calor específico es $448-502 \text{ J/Kg}^\circ\text{K}$, la conductividad térmica es de $15 \text{ a } 52 \text{ W/m}^\circ\text{K}$ y el coeficiente de expansión térmica es de $11.7-17.3 \text{ } \mu\text{m/m}^\circ\text{C}$.

Los aceros de medio carbono responden al tratamiento térmico de temple para obtener la microestructura martensítica, son procesados con temperatura para cambios de espesor con buena resistencia, tratados a temperaturas cercanas a $723 \text{ }^\circ\text{C}$ producen carburos de hierro esferoidales, llamado tratamiento térmico de transformación parcial de la perlita. El módulo de elasticidad ronda entre $190-200 \text{ MPa}$, el límite de elasticidad entre $205-1725 \text{ MPa}$, el esfuerzo a la tensión va de $415 \text{ a } 1750 \text{ MPa}$, la deformación es de aproximadamente 65% en 50 mm , por último, la relación de Poisson va de $0.28 \text{ a } 0.33$.

Los aceros de alto carbono son endurecidos por templado por encima de 727°C , con una resistencia considerable, con una ductilidad suficiente para estructuras de muelles y herramientas de corte [1].

Los aceros de alta resistencia y baja aleación, son aceros de bajo contenido de carbono, con excelentes propiedades. Por ejemplo, los aceros API, son utilizados comúnmente en la extracción y transporte de hidrocarburos [2], en el mercado se comercializa desde tubería API 5L B hasta API 2H 50 [3]. En la fabricación de las tuberías para la conducción de hidrocarburos puede ser sin costura (mediante la colada continua); con costura, puede ser unido mediante el proceso de arco sumergido o por resistencia eléctrica a frecuencias de 100 kHz , estas uniones deben ser efectuadas con procedimientos y soldadores calificados de acuerdo a la norma API 1104 [2, 4].

Los aceros grado maquinaria generalmente son aceros de bajo o medio contenido de carbono, utilizados para la construcción o reparación de maquinaria en general, reparaciones, estructuras y el correcto funcionamiento de maquinarias.

Existen varios grupos o sub-familias dentro de los aceros grado maquinaria, designados así, en función a los elementos aleantes de mayor presencia en su composición química. Los principales grupos son:

- Aceros al carbono. Este grupo está compuesto por aceros de bajo y mediano contenido de carbono, son muy satisfactorios donde la resistencia y otros requisitos no son muy severos
- Aceros aleados. Los aceros grado maquinaria aleados brindan una mayor cantidad de beneficios entre ellos; aumentar la templabilidad, mejorar la resistencia a temperaturas bajas, mejorar las propiedades mecánicas, mejorar la tenacidad, aumentar la resistencia al desgaste y a la corrosión, entre otros.

Los aceros son los materiales más utilizados para elementos de maquinaria sobre los polímeros, cerámicos y compuestos, esto debido a su bajo costo, buenas características mecánicas y facilidad en su manufactura.

Sin embargo, para realizar un buen diseño de los elementos presentes en la maquinaria, es vital, el conocimiento de las propiedades del material y su proceso de fabricación [5].

Un acero grado maquinaria, de los más populares para la fabricación de partes sometidas a severos esfuerzos, es el acero 9840 o 36NiCrMo4, el cual, en estado de recocido puede ser sometido a endurecimiento por temple y revenido a valores de dureza alrededor de 50 HRC, posee excelente templabilidad, resistencia, ductilidad y tenacidad, además de mayor resistencia a la fatiga mecánica que el acero 4140. Se usa en partes sometidas a mucho esfuerzo, engranes, flechas, piñones, pernos de alta resistencia, partes de maquinaria, etc.

Sin embargo, es difícil de soldar, si se pre-calientan las partes, puede usarse cualquier método de soldadura [6]. Las piezas que son fabricadas con aceros de un porcentaje de carbono de aproximadamente 0.4% son utilizadas en entornos o ambientes donde se requiere una buena resistencia al desgaste. Sin embargo, cuando estos son soldados, se debe tener en cuenta el crecimiento excesivo del grano en la zona afectada térmicamente (ZAT) y la formación de

martensita no revenida, lo cual provoca zonas dúctiles y frágiles, propiciando la presencia de grietas en la ZAT.

La soldadura de arco sumergido (SAW, por sus siglas en inglés) es un proceso que une metales mediante el calor producido por un arco establecido entre un electrodo consumible y el metal base, este proceso es diferenciado de otros debido a que, el arco generado es invisible debido a que está sumergido en una capa de fundente granulado [7].

Según la clasificación actual, existen en la naturaleza cuatro fuerzas fundamentales; la fuerza nuclear fuerte, la fuerza nuclear débil, la fuerza electromagnética y gravitacional (en orden decreciente en intensidad). Las fuerzas electromagnéticas son responsables de la estructura de la materia y de casi la totalidad de los fenómenos físicos y químicos que intervienen en nuestra vida diaria. Las aplicaciones del electromagnetismo revolucionaron toda la tecnología. La industria de la iluminación, transportes, computación, entretenimiento, funcionan a base de la energía eléctrica. Las ondas electromagnéticas (radio, radar, televisión) son empleadas en todos nuestros sistemas de comunicación. En resumen, el electromagnetismo es una disciplina básica y fundamental tanto desde un punto de vista teórico como práctico [8]. El electromagnetismo es el estudio de los fenómenos eléctricos y magnéticos causados por cargas eléctricas en reposo o en movimiento [9]. La interacción electromagnética, es la interacción entre las partículas con carga eléctrica de largo alcance [10].

El presente proyecto se orientó a reducir el tamaño del grano en la zona de crecimiento de grano, en el acero de bajo contenido de carbono A36, el acero microaleado API 5L X52 y el acero 9840 con y sin la interacción de campos magnéticos durante el proceso de soldadura de arco sumergido. Para analizar el efecto de los campos magnéticos, se observó la microestructura del material en las diferentes zonas del cordón de soldadura por microscopía electrónica de barrido, microscopía óptica y difracción de electrones retro dispersados (EBSD, por sus siglas en inglés). A fin de determinar los efectos en las propiedades mecánicas, se generaron los perfiles de microdureza en la sección transversal de los cordones soldados, se midieron las propiedades mecánicas a la tensión y porcentaje de aparición de ferrita; por último, se determinaron los efectos en las propiedades electroquímicas con ensayos de potencial vs tiempo y curvas cíclicas de polarización (CCP).

1.2 JUSTIFICACIÓN

La unión de materiales metálicos mediante la aplicación de calor, genera uniones con zonas claramente identificadas, aledaña a la línea de fusión, se encuentra la ZAT, la cual sufre una transformación en estado sólido durante el proceso de enfriamiento, dentro de la ZAT se delimita la zona parcialmente transformada (ZPT), la zona de refinamiento de grano (ZRG), y zona de crecimiento de grano (ZCG). Todas estas áreas, son definidas en virtud de los cambios microestructurales características de cada una [11], esto es debido a la influencia del calor en el material base, no solo modifica su microestructura, si no también, las propiedades de las zonas mencionadas.

Estos cambios de propiedades, deben estar controlados para que la utilidad del material y de la junta soldada no se vean comprometidos. Sin embargo, existen múltiples variables tanto en el proceso de soldadura como en el medio que se desempeña la junta soldada, que pueden afectar de manera directa las uniones y generar nucleación de microgrietas, las cuales, conllevan a fallas inesperadas, disminuyendo propiedades mecánicas y electroquímicas.

Adicional a lo anterior, algunos aceros con altos contenidos de carbono, requieren precalentamiento de las placas a soldar o post calentamiento de la soldadura, o en algunos casos, se requieren ambos, a fin de controlar la estructura metalúrgica y propiedades mecánicas buscando reducir los efectos de la aplicación de calor en el proceso de unión [12]. Existen procesos de soldadura como el SAW, el cual es un proceso de alto aporte térmico con un fundente granular protegiendo el arco, por lo tanto, la afectación térmica en el material base es mayor que otros procesos por fusión.

Es preciso determinar los efectos de un proceso en diferentes materiales al adicionar perturbaciones externas como el flujo de un campo magnético; por ejemplo, los aceros estructurales que en la mayoría de sus aplicaciones son sometidos a procesos de unión, son aceros que en ambientes secos presentan un buen desempeño, sin embargo, la mínima presencia de humedad en una estructura puede provocar picaduras en la ZAT. Por otro lado, los aceros microaleados que se utilizan en ambientes marinos para la extracción y transporte de hidrocarburos, dada la salinidad del ambiente en que se desempeñan, presentan riesgos considerables de defectos por el cambio microestructural en la ZAT de los tubos. Otro acero que presenta problemas de corrosión y además de soldabilidad, es el acero 9840, un acero grado maquinaria que, por su alto contenido de carbono, es propenso a la generación de grietas posterior a ser soldado.

Debido a lo anterior, es necesario la realización de proyectos de investigación en los cuales se busque reducir el efecto en la microestructura de la ZAT debido a la aplicación de calor, mejorando sus propiedades mecánicas, electroquímicas y maximizando la vida útil de la junta soldada.

En el presente proyecto, se propone utilizar campos magnéticos en el proceso de soldadura por arco sumergido (SAW), a fin de buscar frenar el crecimiento de grano en la ZAT, durante el proceso de solidificación y enfriamiento; la inducción magnética se propone mediante bobinas eléctricas al final del cordón soldado. Todo lo anterior, en un acero estructural A36, un acero microaleado API X52 y un acero grado maquinaria 9840.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 OBJETIVO GENERAL

Restringir el crecimiento de grano en la ZCG, mediante la interacción electromagnética durante el proceso de soldadura con aplicación de campos magnéticos externo, en acero de bajo contenido de carbono, un acero microaleado y un acero grado maquinaria unidos por el proceso de soldadura de arco sumergido.

1.3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Determinar los parámetros de soldadura adecuados para el acero estructural A36, el acero microaleado API 5L X52 y el acero 9840, a fin de obtener soldaduras libres de defectos.
- Determinar la posición adecuada de las bobinas para maximizar el efecto de las líneas de flujo en la ZAT, para limitar el crecimiento de grano.
- Caracterizar la microestructura del material base (MB), metal de soldadura (MS) y las diferentes zonas de la ZAT mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido y valorar el efecto de soldar con interacción electroquímica.
- Determinar los efectos del campo magnético aplicado en la orientación preferencial de la ZCG para el acero estructural A36, el acero microaleado API 5L X52 y el acero 9840 mediante la técnica de electrones retrodispersados.
- Caracterizar el efecto de los campos magnéticos en la concentración de ferrita para cada una de las zonas de la sección transversal de las soldaduras.
- Caracterizar electroquímicamente las soldaduras de ambos metales mediante la técnica CCP y determinar el potencial de circuito abierto (OCP, por sus siglas en inglés) para cada una de las zonas en las soldaduras unidas con campo magnético y sin campo magnético.
- Evaluar el efecto de los campos magnéticos en las propiedades mecánicas de las soldaduras de los tres diferentes aceros ya mencionados.

1.4 HIPÓTESIS

Al realizar soldaduras con campos magnéticos de intensidad de 4.3 mT, con parámetros de soldadura idóneas, se obtendrán soldaduras sanas y con una reducción del ancho de la ZAT. Así mismo, se obtendrá una ZCG con granos de menor tamaño en la soldadura del acero microaleado API 5L X52 y el acero estructural A36. En el acero 9840 se espera la disminución de fases duras en la ZAT.

La aplicación del campo magnético en un proceso de soldadura tiene un gran efecto sobre la forma del arco, el desempeño de la transferencia, microestructura de la soldadura y mejora de las propiedades de la junta soldada, se considera un método auxiliar de soldadura viable [13, 14]. Existen diversas investigaciones donde los autores han encontrado como la aplicación de campos magnéticos no solo mejora propiedades mecánicas, sino también de resistencia a la corrosión [15] y disminución de porosidad [16].

Por lo cual haciendo un análisis sobre el comportamiento de la orientación de las líneas de flujo del campo magnético se puede controlar la microestructura y el tamaño de grano en la zona afectada térmicamente en la soldadura de aceros microaleados, ya que son materiales ferromagnéticos.

1.5 METAS CIENTIFICAS

- Limitar el crecimiento de grano en la ZCG, con las líneas de flujo del campo magnético.
- Obtener valores de microdureza similares a los del material base en la ZAT y obtener perfiles de microdureza homogéneos en la sección transversal de las soldaduras.
- Homologar el tamaño de grano en la ZAT de las juntas soldadas con campos magnéticos a fin de incrementar la resistencia mecánica de las soldaduras sin sacrificar la ductilidad del metal.

Capítulo 2

REVISIÓN

BIBLIOGRÁFICA.

2.1 Antecedentes.

Se dice que los campos magnéticos son generadores de defectos y de problemas para los soldadores, produciendo fluctuaciones en el arco, el cual es desviado por los campos magnéticos [17].

Sin embargo, diversos autores han reportado investigaciones sobre los efectos de los campos magnéticos en las uniones realizadas, los cuales han podido modificar las propiedades de las uniones con la aplicación de campos magnéticos durante el proceso de soldadura, tal es el caso de Tang. et al. [18], quienes investigaron sobre el efecto de los campos magnéticos de baja frecuencia en la reducción de las tensiones residuales para especímenes soldados y sin soldar. Los resultados experimentales mostraron que, mediante la aplicación de un campo magnético alterno de baja frecuencia, se reducen las tensiones residuales tanto en muestras rígidas restringidas como en muestras soldadas.

Posteriormente diversos investigadores han ido abordando el tema de campos magnéticos en la soldadura, buscando mejorar propiedades, algunos se han enfocado en calidad y penetración de la soldadura como Sharma et al. [19] quienes evaluaron la calidad obtenida y la resistencia a la tensión en diversos especímenes soldados con campos magnéticos transversales a la soldadura, llegando a la conclusión que la aplicación de campos magnéticos favorece la resistencia a la tensión. También, pudieron demostrar que la aplicación de campos magnéticos provoca un aumento en el ancho del cordón, sin embargo, la profundidad del mismo se ve comprometida. Otros autores llegaron a la misma conclusión, como Singh et al. [20] variando los campos magnéticos entre 0, 20,40, 60 y 80 Gauss. Estos autores han continuado investigando en la aplicación de campos magnéticos en las soldaduras para buscar los efectos generados en las propiedades mecánicas, como por ejemplo el artículo publicado en 2013 [21] donde analizan la resistencia a la tensión al variar los campos magnéticos aplicados durante el proceso, demostrando que las uniones fabricadas aumentaron su resistencia a la tensión si aumentaba la velocidad de soldadura o el campo magnético externo y esta propiedad mecánica disminuía si aumentaba el voltaje o la corriente. Así como estos, además han presentado más resultados, donde se manejan diversos rangos de campos magnéticos para evaluar su efecto en propiedades mecánicas [22, 23].

Diversos autores han enfocado sus estudios en los efectos microestructurales de los campos magnéticos en diversos metales, como Ohtsuka [24] quien analizó los efectos de los campos

magnéticos en las transformaciones de difusión en fase sólida/sólida, principalmente de austenita a ferrita, en aleaciones basadas en Fe. Por otro lado, Joo et al. [25] investigaron el cambio en el diagrama de fase de Fe-Fe₃C causado por un campo magnético externo alto, donde las energías libres magnéticas de Gibbs de las fases como austenita, ferrita y cementita se calculan sobre la base de la teoría del campo molecular. Así como ellos existen más investigaciones publicadas en las cuales se demuestran efectos en los metales debido a la aplicación de campos magnéticos, incluso no solo en aceros de bajo contenido de carbono, si no también aceros inoxidable [26, 27].

Las soldaduras presentan diversas zonas que se dividen por el aporte térmico, una de ellas es la zona afectada térmicamente, donde el tamaño de grano es incrementado por la afectación térmica. Este efecto puede tener inferencia en las propiedades mecánicas de la pieza soldada. En este contexto, se han realizado investigaciones donde se busca encontrar el efecto de los campos magnéticos en esta zona, gracias a estas investigaciones se ha podido ir comprobando y descartando hipótesis referentes a este tema.

García et al. [28, 29] reportaron el refinamiento del tamaño de grano ferrítico en la zona de fusión en una unión de acero inoxidable dúplex 2205 con campos magnéticos, de tal manera que se vio reflejado en un mejor balance de fases y el incremento en la resistencia mecánica a la tensión.

Hernández [30] reportó la unión disímil de acero inoxidable dúplex 2205 y el acero inoxidable austenítico 316L, soldado mediante el proceso GMAW con y sin la aplicación de un campo electromagnético externo. El autor encontró la reducción del tamaño de la ZAT de alta temperatura del acero inoxidable dúplex 2205 con campo magnético. También, reportó que debido a la agitación electromagnética se reduce la zona parcialmente fundida mezclándola dentro de la zona de fusión, mejorando su resistencia a la fatiga.

Curiel et al. [31] trabajaron de igual forma con un acero inoxidable 304, reportando que la soldadura con campo magnético modificó la distribución de Cr en los límites de granos y restableció las zonas agotadas de Cr, al reportar pruebas de corrosión muestra la disminución en el grado de sensibilización para los cupones expuestos a campos electromagnéticos [32].

Así como estas investigaciones, existen diversos trabajos donde se analiza el efecto de los campos magnéticos en aceros ferromagnéticos, en las cuales se han podido analizar diversas condiciones que pueden o no, favorecer a los metales con la aplicación de campos magnéticos. Se han reportado

desde un arreglo de bobinas donde la dirección del campo magnético provoca una interferencia destructiva entre las ondas, hasta trabajos donde se observa la reducción de la amplitud en la ZAT [33-36].

2.2 Aceros al carbono

Los metales y sus aleaciones incluyendo acero, aluminio, magnesio, zinc, hierro fundido, titanio, cobre y níquel, generalmente son buenos conductores de electricidad y calor; con una resistencia relativamente alta, en rigidez, ductilidad e impacto. Al combinar los metales se producen aleaciones que proporcionan mejoría en diversas propiedades. Las aleaciones ferrosas son los aceros más sencillos y utilizados en la industria, se dividen en: fundiciones para aleaciones con contenido de carbono mayor al 2.1% y en aceros, los cuales se encuentran por debajo del 2 % en contenido de carbono [37].

Los aceros al carbono, son muy útiles para aplicaciones estructurales o de carga, siendo destinados para cubrir las necesidades generales de la ingeniería en la construcción de edificios, estructuras, puertas, minas, industria naval, automoción, calderas y componentes de ferrocarriles. Si contienen otros elementos deja de ser aleación binaria sencilla y se denominan aceros aleados, dentro de estos aceros aleados se puede encontrar elementos como níquel, cromo, manganeso, molibdeno y vanadio entre otros [38].

2.3 Clasificación de los aceros.

Existen varios aceros, que tienen distintas composiciones y/o tratamientos térmicos. Sus propiedades dependen del contenido de carbono, su clasificación varía según su contenido de carbono, existiendo subsecuentemente subgrupos de acuerdo a la concentración de otros elementos.

2.3.1 Baja aleación

Bajo en carbono.

Este tipo de acero contiene menos del 0.25% de carbono, no forma martensita por tratamiento térmico y es endurecido por deformación (endurecido en frío). Los componentes principales de su

microestructura son ferrita y perlita. Estos aceros son relativamente blandos y poco resistentes, pero muy dúctiles y tenaces. Además, son de fácil mecanizado, soldables y baratos. Estos aceros rondan en los 275 MPa de límite elástico: entre 415 y 550 MPa para la resistencia a la tensión y una ductilidad del 25% aproximadamente.

Dentro de los aceros de bajo contenido de carbono, se encuentra un subgrupo llamado alta resistencia-baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés), que contiene elementos de aleación como cobre, níquel, vanadio y molibdeno, las cuales suman el 10% en peso aproximadamente, los aceros HSLA poseen mayor resistencia mecánica que los aceros bajos en carbono. Estos pueden aumentar su resistencia por tratamiento térmico, excediendo 480 MPa en el límite elástico, así mismo, presentan buena ductilidad y son más resistentes a la corrosión.

Medio Carbono.

Estos aceros tienen porcentajes de carbono entre 0.3% y 0.7%, siendo tratados por tratamientos térmicos como austenitización, temple y revenido para mejorar sus propiedades mecánicas. Son aceros de baja templabilidad y normalmente se les adiciona cromo, níquel y molibdeno para mejorar su capacidad de ser tratados térmicamente, generando con esto, gran variedad de combinaciones resistencia-ductilidad. Los aceros de medio carbono son más resistentes que los aceros bajo carbono, pero menos dúctiles y tenaces

Alto Carbono.

Estos aceros normalmente contienen entre 0.7 % y 1.4 % de carbono, siendo así más duros y resistentes, pero a la vez menos dúctiles. Son muy resistentes al desgaste y capaces de adquirir la forma de herramienta de corte siempre y cuando se les aplique un templado y revenido.

2.3.2 Alta aleación

Herramientas

Estos aceros comparten clasificación con los aceros de alto carbono, son herramientas y matrices que se fabrican adicionando aleantes como cromo, vanadio, tungsteno y molibdeno, al combinar estos aleantes con el carbono presente, se forman carburos muy duros y resistentes al desgaste: por ejemplo, $Cr_{23}C_6$, V_4C_3 y WC. Estos aceros de alto carbono y alta aleación son muy utilizados en herramientas y matrices como cuchillos, navajas, hojas de sierra, muelles e hilos de alta resistencia.

Inoxidables.

En los aceros inoxidables, el cromo es el principal elemento de aleación, en una concentración mínima del 11%. La resistencia a la corrosión mejora si se añade elementos como níquel y molibdeno. Dentro de los aceros inoxidables se derivan tres subgrupos, estos se definen según su microestructura: martensítica, ferrítica y austenítica. La amplia gama de propiedades mecánicas y su resistencia a la corrosión provocan que estos aceros sean muy versátiles [39, 40].

2.4 Estructura cristalina

Al solidificar un metal a partir de la fundición, los átomos se ordenan por sí solos en diversas configuraciones, a las cuales se les denominan cristales, estos arreglos forman estructuras cristalinas. La configuración más pequeña de átomos dentro de la estructura de red, característica de los metales, se le conoce como celda unitaria. Los tres arreglos básicos de los metales son:

1. Estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC): hierro alfa, cromo, molibdeno, tantalio, tungsteno y vanadio.
2. Estructura cúbica centrada en las caras (FCC): hierro gamma, aluminio, cobre, níquel, plomo, plata, oro y platino.
3. Estructura hexagonal compacta (HCP): berilio, cadmio, cobalto, magnesio, titanio alfa, zinc y zirconio.

Cada aleante tiene su arreglo, según la energía requerida para este; sin embargo, existen metales capaces de formar diferentes estructuras, a esta capacidad se le llama alotropismo o polimorfismo, esta propiedad es muy importante en la aplicación de tratamientos térmicos y soldaduras.

La resistencia real de los metales disminuye de una o dos órdenes de magnitud que los niveles calculados; esto es debido a las imperfecciones y defectos en la estructura cristalina. los metales contienen gran cantidad de defectos, los cuales se clasifican en: defectos puntuales, lineales, imperfecciones planares e imperfecciones volumétricas.

2.4.1 Tamaño de grano

Los metales constan de muchos cristales orientados al azar, debido a esto, la microestructura es policristalina. Al momento de la solidificación, los cristales comienzan a formarse de forma independiente unos de otros, con orientación al azar y sin relación entre ellos dentro del líquido. Posteriormente se unen para formar la microestructura o granos.

Si la velocidad de nucleación es alta, el tamaño de los granos será pequeño, con mayor cantidad de granos por unidad de volumen, mientras que, para velocidades de enfriamiento bajas, el tamaño de grano es grande, conteniendo menor cantidad de granos por unidad de volumen [41, 42].

El tamaño de grano influye de modo significativo en las propiedades mecánicas del metal. A temperaturas ambiente, el grano grande es asociado con resistencia, dureza y ductilidad baja, al igual que en la apariencia provocan texturas rugosas después de la laminación. Estos se miden contando el número de granos en un área dada o el número de granos que cruzan la longitud de una línea dibujada al azar sobre una fotografía del microscopio óptico. Otra forma de medir el tamaño de grano es mediante el estándar ASTM E112, se consideran granos finos tamaños entre 5 y 6, mientras que un tamaño de grano 7 es aceptable para diversas aplicaciones industriales [43].

Por otro lado, los límites de grano tienen también una influencia importante sobre la resistencia y ductilidad del metal, su interferencia en el movimiento de dislocaciones influye directamente en el endurecimiento por deformación. Los límites de grano son más reactivos que el propio grano, esto es debido a que los átomos que se encuentran en esta zona están empaquetados de manera menos eficaz y están más desordenados, por ende, tienen menor energía y pueden ser desplazados más fácilmente.

El trabajar los metales en ciertas condiciones se puede producir deformaciones plásticas que modifican la geometría de los granos, provocando un comportamiento anisotrópico, esto se puede hacer intencionalmente según las condiciones de uso del metal. Sin embargo, en otros casos, estas condiciones afectan las propiedades mecánicas y físicas del componente. Estos efectos se revierten calentando el metal a un rango de temperatura por un cierto tiempo mediante el tratamiento de recocido. El tratamiento de recocido tiene dos etapas principales:

1. **Recuperación.** Esto ocurre debajo de la temperatura de recristalización, aquí se relevan los esfuerzos en las regiones con deformación. Posteriormente se da la poligonización, en la cual se

comienzan a formar subgranos, sin embargo, esto no provoca un cambio significativo en propiedades mecánicas como la dureza y resistencia.

2. **Recristalización.** Este fenómeno varía entre 0.3 y 0.5 T_m (T_m = Temperatura de fusión), en este proceso, se forman granos equiaxiales y libres de esfuerzos en aproximadamente una hora. Gracias a esto, se puede disminuir la densidad de dislocaciones, la resistencia y eleva la ductilidad

2.5 Efecto de elementos aleantes.

Cuando se añade al hierro ciertos elementos, con la finalidad de mejorar sus propiedades mecánicas, el acero resultante se denomina, acero aleado, con la finalidad de aprovechar al máximo sus beneficios en la fabricación de los aceros aleados, se aplican tratamientos térmicos como temple y revenido. Las principales ventajas de adicionar elementos en un acero son:

Modificar temperaturas críticas. Esto con la finalidad de obtener propiedades más uniformes en largas secciones de espesores delgados, aplicando un temple con la distorsión mínima.

Formación de compuestos químicos. Al estar estos compuestos químicos distribuidos de forma uniforme, generan mejores propiedades como, por ejemplo, mejor dureza, resistencia a la corrosión o al calor, ductilidad, etc. La Tabla 2.1 muestra los elementos más comunes en las aleaciones y su mínima cantidad requerida, para que el efecto sea apreciado [44].

Tabla 2.1. Porcentaje mínimo de elementos aleantes [44].

Elemento	%
Manganeso	1.00
Silicio	0,30
Níquel	0.50
Cromo	0,50
Molibdeno	0.25
Tungsteno	1.00
Vanadio	0,10
Aluminio	0.50

Aluminio. El aluminio actúa como desoxidante, cuando el acero está en fundición, facilita el escape de los gases si se añade hasta 0.05% a la fundición, sin embargo, el exceso de este aleante tiende a provocar la formación de grafito. En aceros con manganeso, el aluminio mejora la resistencia mecánica y permite el refinamiento de grano [45].

Cromo. El cromo forma un carburo muy estable, al proporcionar una buena dureza se logra un templado con profundidad considerable, al adicionar Cr se logra obtener aleaciones más duras y resistentes, para aceros de aplicación general. La principal desventaja de este elemento aleante, es que, en ciertos tratamientos térmicos, puede provocar que el acero se haga quebradizo.

Manganeso. El manganeso ayuda a obtener una microestructura de grano fino, en una concentración de hasta 2% actúa como desoxidante en la fundición y como desulfurizante eliminando el oxígeno y el azufre. Al agregar entre un 10 y 12% de este elemento, se logra obtener una estructura austenítica amorfa con gran resistencia al desgaste. Sin embargo, para aceros de alto contenido en manganeso, se torna difícil su maquinado dado que presenta un efecto endurecedor [46].

Molibdeno. El molibdeno es casi tan endurecedor como el carbono, al estar presente en la aleación de un acero, permite un control eficaz del tratamiento térmico, sin embargo, este elemento es de alto costo y su calidad es variable debido a que se volatiliza de la superficie durante el laminado y presenta una gran tendencia a fragilizarse.

Níquel. El níquel brinda a la aleación la formación de una estructura cristalina de grano fino, si se añade hasta un 4% de este elemento en la aleación, se puede aumentar la resistencia con una ligera pérdida de ductilidad, de igual forma, hace que el templado a mayores profundidades en el acero al carbono sea eficaz. La desventaja de este elemento aleante en una aleación es que, se forma una costura durante el laminado, obteniendo una zona rugosa.

Silicio. El silicio actúa como desoxidante, embasteciendo el grano cristalino, si se añade hasta un 1.75% en silicio a una aleación se puede aumentar el límite de elasticidad con ligera pérdida de ductilidad. Sin embargo, el acero al silicio-manganeso para ambientes salinos pierde tenacidad.

Tungsteno. El tungsteno ayuda a formar carburos verdaderamente estables con una estructura cristalina de grano fino, Su efecto sobre el tratamiento de templado no es tan efectivo como el cromo, por otro lado, aumenta su resistencia sacrificando un poco su fragilidad. El tungsteno en

elementos aleados, permite tener un excelente control de los tratamientos térmicos. La principal desventaja de elementos con este aleante es la fragilidad del acero aleado con tungsteno.

Vanadio. El vanadio actúa como elemento desoxidante, brindando a la aleación una microestructura de grano fino, al mismo tiempo, actúa como endurecedor, proporcionando un límite de elasticidad y una resistencia a la tracción elevada. Al agregar un 0.05% de vanadio, se obtiene una pieza de fundición sin defectos, uniforme y de grano fino. Sin embargo, las aleaciones de este elemento son muy costosas [47].

2.6 Soldabilidad y metalurgia de la soldadura.

La soldadura es el procedimiento en el cual, dos o más partes son unidas, esto se hace con ayuda de una fuente de calor o de presión localizada, en este proceso se puede utilizar o no, un material de aporte.

Existen diferentes tipos de uniones, las más comunes son:

- Junta a tope. Las piezas a unir están colocadas de frente en el mismo plano.
- Junta en T. Es la junta en T, el borde de una pieza se coloca en una cara de la otra pieza de manera perpendicular.
- Junta a traslape. Los extremos a unir se posicionan uno cubriendo al otro de forma paralela.
- Junta de esquina. Los bordes de las piezas se posicionan en Angulo de 90°.

Las dimensiones geométricas a considerar en una junta de soldadura son:

- Ángulo de bisel. Es el ángulo que se forma entre un borde de la pieza y una línea de referencia.
- Altura del bisel. Es la distancia entre la cara superior del material base y la arista donde comienza el ángulo de bisel.
- Altura de la raíz. Es la distancia entre la cara inferior del material base y la arista donde comienza el ángulo de bisel.
- Separación de la raíz. Es la separación entre un borde y otro [48].

2.6.1 Clasificación de los procesos de soldadura.

Los procesos de soldadura se dividen en tres principales ramas: Soldadura con calor y presión, soldadura por presión y soldadura por fusión. Dentro de los procesos de soldadura por fusión, se encuentran los procesos por fusión, soldadura por termita, soldadura con llama y soldadura por arco eléctrico.

En el proceso de soldadura por arco eléctrico se produce un arco entre electrodo, el material base y/u otro electrodo, para fundir de manera localizada. Se puede trabajar con corriente alterna o directa. La opción de precalentar la pieza, la cantidad de calor que se aplica al material base y el proceso que se aplique, determinan la velocidad de enfriamiento en el metal de soldadura y en la ZAT.

2.6.2 Soldabilidad.

La soldabilidad es la capacidad de una sustancia metálica de formar bordes de adherencia fuertes mientras se le aplica presión o durante la solidificación a partir del estado líquido [40]. Diversos aleantes son controlados durante la fabricación de los aceros al carbono a fin de obtener una buena soldabilidad, algunos microaleados que favorecen la soldabilidad son el titanio, vanadio y niobio [49]. Los aceros de bajo contenido de carbono, presentan buena soldabilidad.

La capacidad de un acero para ser soldado está dada por el porcentaje de carbón equivalente (Cev), este indicador se determina mediante la ecuación 2.1:

$$Cev = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad \text{Ecuación 2.1}$$

La aparición de grietas en un proceso de unión esta influenciado por la cantidad de diversos elementos presentes en el Ecuación 2.1, El porcentaje de Cev es una medida de la dureza en un acero, entre mayor sea el Cev, más susceptible es el acero a grietas o fallas. La soldabilidad de un acero se clasifica en tres partes según el porcentaje de Cev [50]:

Buena soldabilidad. Cev debajo de 0.4%.

Soldabilidad limitada. Cev entre 0.4-0.5%.

Baja soldabilidad. Cev arriba de 0.5%.

2.6.3 Aceros de bajo contenido de carbono.

Según la clasificación anterior, los aceros de bajo contenido de carbono, presentan una buena soldabilidad, de esta forma, todos los procesos de soldadura comunes pueden ser utilizados, como SMAW, GTAW, GMAW, FCAW y SAW [51]. Se obtienen soldaduras de alta calidad. Si se une un acero de bajo contenido de carbono con oxiacetileno, se recomienda el uso de flama neutral, a fin de obtener una zona de fusión dúctil. Al utilizar un proceso de soldadura con arco metálico protegido, la elección del electrodo asegura una resistencia alta y un metal de soldadura dúctil.

2.7 Propiedades eléctricas y magnéticas.

2.7.1 Conductividad eléctrica

Se les llama conductores a los materiales que permiten el ingreso de corriente eléctrica a través de su matriz, los metales son considerados conductores, sin embargo, también existen materiales que presentan resistencia a la corriente eléctrica, a estos se les conoce como dieléctricos o aislantes [40].

2.7.2 Ferromagnetismo

Es la capacidad de permitir la alta permeabilidad y magnetización permanente, esto es debido a que los átomos de hierro, níquel y cobalto se alinean en dominios, esta propiedad es importante para aplicaciones como motores, generadores y transformadores eléctricos.

2.7.3 Magnetostricción.

Es una propiedad vinculada principalmente a materiales como níquel o aleaciones de hierro-níquel, las cuales permiten la expansión y contracción del material al ser sometido a un campo magnético.

2.8 Propiedades electroquímicas.

2.8.1 Resistencia a la corrosión

La corrosión es el deterioro de un material debido a la interacción con el medio ambiente, es el proceso por el cual los átomos metálicos abandonan el metal o forman compuestos en presencia de agua, gases, y algunos ácidos en solución [52, 53].

La resistencia a la corrosión depende de la composición del material y del medio ambiente en particular. Los medios corrosivos pueden ser productos químicos (ácidos, álcalis y sales), el entorno (oxígeno, humedad, contaminación y lluvia ácida) y el agua (dulce o salada). En general, los metales no ferrosos, los aceros inoxidable y los materiales no metálicos tienen una alta resistencia a la corrosión, mientras que los aceros y los hierros fundidos suelen tener una resistencia pobre y deben protegerse mediante diversos recubrimientos y tratamientos superficiales.

Los aceros de alta resistencia y baja aleación, presentan mejor desempeño al verse sometidos a ambientes agresivos, en comparación con los aceros al carbono de bajo contenido de carbono convencionales [54].

2.8.2 Tipos de corrosión

Uniforme. Ocurre con igual intensidad en toda la superficie expuesta y produce depósitos o herrumbre, si se observa a nivel microscopio, las reacciones de oxidación y reducción se presentan al azar sobre la superficie metálica.

Galvánica. Este proceso de corrosión ocurre al unir dos metales o aleaciones con distintas composiciones, siendo expuestos a un electrolito. El metal que es menos noble o más activo (ánodo) experimenta el proceso de corrosión, mientras que el menos activo o inerte (cátodo), queda cubierto.

Intergranular. Ocurre en su mayoría en los límites de grano de algunas aleaciones específicas, como consecuencia, la muestra se desintegra en los límites de grano [39].

Hendidura. La corrosión por hendidura se genera en piezas que muestran ciertas fisuras donde se permite el alojamiento de una solución, por lo cual el proceso de corrosión en esta zona no es homogéneo con el resto de la superficie.

2.9 Soldadura por arco eléctrico con material de aporte y protección de gas (GMAW).

El proceso de soldadura por arco metálico y protección gaseosa (GMAW, por sus siglas en inglés) también conocido como soldadura (MIG, por sus siglas en inglés), se caracteriza por un electrodo sólido de alambre, el cual es alimentado en forma continua a través de la antorcha de soldadura. Un arco es creado entre el alambre metálico y la pieza de trabajo para calentar y fundir el metal base y los metales de aporte, una vez fundido, el alambre se deposita en la junta soldada que se protege mediante un gas de procedencia externa [55].

Una característica importante en el proceso GMAW es que toda la protección para la soldadura es provista por una atmósfera de gas protector que también es suministrado a través de la antorcha de soldadura desde alguna fuente externa. Los gases usados incluyen los del tipo inerte y los activos. Para algunas aplicaciones se usan gases inertes tales como el argón y el helio. Puede usarse uno sólo, en combinación con el otro, o mezclado con otros gases reactivos como el oxígeno o el dióxido de carbono. Muchas aplicaciones de la soldadura por arco metálico y protección gaseosa solo son usadas con protección de dióxido de carbono, por su costo relativamente bajo con respecto a los gases inertes [56].

El proceso GMAW tiene ventajas respecto al procedimiento de electrodo revestido. Entre ellas cabe destacar la mayor productividad que se obtiene, debido a que se eliminan los tiempos muertos empleados en reponer los electrodos consumidos. Se estima que, para el procedimiento de electrodo revestido, sólo el 65% del material sea depositado en el baño ya que el resto son pérdidas, una de ellas se debe al desecho de la última parte del electrodo al reponerlo por otro, así como también para el proceso de inicio o arranque del arco. Sin embargo, el empleo de hilos continuos en forma de bobinas como material de aporte para el procedimiento GMAW aumenta el porcentaje de eficiencia entre el 80-90% tanto del tipo sólidos como con electrodos tubulares. Además, al disminuir el número de paradas se reduce las veces del corte y posterior inicio o arranque del arco, disminuyendo la repetitividad en la aparición de discontinuidades como cráteres [57-59]. Este proceso de soldadura puede ser automático o manual; en el caso del proceso manual puede

convertirse en semiautomático. Ya que una vez que el operador ha hecho los ajustes iniciales, el equipo puede regular automáticamente las características eléctricas del arco. Por todo esto, los únicos controles manuales que el operador requiere para la operación semiautomática son la velocidad y dirección del desplazamiento, así como también el posicionamiento de la pistola. Los componentes básicos del equipo son la unidad de antorcha de soldadora y cables, la unidad de alimentación del electrodo, la fuente de potencia y la fuente de gas protector. La antorcha guía el electrodo consumible y conduce la corriente eléctrica y el gas protector al trabajo, de modo que proporciona la energía para establecer y mantener el arco y fundir el electrodo, además de la protección necesaria contra la atmósfera del entorno. Para esto, se emplean dos combinaciones de unidad de alimentación, de electrodo y fuente de potencia, para lograr la autorregulación de la longitud del arco que se desea. Generalmente, esta regulación se efectúa con una fuente de potencia de voltaje (potencial) constante (que por lo regular tiene una curva voltaje-amperaje prácticamente plana) en conjunción con una unidad de alimentación de electrodo de velocidad constante. Como alternativa, una fuente de potencia de corriente constante proporciona una curva voltaje-amperaje de caída, y la unidad de alimentación del electrodo se controla por medio del voltaje del arco.

Con la combinación de potencial constante/alimentación de alambre constante, los cambios en la posición del soplete originan un cambio en la corriente de soldadura que coincide exactamente con el cambio en la extensión del electrodo, de modo que la longitud del arco no se modifica. Por ejemplo, si se aumenta la extensión del electrodo al retirar la antorcha, la salida de corriente de la fuente de potencia se reduce, con lo que se mantiene el mismo calentamiento por resistencia del electrodo [56, 60].

2.10 Soldadura por arco sumergido (SAW).

La Soldadura SAW calienta los metales utilizando un arco eléctrico entre un electrodo descubierto y el material base, debajo de un compuesto de material fundente granular formado por cal, sílice, óxido de manganeso, fluoruro de calcio y otros compuestos. Este proceso utiliza un electrodo de alambre macizo continuo protegido por el fundente como se muestra en la Figura 2.1. El fundente estabiliza el arco durante la soldadura, protegiendo el baño de fusión de la atmósfera, evita salpicaduras y chispas y suprime tanto la intensa radiación ultravioleta. Este fundente actúa como

aislante térmico, facilitando la penetración profunda del calor en la pieza de trabajo, también cubre y protege la soldadura durante el enfriamiento y puede afectar la composición de la soldadura y sus propiedades. El fundente no utilizado se puede recuperar (usando un tubo de recuperación), tratar y reutilizar.

El electrodo consumible es un rollo de alambre redondo desnudo de 1.5 mm a 10 mm de diámetro 1/16 a 3/8 de pulgada; se alimenta en forma automática por un tubo (pistola de soldar). Por lo común, las corrientes eléctricas son de 300 a 2000 A. Las fuentes de poder se conectan a líneas monofásicas o trifásicas estándar con tensiones de hasta 440 V. La SAW generalmente es automatizada, pero también existen sistemas semi automatizados. La corriente puede ser CA o CC para los sistemas automatizados y los electrodos pueden ser monofilares o tener múltiples alambres sólidos o tubulares o tiras. La soldadura solamente puede realizarse en una posición plana u horizontal debido al uso del fundente granular y la fluidez de la soldadura fundida. Se pueden hacer soldaduras circulares en tubos y cilindros, siempre que éstos se hagan girar durante el proceso. Se pueden alcanzar altas tasas de deposición y pueden soldarse materiales muy gruesos y delgados con este proceso.

La calidad de la soldadura es muy alta, con buena tenacidad, ductilidad y uniformidad de propiedades. El proceso SAW permite una productividad muy elevada en la soldadura, porque deposita de cuatro a 10 veces la cantidad de metal de aporte por hora, en comparación con el proceso SMAW. Entre las aplicaciones características se incluyen la soldadura de placas gruesas para barcos y recipientes a presión [43].

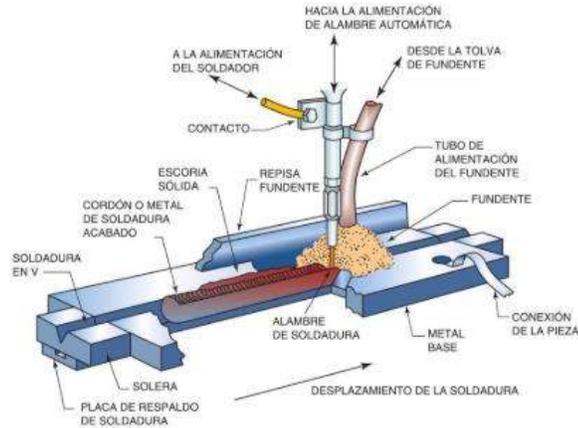


Figura 2.1. Proceso de soldadura por arco sumergido.

Este proceso se puede realizar de forma manual o mecánica. En la forma manual, el soldador mueve la pistola a una velocidad constante a lo largo de una junta. En la forma mecánica, puede darse moviendo la pistola a lo largo de la junta o moviendo la pieza por una pistola fija como se muestra en la Figura 2.1. El metal de aportación se suministra en carretes, espirales o tambores grandes, aportándolo a una velocidad constante. Al presentar un potencial constante la corriente de arco funde el alambre a una velocidad constante.

2.11 Electricidad.

Después de diversos y sencillos experimentos, Benjamín Franklin descubrió dos tipos de cargas eléctricas, nombrándolas cargas positivas y cargas negativas, siendo los electrones quienes tienen la carga negativa y los protones quienes tienen la carga positiva. Concluyendo que dos cargas de un mismo signo se repelen y cargas de signo opuesto se atraen, también encontró que la carga eléctrica en un sistema aislado se conserva. Cuando un objeto está electrificado, se debe a una transferencia de carga de uno de ellos hacia el otro. Los materiales que se definen como conductores eléctricos, se miden según la facilidad en que algunos electrones no están unidos al átomo y pueden moverse con libertad a través del material, por consiguiente, se llaman aislantes eléctricos, a los materiales en los que el movimiento libre de electrones no es posible debido a que todos están unidos a un átomo. En una tercera clasificación, están los semiconductores, los cuales presentan propiedades eléctricas intermedias entre los conductores y aislantes.

Para crear una corriente eléctrica en un alambre de cobre, se necesita una carga positiva en un extremo y una carga negativa en el otro extremo, la teoría convencional dice que la corriente fluye de una carga positiva a una negativa y la teoría del electrón dice que la corriente fluye de la carga negativa a la positiva. Las corrientes eléctricas se deben al movimiento de portadores de carga. La corriente eléctrica en un hilo es la medida de la cantidad de carga que pasa a través de un punto del hilo por unidad de tiempo, esto se muestra en la ecuación 2.2.

$$I = \frac{Q}{t} \quad (2.2)$$

Michael Faraday desarrollo el concepto de campo en el contexto de fuerzas eléctricas, se conoce que existe un campo eléctrico en el espacio vecino del objeto que se encuentra cargado eléctricamente (carga fuente), el vector de campo eléctrico \vec{E} es un punto en el espacio mencionado, que se desglosa en la siguiente ecuación (2.3):

$$\vec{E} = \frac{\vec{F}_e}{q_0} \quad (2.3)$$

Donde \vec{F}_e es la fuerza eléctrica que actúa sobre una carga de prueba positiva q_0 . Sin embargo, al colocar una carga arbitraria q en un campo eléctrico \vec{E} , este experimenta una fuerza dado por la siguiente ecuación (2.4):

$$\vec{F}_e = q\vec{E} \quad (2.4)$$

Esta ecuación representa una partícula en un campo modelada eléctricamente. Si q es positiva, la fuerza tiene la misma dirección que el campo, sin embargo, si q es negativa, la fuerza y el campo tienen direcciones contrarias.

En algunas ocasiones, la carga eléctrica es distribuida continuamente a través de una recta, superficie o volumen, en estos casos, el campo eléctrico se calcula con la Ecuación 2.5.

$$\vec{E} = k_e \lim_{\Delta q_i \rightarrow 0} \sum_i \frac{\Delta q_i}{r_i^2} \hat{r}_i = k_e \int \frac{dq}{r^2} \hat{r} \quad (2.5)$$

Faraday estableció por primera vez las líneas de campo eléctrico, las cuales se pueden relacionar con el vector \vec{E} del campo eléctrico, debido a que este es tangente a la línea del campo en cada punto, la dirección es la misma para los dos casos, siendo esta la fuerza de la carga. Las líneas siempre estarán más cercadas en la zona donde el campo es más fuerte, esto debido a que el número de líneas por unidad de área que pasan a través de la superficie perpendicular a las líneas, es proporcional a la magnitud del campo en la misma región.

Si una partícula se encuentra dentro de un campo magnético, la fuerza ejercida sobre la partícula se describe en la Ecuación 2.4, si esta es la única fuerza sobre la partícula, se llama fuerza neta, la fuerza neta provoca una aceleración, quedando de la siguiente manera:

$$\vec{F}_e = q\vec{E} = m\vec{a} \quad (2.6)$$

La aceleración de la partícula es:

$$\vec{a} = \frac{q\vec{E}}{m} \quad (2.7)$$

La fuerza eléctrica sobre la partícula se mantiene constante y el modelo de partícula bajo aceleración constante se puede aplicar cuando \vec{E} es uniforme y la partícula se mueve libremente. Si la partícula presenta una carga positiva, su aceleración será en dirección al campo eléctrico, sin embargo, sucede lo opuesto cuando la partícula está cargada negativamente [61].

2.11.1 Diferencias entre fuerza eléctrica y magnética.

La fuerza eléctrica actúa a lo largo de la dirección del campo eléctrico, mientras que la fuerza magnética actúa perpendicular a la dirección del campo.

Por otro lado, la fuerza eléctrica actúa sobre una partícula cargada sin importar si ésta se encuentra en movimiento, mientras que la fuerza magnética actúa sólo cuando la partícula está en movimiento.

La fuerza eléctrica realiza trabajo al desplazar una partícula cargada, la fuerza magnética no efectúa trabajo cuando se desplaza una partícula, debido a que la fuerza es perpendicular al desplazamiento [62].

Existe el fenómeno de inducción, descubierto por Faraday, en los que se pone de manifiesto la interacción entre campos magnéticos y eléctricos, cuando se genera un campo eléctrico y las cargas que produce están en movimiento, genera un campo magnético. Si otra corriente eléctrica se encuentra dentro del campo, sufrirá alguna interacción [63].

2.12 Magnetismo.

El magnetismo surgió desde 13 A.C. donde se inventó la brújula con una aguja magnética, posteriormente los griegos descubrieron la magnetita (Fe_3O_4), la cual atraía fragmentos de hierro, posteriormente en 1269 Pierre de Maricourt descubrió que las direcciones en que apuntaba una aguja cerca de un imán esférico formaban líneas que rodeaban a la esfera [62].

El magnetismo es un fenómeno mediante el cual los materiales ejercen fuerzas atractivas o repulsivas sobre otros materiales, el hierro, algunos aceros y el mineral magnetita son ejemplos de materiales que presentan propiedades magnéticas.

2.12.1 Conceptos básicos.

Campo Magnético.

El campo magnético \vec{B} , se utiliza para describir o delimitar las interacciones que ocurren entre algunos cuerpos o materias. Los primeros fenómenos de origen magnético fueron cuando se observaban rocas que se atraían entre sí o con piezas de metal, así mismo, estas piedras se suspendían en una cuerda y presentaban movimiento para orientarse con respecto a la tierra [64]. Las fuerzas magnéticas se generan gracias al movimiento de partículas cargadas eléctricamente, es más conveniente pensar en fuerzas magnéticas en términos de campos. Se dibujan líneas imaginarias de fuerza para indicar la dirección de estas como se muestra en la Figura 2.2.

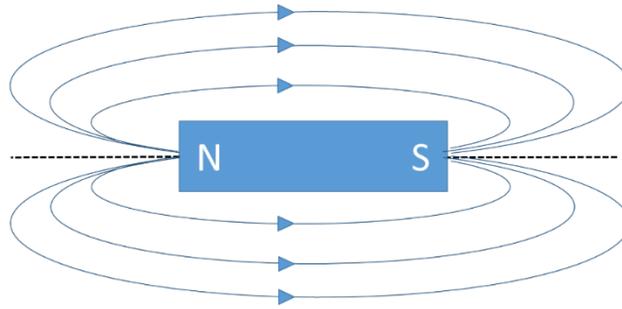


Figura 2.2. Representación de un campo magnético.

En los materiales magnéticos existen polos magnéticos, los cuales son análogos a los dispositivos eléctricos. Los dipolos son imanes formados por un polo norte y un polo sur, como se muestra en la Figura 2.2, estos dipolos son influenciados por los campos magnéticos. El campo magnético que se aplica externamente es llamado intensidad de campo magnético (H), si este campo es generado por medio de una bobina cilíndrica formada por N espiras con una longitud total (l) y transportando una corriente de magnitud (I), entonces:

$$H = \frac{NI}{l} \quad (2.8)$$

La inducción magnética o densidad de flujo magnético (B), representa la magnitud de la intensidad de campo magnético dentro de una sustancia que es sometida a un campo [65]. Al momento en que las líneas de campo atraviesan una superficie arbitraria cerrada, el flujo neto va a indicar si existe un acumulamiento de magnetismo en el material, al determinar si las líneas de flujo que entran en el material, son la misma cantidad de líneas de flujo que salen. Esto se describe con la siguiente ecuación:

$$\phi_B^{neto} = \oiint \vec{B} \cdot \vec{dS} = 0 \quad (2.9)$$

Esto quiere decir que el flujo neto de campo magnético (ϕ_B^{neto}) a través de una superficie que es representada con el diferencial de área (\vec{dS}), siempre va a ser igual a cero, debido a que la cantidad de líneas que salen menos la cantidad de líneas que entran es cero. El campo magnético es originado

por corrientes eléctricas, sin embargo, el flujo neto no permite encontrar la fuente del campo, ya que la integral del campo magnético sobre una superficie cerrada siempre será cero. Al inducir electricidad por un cable, este genera un campo magnético circular alrededor del cable, el sentido del campo magnético depende de la dirección de aplicación de la corriente eléctrica en el campo, una forma sencilla de explicarlo es con la regla de la mano derecha, donde se dice que el pulgar determina la dirección de la fuerza de la corriente, señalando al polo norte, y los dedos de la mano indican el sentido del campo magnético, esto se observa en la Figura 2.3, donde al tener un sentido negativo la corriente, se invierte el sentido de la fuerza [66].

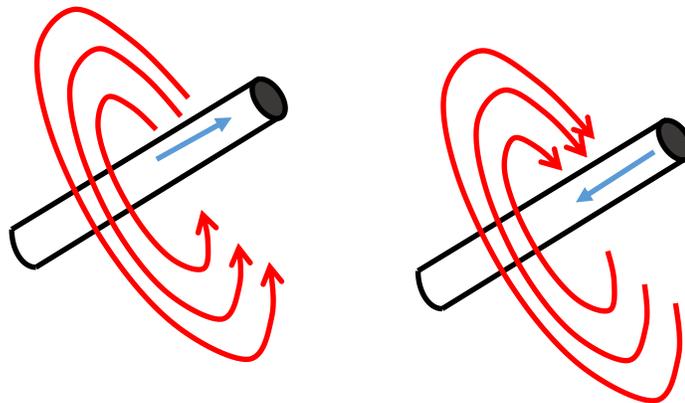


Figura 2.3. Regla de la mano derecha [67].

2.12.2 Dipolos magnéticos.

Los metales están formados por átomos con enlaces metálicos, es decir, se tienen núcleos con nubes de electrones que circulan alrededor de ellos, esto se llama *corrientes atómicas*, las cuales representan los dipolos magnéticos. Ya que existe una aleatoriedad en la orientación de los dipolos, el efecto de las corrientes atómicas es anulada, sin embargo, cuando el material es expuesto a un campo magnético externo pueden pasar dos situaciones, los dipolos se reorientan alterando el campo de su entorno o el campo externo altera las condiciones internas, cambiando los momentos dipolares. Estas opciones es lo que da pie a que un material sea paramagnético, ferromagnético o diamagnético [68].

2.12.3 Propiedades magnéticas de la materia.

Es posible que la materia reaccione al estar en contacto con un campo magnético, esto es debido a que los electrones en sus orbitales generan pequeños circuitos con corriente, estos están sometidos a fuerzas y torques. Estos orbitales generan un momento magnético, \vec{m} , y al ser expuestos a un campo magnético externo, \vec{B} , los momentos de los electrones, son sometidos a fuerzas de torque, que provocan la alineación del átomo con el campo magnético.

Los materiales se clasifican en dos principales grupos; Los que presentan un momento magnético \vec{m} nulo en ausencia de un campo magnético externo y los que presentan un momento magnético \vec{m} no nulo permanentemente. En el primer grupo, los orbitales atómicos son reorientados por el efecto del campo magnético externo, esto provoca un fenómeno que imita corrientes inducidas y por consecuencia se generan pequeños campos magnéticos que se oponen al campo magnético externo aplicado. En conclusión, el campo magnético total dentro de la materia resulta menor que el campo magnético externo aplicado, estos materiales son llamados *diamagnéticos*, materiales como el bismuto, carbono, oro, plata, sodio, cobre, están dentro de este grupo.

El segundo grupo determina a los materiales paramagnéticos, los cuales orientan su momento magnético \vec{m} atómico en forma paralela al campo magnético externo, dando como resultado, un campo magnético mayor en el interior del material que el campo magnético aplicado, el aluminio, manganeso, oxígeno, sodio, titanio, tungsteno, son ejemplos de materiales *paramagnéticos*.

Por último, se encuentran los materiales *ferromagnéticos*, los cuales presentan dipolos magnéticos a nivel molecular que tienden a estar ordenados en forma espontánea, por lo que pueden ser fuentes de campos magnéticos (imanes), por ejemplo, el hierro, níquel y cromo.

2.13 Electromagnetismo.

En magnetostática, no tiene sentido averiguar si la energía de un campo reside en el campo o en la corriente, debido a que ambos están estrechamente ligados entre sí, en electrodinámica, aparecen los conceptos de campos eléctricos y campos magnéticos desconectados de sus fuentes, es decir, de las cargas y las corrientes, respectivamente, dado lo anterior, la energía residente en el campo es descrita desde una concepción Maxwelliana del electromagnetismo [69].

2.13.1 Inducción electromagnética.

Es el fenómeno que origina la producción de una fuerza eléctrica en un medio o cuerpo expuesto a un campo magnético variable, la magnitud del voltaje inducido es proporcional a la variación de flujo magnético. Los campos magnéticos tienen la propiedad de atraer y repeler cargas en movimiento.

Las ondas electromagnéticas son una combinación de un campo eléctrico oscilante y un campo magnético oscilante perpendicular al campo eléctrico, sus longitudes de onda son idénticas como se muestra en la Figura 2.4.

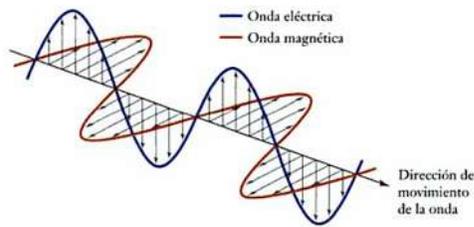


Figura 2.4. Onda electromagnética [65].

Cuando se presentan diferentes longitudes de onda se tiene un espectro electromagnético [65].

Capítulo 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Materiales.

Se utilizó un acero microaleado API 5L X52, un acero estructural A36 y un acero 9840, las dimensiones de los cupones para el proceso de soldadura se realizaron según la norma AWS D 1.1 [70]. Las placas para soldadura se cortaron en piezas de 15x30 cm con una sierra cinta. Posteriormente se preparó el bisel a 30° en cada placa según la norma AWS D 1.1 [70]. El espesor del acero estructural A36 fue de 12.54 mm, de 12.94 mm en el acero API X52 y en el acero 9840, se soldó sobre placas con un espesor de 13.41 mm.

Se realizaron pruebas de espectrometría para determinar la composición química de los tres materiales, la Tabla 3.1 muestra la composición química obtenida y la composición nominal. En el caso del acero estructural A36 y el acero microaleado API X52, se observa que además del Hierro, el segundo elemento de mayor presencia es el manganeso. Por otro lado, en el acero grado maquinaria 9840, el segundo elemento con mayor porcentaje de peso es el Níquel.

Tabla 3.1. Composición acero al carbono (% peso).

Material	C	Mn	Si	Ni	P	S	Cu	Al	Mo	Nb	Fe
A36	0.193	0.686	0.092	0.012	0.0027	0.0069	0.021	0.024			92.92
API X52	0.053	1.284	0.353	0.0036	0.0047	0.0032	0.0043	0.020	-----	0.014	92.22
9840	0.506	0.713	0.235	0.989	0.0075	0.0036	0.236	0.020	0.207	-----	91.04

3.2 Procedimiento de soldadura.

En la Figura 3.1b) se muestra el diagrama para el proceso de soldadura por SAW. Mientras en la Figura 3.1a) se muestra el arreglo para la soldadura de los cupones con la inducción de campo magnético, donde se utilizaron dos bobinas de tres vueltas al final de la junta soldada. Las uniones se realizaron en una maquina Miller en corriente directa-polaridad invertida, con un arreglo a tope con bisel en V mediante el proceso de soldadura por arco sumergido (SAW, por sus siglas en inglés) las variables del proceso de unión se describen en la Tabla 3.2. Se utilizó un electrodo ER70S-6 de 1.6 mm de diámetro y un fundente compuesto por cal, sílice, óxido de manganeso, fluoruro de calcio y otros elementos. El talón de raíz fue de 2 mm y una apertura de raíz de 3 mm en todos los aceros para ambas condiciones. La distancia de trabajo en los tres aceros fue de 15 mm.

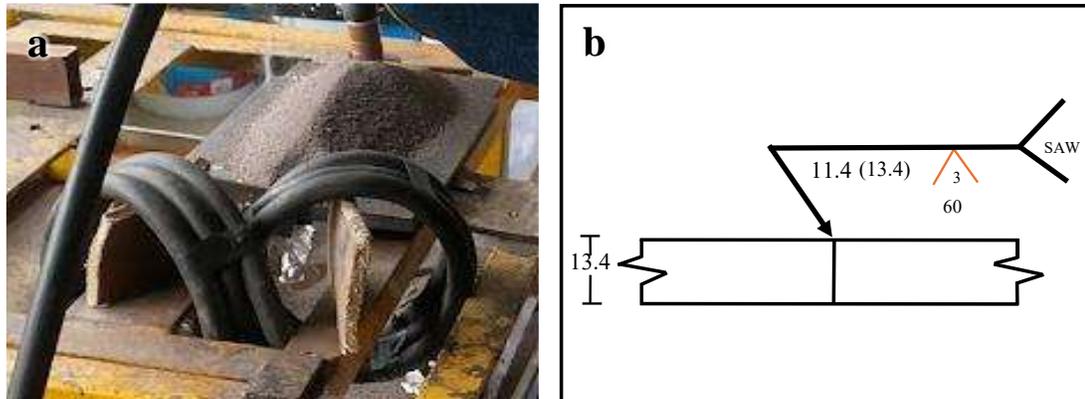


Figura 3.1. Proceso de soldaduras SAW, a) Preparación de bobinas para la unión del acero al carbono, b) Diagrama de la unión para el proceso SAW.

3.2.1 Arreglo experimental para soldar con campo magnético.

Para la inducción de los campos magnéticos en el proceso de soldadura se utilizó una fuente para inspección por partículas magnéticas PARKER, como fuente de corriente eléctrica. Se aplicó una corriente de 450 A, al colocar dos bobinas de tres vueltas al final de la dirección de soldadura. Con esto, se asegura la interferencia en el desplazamiento atómico debido al flujo de las líneas del campo magnético, estas bobinas generan una intensidad de 4.3 mT. En la Figura 3.2 se muestra el diseño del campo magnético, Se realizó el cálculo del flujo y la intensidad teórica en la sección del cordón a lo largo de toda la junta soldada, esto mediante la ecuación de Biot, con la cuál, se calcula la intensidad del campo magnético a diferentes distancias de las bobinas:

$$B = \frac{\mu_0 i a^2}{2(\sqrt{z^2 + a^2})^3} \quad (3.1)$$

Donde:

B = Intensidad del campo magnético en T.

μ_0 = Permeabilidad magnética en el vacío ($4\pi \times 10^{-7}$)

a = Radio de la bobina en m.

z = Distancia de la bobina al punto de medición en m.

i = Corriente en A.

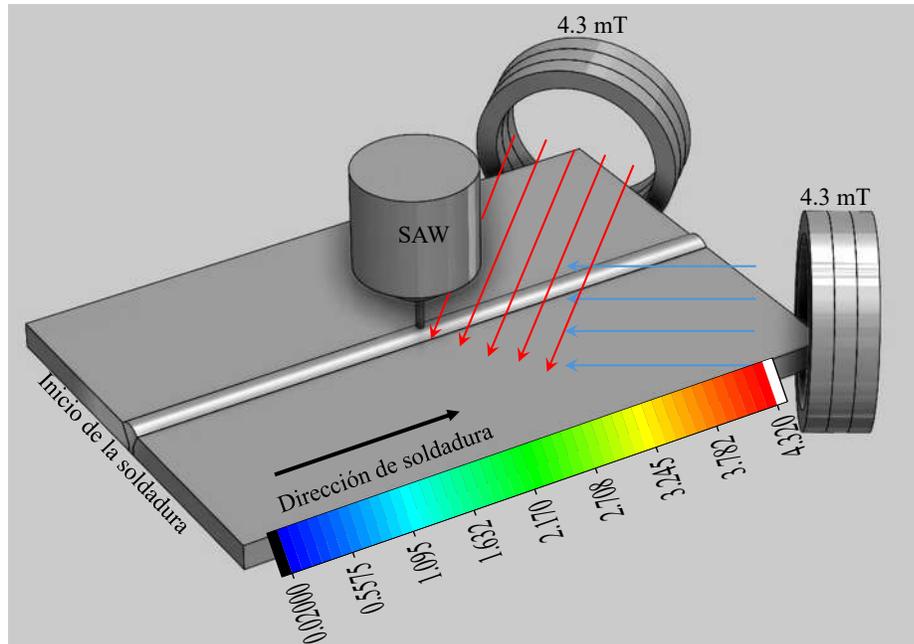


Figura 3.2. Arreglo de bobinas durante el proceso de soldadura con intensidades iguales de 4.3 mT.

Tabla 3.2. Variables del proceso SAW.

Condición	9840		API 5L X52		Acero A36	
	CCM	SCM	CCM	SCM	CCM	SCM
Voltaje (V)	30.4	30.4	30	30	32	32
Corriente (A)	380-390	385-392	399-400	400-411	399-402	416-420
Talón de raíz	2mm	2mm	2mm	2mm	2mm	2mm
Apertura de raíz	3mm	3mm	3mm	3mm	3mm	3mm
Vel. alimentación	110 mm/s	110 mm/s	110 mm/s	110 mm/s	9.2 mm/s	9.2 mm/s
Vel. de avance	3.05 mm/s	3.05 mm/s	3.05 mm/s	3.05 mm/s	3.05 mm/s	3.05 mm/s

3.3 Caracterización macro y microestructural.

Las muestras para análisis inicial fueron extraídas de los cupones soldados en la zona inicial, zona media y zona final del cordón para las soldaduras con campo magnético y sin campo magnético.

Para la caracterización microestructural por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, las soldaduras se desbastaron con papel de carburo de silicio de diferente granulometría empezando por el grado 120 hasta 2000. Posteriormente, se pulió en paño con alúmina de 5 y 1 μm respectivamente, como lo marca la norma ASTM G1 [71]. La probeta soldada fue seccionada en piezas de 15 mm de ancho, las posiciones obtenidas se muestran en la Figura 3.3.

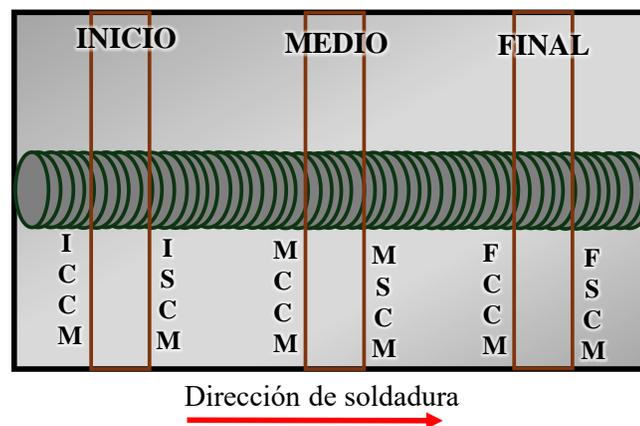


Figura 3.3. Diagrama de distribución de análisis microestructural, dirección de la soldadura de izquierda a derecha.

Tomando como referencia la dirección de soldadura, la zona de inicio de la unión CCM (ICCM), la zona media (MCCM), y la zona final (FCCM), así como en la junta soldada SCM, la zona de inicio (ISCM), la zona media (MSCM) y zona final (FSCM), se caracterizaron por microscopía óptica para obtener las macrografías. Se reveló la microestructura en las juntas soldadas con una solución de nital al 5%, por inmersión durante 5 segundos en cada una de las zonas marcadas en la Figura 3.3. Posteriormente, fueron lavadas con ultrasonido y secadas con aire a presión, a fin de asegurar que la superficie atacada quedará libre de manchas. Se caracterizó la microestructura de los cupones en el material base (MB), zona parcialmente transformada (ZPT), zona de refinamiento de grano (ZRG), zona de crecimiento de grano (ZCG), línea de fusión (LF) y metal de soldadura (MS) con aumentos desde 5X hasta 100X en microscopía óptica y desde 200 aumentos hasta 8000

aumentos en microscopia electrónica de barrido. En la sección de resultados, se muestran las macrografías de las tres zonas analizadas en ambas condiciones de soldeo. Debido a que la zona media de las juntas soldadas CCM presenta mayores cambios en la ZAT, se descartan el inicio y fin de los cordones para los análisis posteriores. Se prepararon muestras de $5 \times 8 \times 9$ mm en la ZAT en los diferentes metales soldados con campo magnético y sin campo magnético para la técnica de EBSD, desbastados con papel carburo de silicio desde la granulometría 80 hasta la 3000. El pulido se realizó con alúmina de 5, 1, 0.3 y 0.05 μm . Finalmente, se realizó un pulido con sílica coloidal de 0.01 μm para la caracterización por la técnica de electrones retro dispersados a 180 aumentos. Esta técnica fue desarrollada en un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo JSM 7600F con un detector EBSD estándar. El detector se posicionó a una inclinación de 4.27° para el desarrollo de la prueba, con un voltaje de 20 kV.

3.4 Caracterización mecánica.

3.4.1 Medición de microdureza.

Las muestras preparadas para la caracterización macroestructural también se utilizaron para realizar barridos de microdureza a lo largo de la sección transversal según la norma ASTM E384 [72]. Las indentaciones fueron realizadas con penetrador de punta de diamante piramidal en tres niveles en la sección transversal de las juntas soldadas con campo magnético, con una distancia de 3 mm entre cada barrido. Para las soldaduras sin campo magnético se realizó la medición de microdureza con un barrido en el centro de la muestra. La distancia entre las indentaciones que se realizaron fue de 100 μm , con una carga puntual aplicada durante 15 segundos. En el acero estructural A36 y el acero microaleado API 5L X52 la carga aplicada fue de 100 g, por otro lado, en el acero 9840, se aplicó una carga de 300 g. El diagrama de la Figura 3.4, muestra la distribución de las indentaciones realizadas en la sección transversal de la junta soldada, a una longitud de ± 20 mm respecto al centro de la soldadura, con la finalidad de incluir las diferentes zonas generadas por la inducción de calor durante el proceso de soldadura utilizado y evaluar el efecto de la interacción de los campos magnéticos.

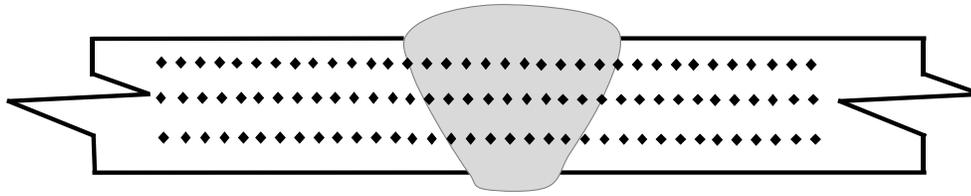


Figura 3.4. Representación esquemática de los barridos de microdureza.

Las mediciones de microdureza fueron realizadas en un equipo Microdurómetro HM-220 de Mitutoyo, procesando los datos y el desarrollo de las pruebas mediante el software AVPAK20[®] y Origin8[®].

3.4.2 Ensayos de tensión.

Se realizaron pruebas mecánicas de tensión según la norma ASTM E8 [73], para determinar los esfuerzos de fluencia (σ_y), esfuerzo máximo (σ_{max}), esfuerzo a la fractura (σ_f) y porcentaje de deformación ($\% \epsilon$) para cada cupón. Se realizaron tres ensayos por material, a fin de verificar la repetitividad, en una máquina servo hidráulica marca MTS landmark 100 kN, a una velocidad de desplazamiento del cabezal de 1 mm/min. En la Figura 3.5 se muestran las dimensiones de la probeta para tensión.

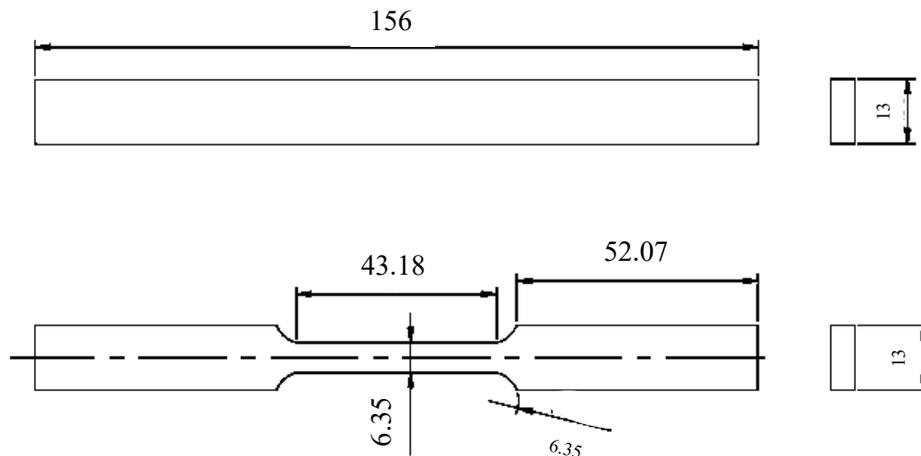


Figura 3.5. Geometría de la muestra para ensayo de tensión.

3.5 Caracterización electroquímica.

Para la caracterización electroquímica, se analizó el MB el acero como se recibió, la ZAT y el MS de cada uno de los materiales en las diferentes condiciones de soldadura, posterior al corte fueron desbastados con papel carburo de silicio de grado 200 hasta 800, fueron limpiados con agua y secados con aire a presión para ser colocados en el desecador por un periodo de 24 horas. Las pruebas se realizaron en un equipo potenciostato/galvanostato Solartron, empleando una celda electroquímica con una configuración de tres electrodos; se utilizó grafito como contra electrodo (CE), un Electrodo Saturado de Calomel (ESC) como electrodo de referencia (ER) y las diferentes zonas de la soldadura fueron los electrodos de trabajo (ET).

Se realizarán pruebas de corrosión para determinar propiedades electroquímicas y mecanismos de corrosión en un ambiente salino, esto se realizó en la ZAT y en el MS de cada uno de los aceros. Primeramente, se determinó el potencial de circuito abierto mediante el gráfico de potencial (E) vs tiempo (t), este se llevó a cabo con 900 s para el acero A36, 1800 s para el acero microaleado y de 6000 s para el acero 9840 con una repetibilidad de tres pruebas por zona. Posteriormente, se realizaron las curvas cíclicas de polarización según la norma ASTM G61 [74] y ASTM G1[71]. Con una velocidad de barrido 0.166 mV/min, en un rango de -500 mV a 1200 mV para el acero A36 y el acero microaleado y de -400 mV a 1000 mV para el acero 9840, en un medio salino NaCl a 3.5%, el cual se renovó entre prueba y prueba, con un área de exposición variable para cada espécimen. Las pruebas se llevaron a cabo a temperatura ambiente. Cada acero se estudió con una repetibilidad de 3 pruebas por zona. El gráfico de la Figura 3.6 muestra el arreglo de electrodos utilizado.



Figura 3.6. Celda de tres electrodos conectada a equipo potenciostato/galvanostato.

Capítulo 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

PARTE 1. Caracterización acero de bajo contenido de carbono A36.

4.1.1 Caracterización microestructural del material base.

La Figura 4.1 muestra la microestructura del acero de bajo contenido de carbono A36 por microscopía óptica. En la Figura 4.1a) se exhibe la matriz ferrítica con granos poligonales. En la Figura 4.1 b) se revelan las islas de perlita precipitada en los bordes de los granos ferríticos. La perlita es una estructura eutectoide del acero, con una mezcla de la fase ferrita y cementita, dado el contenido de carbono del acero A36 denotado en la Tabla 3.1, se forma una perlita hipereutectoide, en este caso, durante el proceso de transformación de la perlita, la cementita precipita en los límites de grano sin forma laminar [75]. Los granos de la Figura 4.1 b) presentan un tamaño promedio de 8 μm .

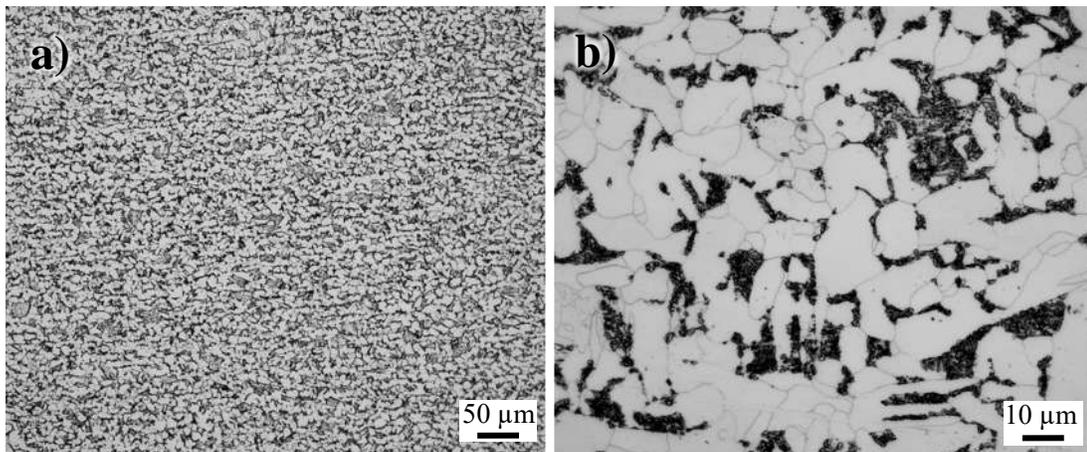


Figura 4.1. Microestructura del acero A36; a) granos ferríticos y b) islas de perlita.

En la Figura 4.2 se muestran las imágenes obtenidas por microscopía electrónica de barrido. En la Figura 4.2a) se muestra la matriz ferrítica con granos poligonales, así como las islas de perlita dispersas entre la matriz. Se puede observar la intersección entre dos granos y el borde de una isla de perlita en la Figura 4.2b), así mismo como los cuatro puntos de análisis realizados por la técnica de EDS. Para el primer punto se encuentra en mayor medida los elementos de hierro y carbono, esto se observa en el EDS de la Figura 4.2c), esto debido a que la isla de perlita está contenida en su mayoría por estos dos elementos.

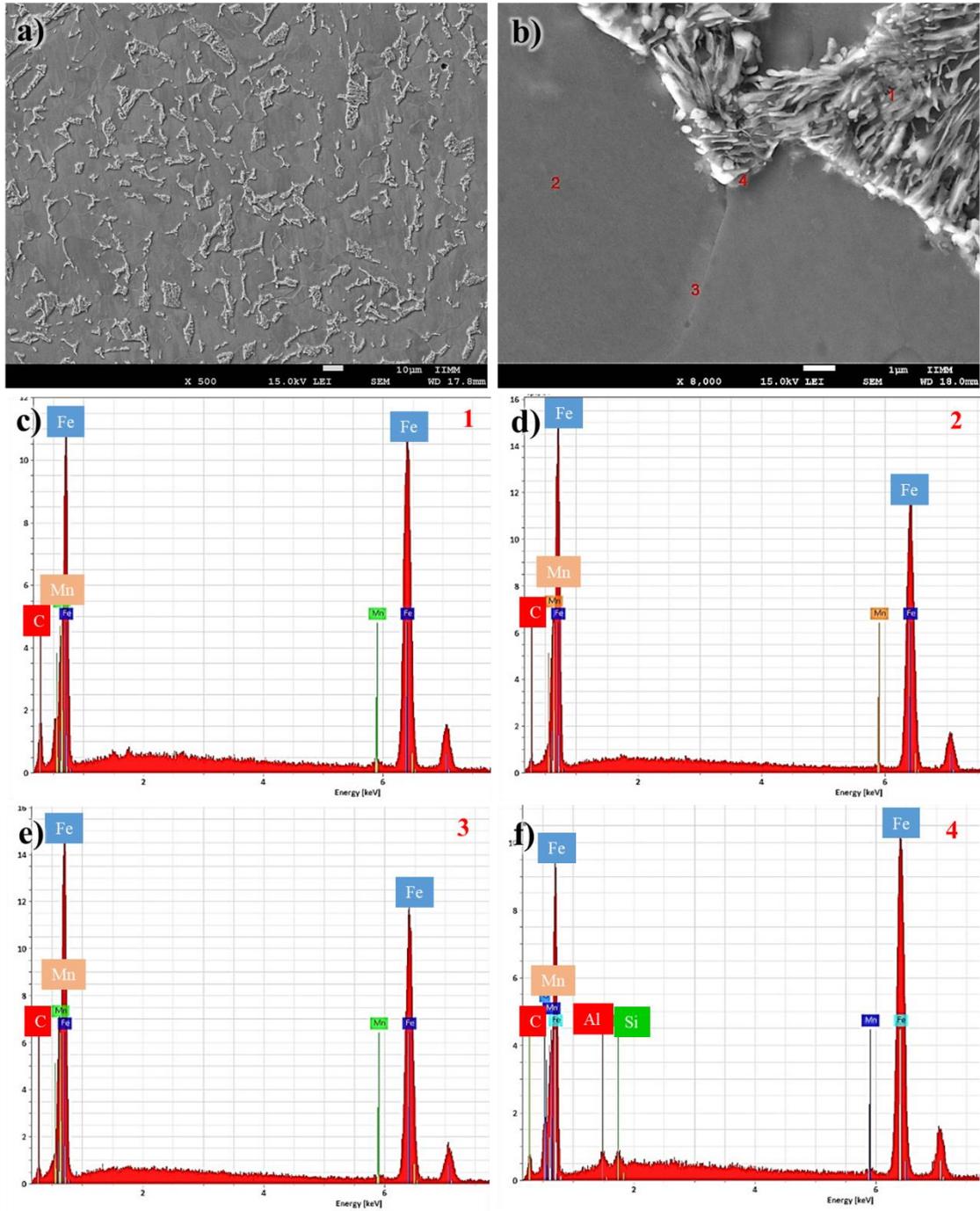


Figura 4.2. Micrografías por MEB y microanálisis puntuales por EDS en el MB.

Para el caso del punto 2, con su EDS en la Figura 4.2d) y concerniente a la matriz ferrítica, se encuentra en su mayoría hierro como se observa en la Tabla 4.1 y elementos comunes de estos aceros como el carbono y manganeso. El punto de análisis 3, correspondiente al EDS de la Figura 4.2e), realizado en límite de grano, no muestra cambios significativos con el análisis realizado en la matriz. Por último, el punto 4, el cual se muestra el EDS en la Figura 4.2f), corresponde al límite de la isla de perlita, donde se incrementó el valor del carbono con respecto al manganeso y se presentan otros elementos como el aluminio y el silicio. En la Tabla 4.1 se muestra la cantidad de masa encontrada en cada punto, el punto 1 presenta la mayor cantidad de carbono debido a que fue realizado sobre la isla de perlita, los puntos 2 y 3 son concordantes con la matriz ferrítica, mientras que el punto 4 muestra concentrado de óxidos de aluminio y de silicio según lo denotado en la tabla.

Tabla 4.1. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en MB, (% peso aproximado).

Elemento	Punto 1	Punto 2	Punto 3	Punto 4
Carbono	2.58	0.73	0.85	1.16
Manganeso	1.64	0.93	1.00	0.97
Aluminio	NA	NA	NA	1.17
Silicio	NA	NA	NA	0.88
Hierro	95.77	98.3	98.15	94.17

Se realizaron diez mediciones de microdureza en el material como se recibió, lo cual dio un promedio de 164 unidades Vickers.

4.1.2 Caracterización macroestructural de la junta soldada en el acero A36.

En la Figura 4.3 se presenta las macrografías de los perfiles transversales de las tres secciones caracterizadas en la junta soldada CCM y SCM en el acero A36. Debido a la aplicación de campos magnéticos en el proceso de soldadura, los electrones presentes en la nube alrededor del átomo, en un enlace metálico, también son susceptibles a ser retenidos por las líneas de flujo del campo magnético aplicado según el espín con el que cuentan en el momento de la interacción con el campo magnético, dado esto, la transferencia de calor desde la piletta líquida hacia el metal base se ve degradada por la baja de electrones desplazándose. Esto se puede observar en las macrografías de la junta soldada CCM de la Figura 4.3b), donde al inicio se muestra un ancho de 4.7 mm en la

ZAT, mientras que en el inicio de la junta soldada SCM el ancho promedio de la ZAT es de 6.55 mm (Figura 4.3a). Debido a que es el inicio del proceso, esta es la zona que mayor choque térmico experimenta debido al abrupto incremento de temperatura al estar en contacto el metal con la pileta líquida, aunque en la junta soldada CCM, esta zona recibe levemente una intensidad de 0.5 mT, el efecto es visiblemente notorio con una reducción del 28% del ancho en la ZAT. La zona elegida para su análisis en las pruebas posteriores, debido a ser donde mejores cambios microestructurales se encontraron, es la zona media del cordón. En la Figura 4.3d), se muestra cómo además de que el cordón presenta desviaciones irregulares en la LF, el promedio del ancho para la ZAT disminuyó de 9.13 mm (Figura 4.3c) a 4.65 mm, esta reducción del ancho en un 49% muestra como la transferencia de calor, responsable de los cambios microestructurales resultantes del proceso de soldadura, es restringida por los campos magnéticos. Por último, la zona final del cordón, donde la intensidad real de los campos magnéticos en el material es de 3.78 mT muestra un ligero desplazamiento del cordón en la macrografía CCM de la Figura 5.3f), en la cual se obtuvo una reducción en el ancho de la ZAT de 7.15 mm (Figura 4.3e) a 4.2 mm (Figura 4.3f). Esta reducción del 41% muestra como la cercanía de las bobinas con la pileta líquida ayudan a inmovilizar los electrones con espín afín al flujo del campo. Sin embargo, la intensidad del campo puede generar defectos en la pileta líquida al ser esta desplazada por el mismo.

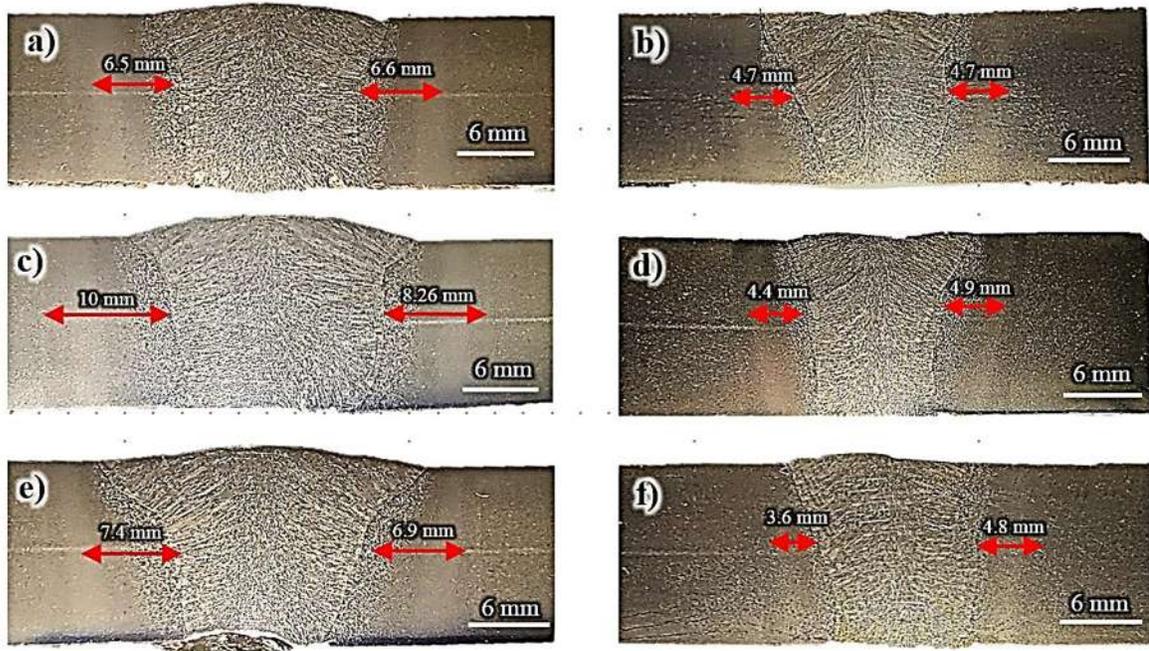


Figura 4.3. Macrografías de la soldadura en acero estructural A36; a) zona ISCM, b) zona ICCM, c) zona MSCM, d) zona MCCM, e) zona FSCM, f) zona FCCM.

Dado que los efectos más notables se obtuvieron en la zona MCCM de la Figura 4.3d), los análisis posteriores se realizaron solo en esta sección, comparando contra su homólogo de la junta soldada SCM. La medición de área y ancho de la ZAT fue realizada en la macrografía de cada junta mostrada en la Figura 4.3, mediante el software Imagej. Estas mediciones se muestran en la Tabla 4.2, en la cual se determina que el espécimen CCM muestra una ZAT de 178.42 mm^2 , mientras que el espécimen SCM presenta un área de 201.14 mm^2 . Esto significa una disminución del 11.29% en el área de la ZAT. En el caso del MS de la unión CCM, esta presenta un área total de 194.1 mm^2 , mientras que la zona del MS en el espécimen SCM es de 202.62 mm^2 . Así, el área del MS es mayor en la probeta SCM por un 4.2%, a pesar de pasar por un proceso de soldeo en las mismas condiciones que la junta CCM. La medición de las subzonas en la ZAT se realizó en el software Imagej sobre las micrografías obtenidas microscopia óptica. Cada medición se realizó en la zona media de la sección transversal. La junta CCM presenta una disminución del ancho y área en cada una de las zonas. Para el caso de la zona de crecimiento de grano, la longitud de la misma tuvo una

reducción del 57%, mientras que, para la zona de refinamiento de grano, la disminución fue de 18% y para la ZPT de 62%.

Tabla 4.2. Mediciones en diferentes zonas de las soldaduras.

	Zona	CCM (mm)	SCM (mm)
MS	Área (mm²)	194.1	202.62
	Longitud	12.87	15.01
	ZCG	1.441	2.71
	ZRG	1.74	2.10
	ZPT	1.6	4.32
ZAT	Área(mm²)	178.42	201.14
	Longitud	4.6	9.13

4.1.3 Caracterización microestructural de la junta soldada en el acero A36.

La Figura 4.4 muestra la microestructura característica del material base tomadas a 30 mm del centro del MS, donde los granos son muy similares entre la unión SCM y la unión CCM. En la Figura 4.4a), se muestra la microestructura del MB en la junta SCM, las estructuras de las islas de perlita no sufren modificaciones con respecto al MB sin ser sometido a ningún proceso de soldeo (Figura 4.4a), a pesar de no sufrir efecto en la fase perlítica, los granos son ligeramente más pequeños en el MB sin soldar (Figura 4.1) y con una morfología alargada. En la junta CCM se puede apreciar levemente una pequeña modificación de la morfología de la perlita en la Figura 4.4b), esto debido al campo magnético aplicado durante el proceso de unión, esta zona está expuesta a una temperatura de aproximadamente 350°C [76], lo cual determina que no alcanza la temperatura crítica (A_1) del diagrama de hierro-carbono. Sin embargo, la exposición a altas temperaturas y la aplicación de campos magnéticos, aunado con diferencias en la susceptibilidad a los efectos de los campos magnéticos sobre la ferrita y la perlita, coercen para la modificación de la estructura de la perlita como se aprecia en la Figura 4.4d).

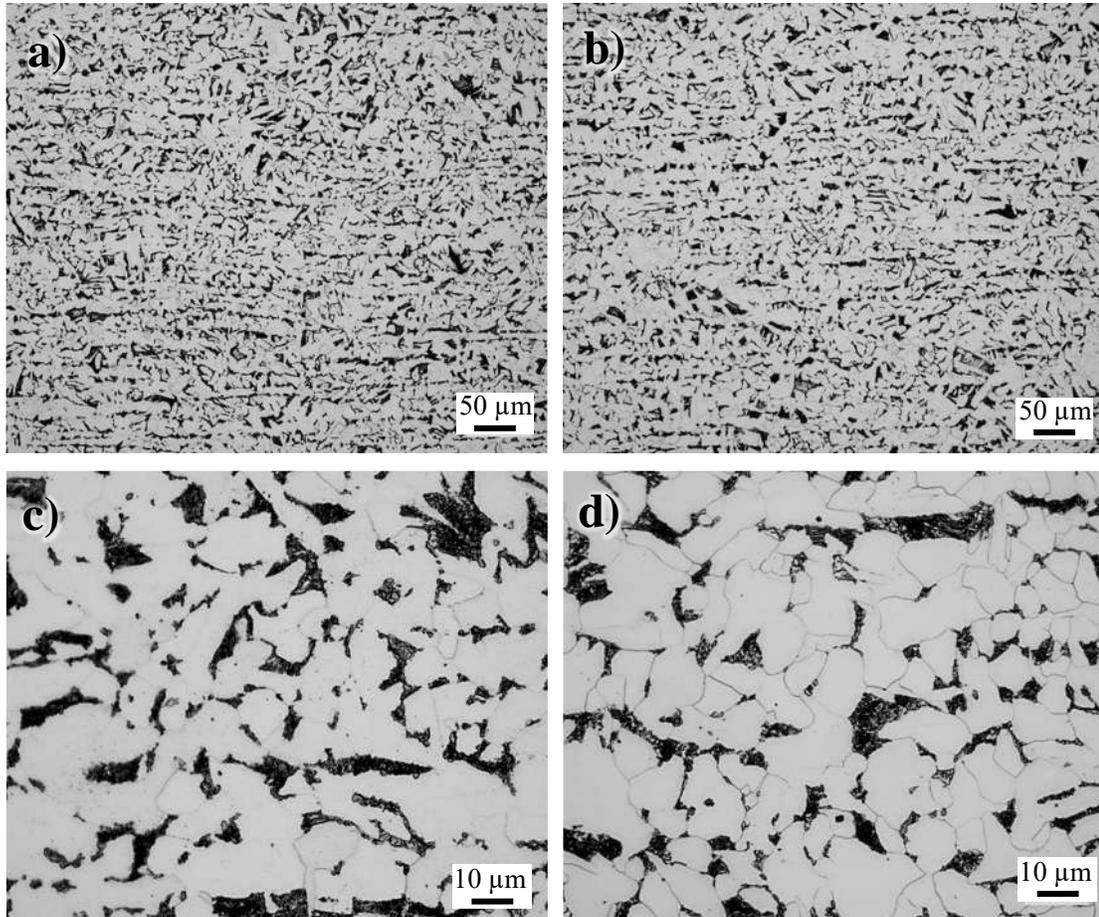


Figura 4.4. Microestructura del material base; a) MB de la junta SCM, b) MB de la junta CCM, c) MB de la junta SCM y d) MB de la junta CCM.

La Figura 4.5 muestra la microestructura obtenida en la zona parcialmente transformada (ZPT) en las uniones SCM (Figura 4.5a) y CCM (Figura 4.5b). La perlita en la unión SCM de la Figura 4.5c), presenta la estructura lineal que indican el sentido de la laminación. Sin embargo, la morfología de la perlita es modificada en el espécimen CCM al romper la linealidad de la perlita laminar, mostrando una perlita más dispersa en la matriz. La descomposición de la perlita laminar en la unión CCM de la Figura 4.5d) en una forma esférica obedece a la aplicación del campo magnético durante el enfriamiento. Estos resultados concuerdan con los de Li et al. [77], quienes estudiaron la aplicación de un campo magnético elevado durante la transformación isotérmica de la perlita de un acero al carbono hipereutectoide a tres temperaturas diferentes. Estos autores encontraron que la aplicación de un campo magnético puede aumentar la transformación y la tasa de crecimiento

de los nódulos perlíticos, reducir el espaciado interlaminar de la perlita, y reducir el número de límites de grano de bajo ángulo en la ferrita laminar.

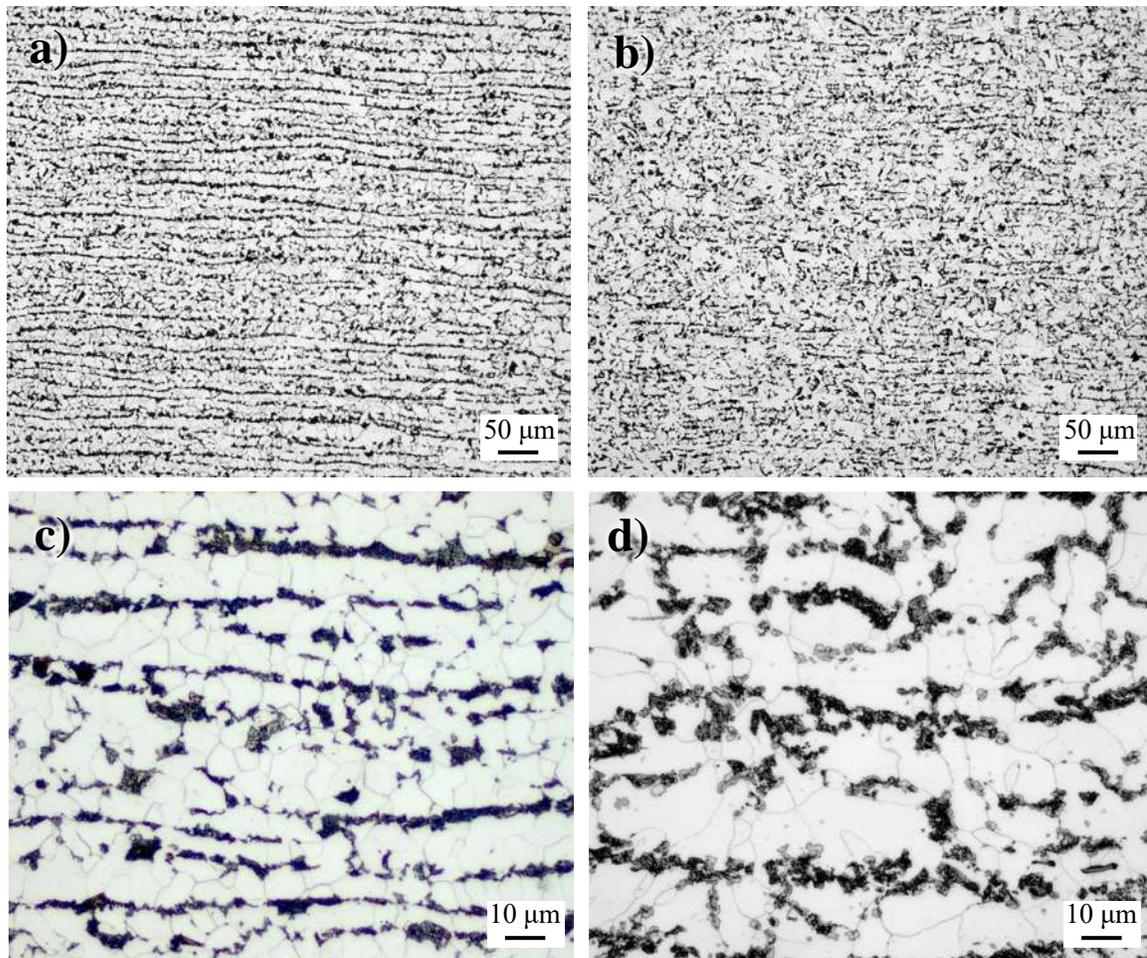


Figura 4.5. Microestructura de la ZPT; a) unión SCM, b) unión CCM, d) unión SCM y b) unión CCM.

La Figura 4.6 muestra la microestructura obtenida en la zona de refinamiento de grano (ZRG). La ZRG de la unión SCM de la Figura 4.6a) muestra la perlita laminar en sentido de la laminación, sin embargo, la ruptura de la continuidad de las láminas de perlita en la unión CCM es evidente en la Figura 4.6b) y algunas pequeñas zonas donde predomina la matriz ferrítica se observan en el centro de la imagen. La formación de pequeñas colonias de perlita en los límites de grano, como se observa en la Figura 4.6d), puede asociarse a que las diferencias de susceptibilidad magnética son mayores para la ferrita que para la perlita. El desequilibrio debido a la dirección del campo

magnético aplicado en los límites de grano favorece la difusión de carbono en sitios preferentemente orientados hacia la aplicación del campo magnético [78, 79].

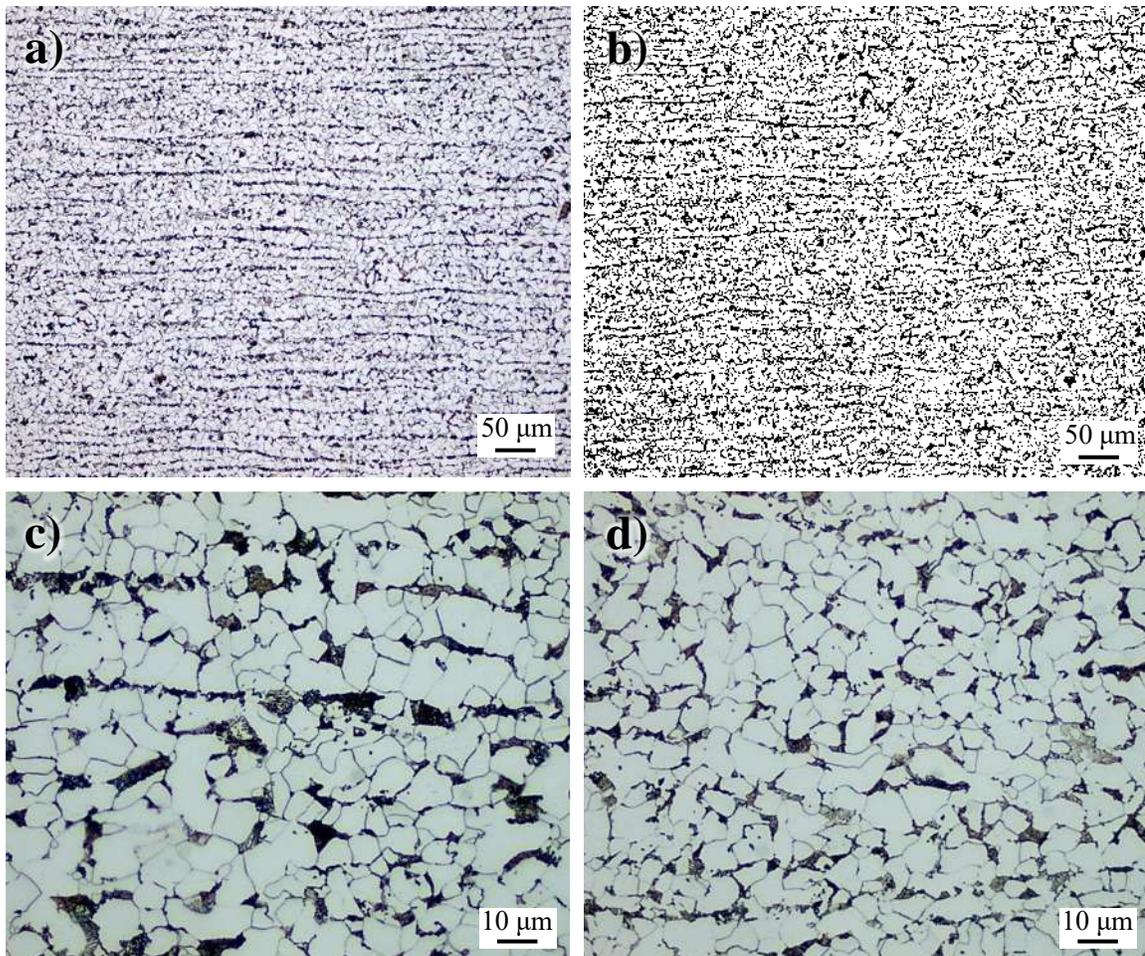


Figura 4.6. Micrografías en la ZRG; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

La Figura 4.7 muestra la microestructura de la zona de crecimiento de grano (ZCG). Esta zona se encuentra expuesta a elevadas temperaturas durante el proceso de soldeo [80]. La ZCG alcanza una temperatura de aproximadamente 1450°C y se logra una velocidad de enfriamiento por debajo de un segundo, la fase austenítica es una fase presente inexorablemente, al sufrir una transformación en estado sólido, su cambio microestructural es más complejo. Granos austeníticos con ferrita Widmanstätten se observan en ambas uniones, sin embargo, a pesar de que ambas conservan la estructura típica encontrada en una unión de aceros al carbono por proceso de fusión, la unión soldada CCM (Figura 4.7b) muestra granos austeníticos de menor tamaño que la unión soldada

SCM (Figura 4.7a). Mientras que la junta soldada SCM registra un tamaño de 1.21 milímetros en la Figura 4.7a), la junta soldada CCM registra un tamaño de grano de 0.314 milímetros en la Figura 4.7b). Esto se atribuye al efecto que se presenta en los átomos ionizados a altas temperaturas durante el proceso de unión [81]. Los átomos ionizados se encuentran en un estado de alta energía [82], la alineación de los átomos en la dirección de las líneas del campo magnético depende del espín y de las líneas del campo magnético según la fuerza ejercida. Las fuerzas magnéticas permiten manipular las posiciones y velocidades de los átomos a tal modo que los átomos pueden detenerse y mantenerse en su lugar durante largos periodos de tiempo [83], en consecuencia la restricción de los átomos induce límites de grano deformados como puede observarse en la Figura 4.7d).

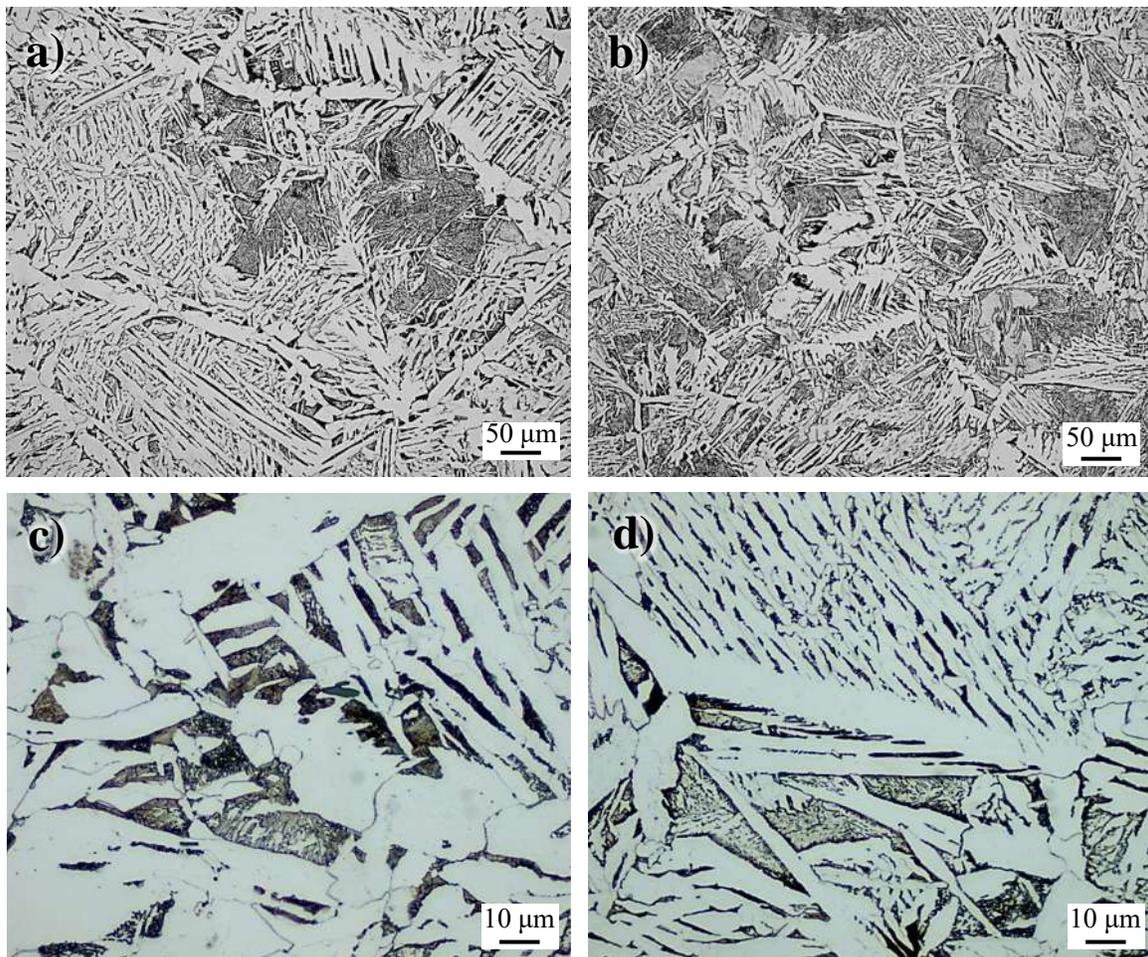


Figura 4.7. Micrografías en la ZCG; a) unión SCM a 20x, b) unión CCM a 20x, c) unión SCM a 100x y d) unión CCM a 100x.

En la imagen de la Figura 4.7c) para la unión SCM, predomina ferrita acicular Widmanstätten más gruesa, es decir, los campos magnéticos permitieron disminuir la precipitación de la ferrita acicular Widmanstätten en esta zona (Figura 4.7d). Esto puede ser relacionado con los resultados de Ohtsuka [24], quien demostró que la aplicación de campos magnéticos permite acrecentar la temperatura de transición entre una fase y otra, al analizar los efectos de los campos magnéticos en las transformaciones por difusión en fase sólida. La ferrita Widmanstätten de la ZCG en la unión CCM presenta agujas alineadas dentro del grano austenítico en la Figura 4.7d), mientras la ferrita acicular dentro de los granos austeníticos de la unión SCM en la Figura 4.7c) muestran un comportamiento aleatorio.

En la Figura 4.8 se muestran las micrografías de la LF. La línea de fusión de la unión SCM en la Figura 4.8a), presenta la coalescencia típica y el crecimiento del grano epitaxial competitivo en este tipo de uniones, mientras que la micrografía de la Figura 4.8b) para la unión soldada CCM, presenta granos completamente perpendiculares a la dirección de la fuente de calor en el metal de soldadura. La dirección preferencial de solidificación en el MS es al plano (100). La relación de la orientación preferencial entre la ferrita delta y la austenita, determina la morfología de la ferrita en la transformación después de la solidificación. La aplicación de campo magnéticos no permite que la relación de Kurdjumov-Sachs [7], $(\bar{1}10)_\delta // (\bar{1}11)_\gamma$ y $(\bar{1}\bar{1}1)_\delta // (\bar{1}\bar{1}0)_\gamma$ exista, resultando en una ferrita vermicular. Adicional a esto, el confinamiento de átomos en pequeñas regiones como consecuencia del campo magnético actuando como trampas magnéticas [83], promueve la fragmentación de los granos epitaxiales competitivos como se muestra en la Figura 4.8b). Aunque ambas soldaduras presentan la estructura típica de una unión de acero al carbono por el proceso de soldadura en la línea de fusión, la unión soldada CCM de la Figura 4.8b) muestra granos austeníticos más pequeños que la unión soldada SCM de la Figura 4.8a). También se observa granos columnares intentando crecer competitivamente a medida que se desvían más allá de la línea de fusión. Los granos de ferrita equiaxial tienden a aparecer dentro de la ferrita proeutectoide de la LF en la muestra SCM, como se muestra en la Figura 4.8c), esta tendencia a formar granos con morfología irregular en una estructura ferrítica se encontró también en la línea de fusión de la unión soldada CCM en la Figura 4.8d). Esto puede estar relacionado con los resultados de Joo [25] que encontró un aumento de la temperatura eutectoide en el diagrama de fases de hierro carbono causado por un campo magnético externo alto.

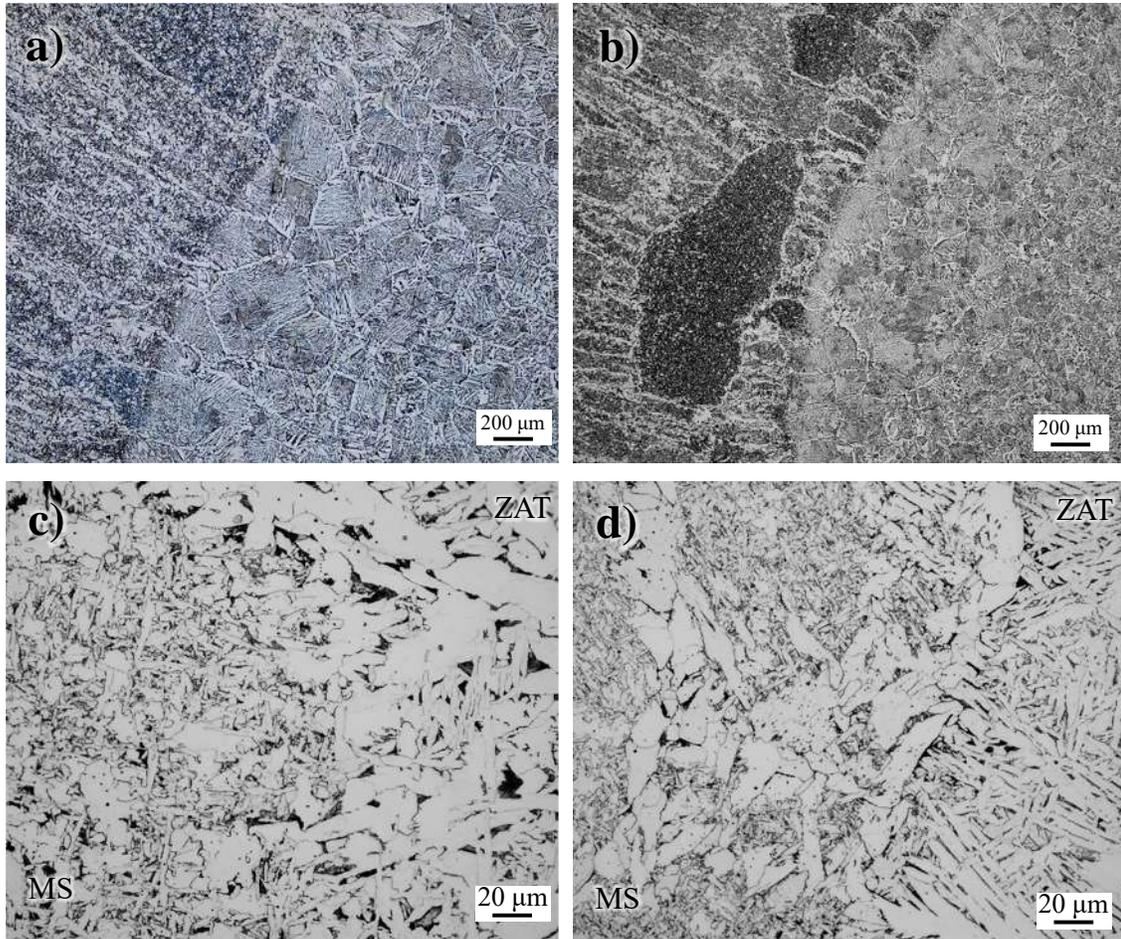


Figura 4.8. Micrografías en la LF; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

Las imágenes de la Figura 4.9 presentan detalles de la microestructura en el metal de soldadura. En el MS de la junta soldada SCM de la Figura 4.9a) se observa la solidificación con el crecimiento epitaxial de ferrita α desde el grano parcialmente fundido del metal base en la línea de fusión hacia la fuente de calor, este mecanismo de solidificación es preferencial para aceros de bajo contenido de carbono. La unión soldada CCM de la Figura 4.9b) muestra una desalineación en el crecimiento columnar de los granos cercanos a la LF, debido a que los campos magnéticos propician la formación de nuevos puntos de nucleación, estos nuevos puntos de nucleación generan mayores zonas con fase ferrítica y la formación de granos ferríticos en forma acicular como se observa en la Figura 4.9d), caso contrario de la Figura 4.9c), donde se observa la matriz ferrítica con algunos granos.

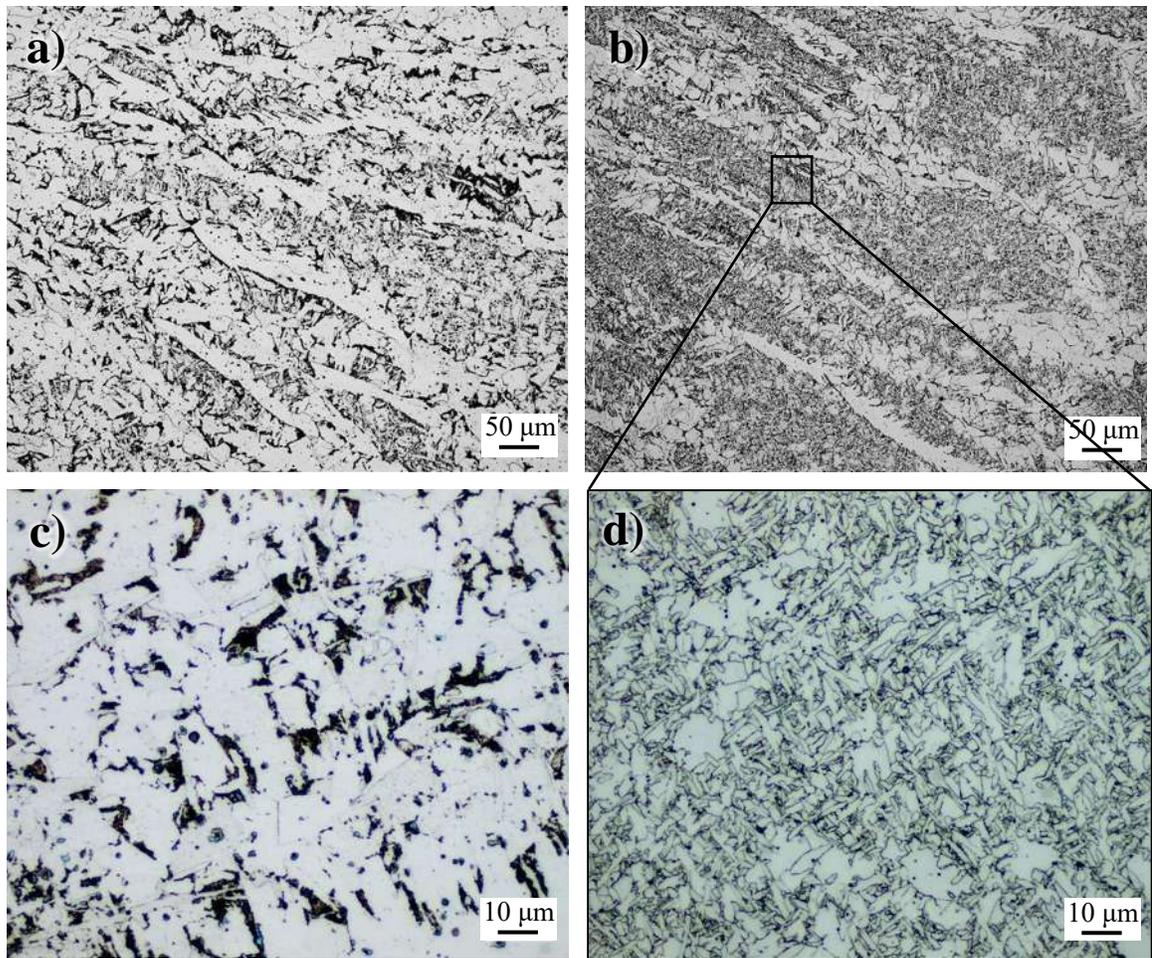


Figura 4.9. Micrografías en MS; a) unión SCM a 20x, b) unión CCM a 20x, c) unión SCM a 100x y d) unión CCM a 100x.

Se analizó el tamaño de grano en cada una de las zonas presentes en la ZAT, la Tabla 4.3 muestra los resultados obtenidos. A excepción de la ZRG, la junta CCM, presenta una reducción del tamaño de grano en comparación con la junta SCM, sin embargo, no llega al tamaño de grano del material base sin soldar.

La ecuación 4.1 fue utilizada para el cálculo del tamaño de grano, según la norma ASTM E-112 [84].

$$N = 2^{G-1} \quad (4.1)$$

Tabla 4.3. Tamaños de grano en las juntas.

Zona	CCM	SCM	Sin soldar
MB	7.25	6.5	8.1
ZCG	2	>1	-----
ZRG	9	8	-----

4.1.4 Caracterización por microscopía electrónica de barrido de la junta soldada.

La Figura 4.10 muestra la zona del MB expuesta a bajas temperaturas en ambas uniones. Las micrografías por microscopía electrónica de barrido fueron tomadas a una distancia de 30 mm del centro del cordón. Tanto en la Figura 4.10a) y la Figura 4.10b) de la junta soldada SCM y CCM respectivamente, se observan los granos ferríticos poligonales y las islas de perlita.

En la Figura 4.10c) se muestra las láminas de ferrita alternadas con láminas de cementita. La cementita está compuesta por 6.69% de carbono, esto permite que las dislocaciones encuentren mayor restricción para desplazarse. Entre más finas sean las láminas alternadas de ferrita y cementita, mayor es la resistencia que la perlita brinda al acero al carbono. Se permitió refinar las láminas de cementita en las islas de perlita, esto se muestra en la Figura 4.10d).

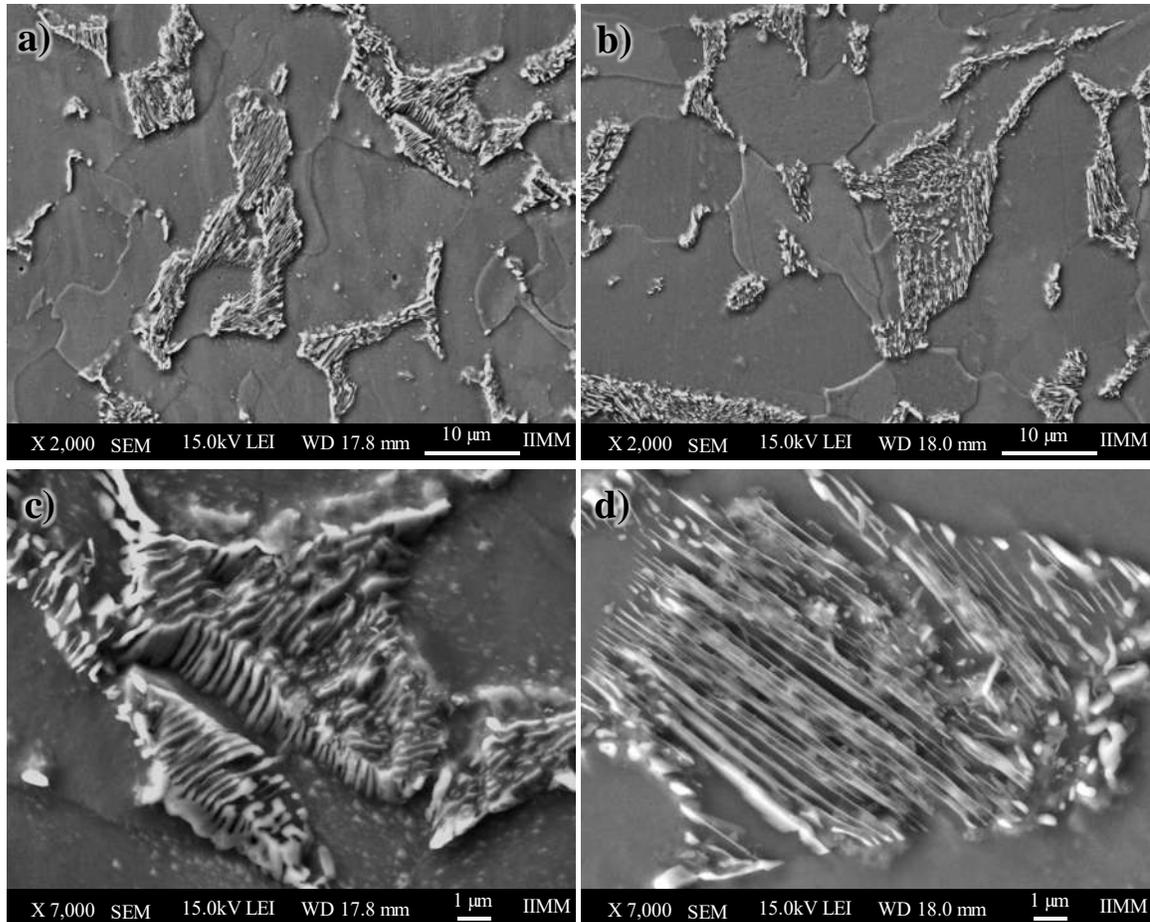


Figura 4.10. Micrografías obtenidas por MEB en material base, a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM a 7000x.

Las imágenes de la Figura 4.11 muestra a detalle la microestructura de la ZCG. El crecimiento del grano es un proceso activado térmicamente impulsado por la reducción de la energía límite del grano. Físicamente, se produce por el crecimiento de los granos más grandes a expensas de los más pequeños que tienden a encogerse [85]. La Figura 4.11a) muestra bloques de austenita retenida en la matriz ferrítica. Los bordes de grano son de gran tamaño, por lo cual no se aprecian en la imagen. Por otro lado, la Figura 4.11b) muestra las zonas de austenita retenida fragmentadas en la matriz de ferrita. Dado que la ferrita es paramagnética cuando es sometida a temperaturas por encima de la temperatura de Curie (771 °C), es posible que esta sea alineada con el flujo del campo magnético aplicado, lo cual, no permite su difusión a los bordes de la austenita en el proceso de transformación en estado sólido, provocando que la austenita retenida quede atrapada entre zonas ferríticas. En la

Figura 4.11c) se muestra la ferrita proeutectoide entre las zonas de austenita retenida, mientras que los granos obtenidos dentro de una matriz ferrítica en la ZCG de la unión CCM (Figura 4.10d), presentan una morfología anómala a la esperada en una matriz ferrítica. Se observa en ciertas zonas del borde como las líneas de flujo del campo magnético impiden la movilidad de los átomos, esto se puede observar en los rectángulos de color rojo, a la vez, en el círculo negro se observa el intento de formación de nuevos granos a partir de los bordes preexistentes. Así mismo, se aprecia en el borde de grano láminas de cementita finas.

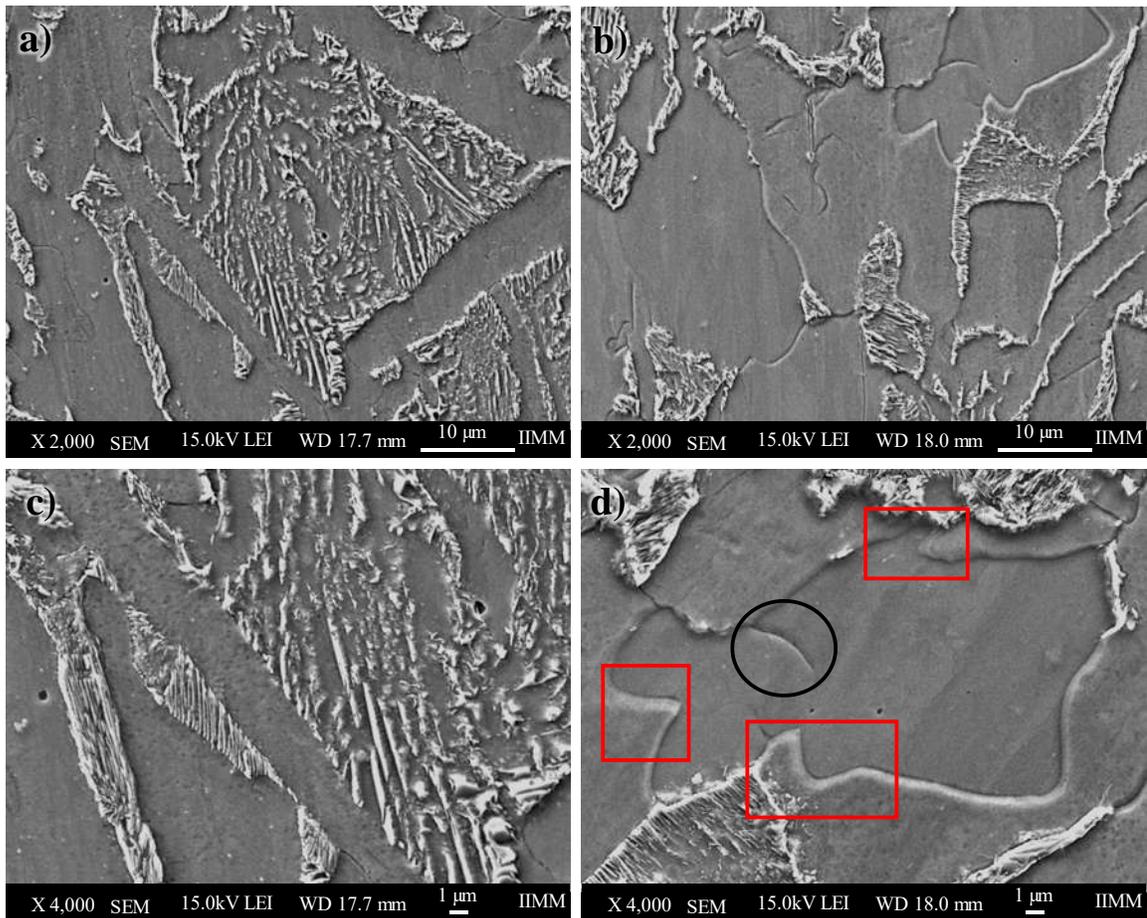


Figura 4.11. Micrografías obtenidas por MEB en zona de crecimiento de grano; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

En la Figura 4.12 se aprecia la zona del metal de soldadura en las juntas soldadas SCM y CCM. El metal de soldadura sufre un proceso de solidificación a una velocidad tan rápida, que es común observar inclusiones en la microestructura. Durante el proceso de solidificación, la primera fase sólida que se forma durante el enfriamiento, no corresponde a la fase metálica de la matriz, si no

que corresponde a productos de las reacciones de desoxidación. La desoxidación con Si es muy común en procesos de unión, por ende, se pueden encontrar residuos del aleante como SiO_2 . También es común encontrar combinaciones de varios elementos presentes en el acero como MnSiO_3 y Mn(O,S) [86], generalmente vítreos y esféricos [87]. En el análisis por MEB del MS en la junta soldada SCM de la Figura 4.12a) se observan inclusiones esféricas de aproximadamente $2.45 \mu\text{m}$ de diámetro, que según la composición de la Tabla 4.4, corresponden a inclusiones de Mn(OS) . La aplicación de campos magnéticos no permitió que las inclusiones fueran de un tamaño similar a la junta soldada SCM, esto se puede apreciar en la imagen de la Figura 4.12b), donde las inclusiones, dispersas en la matriz y con un tamaño promedio de $0.78 \mu\text{m}$. De igual forma, en la Figura 4.12a-b) se observan zonas de desprendimiento de las mismas debido al ataque químico. En la junta soldada SCM estos muestran un diámetro promedio de $2.85 \mu\text{m}$, mientras que en la junta soldada CCM el diámetro promedio es de $1.5 \mu\text{m}$, presentando una reducción del 47.36% de su tamaño promedio. En la Figura 4.12c) se muestran islas de perlita en el MS de la junta soldada SCM. Dichas islas contienen menor concentración de cementita, caso contrario de la junta soldada CCM en la Figura 4.12d) y mientras que en la Figura 4.12c) se presenta una sección de un grano ferrítico, en la Figura 4.12d) se muestran diversos granos ferríticos con morfología irregular. Esto es debido a que los campos magnéticos, limitan la movilidad de los átomos excitados térmicamente, esto permite la generación de nuevos puntos de nucleación y, por ende, granos ferríticos con morfología anómala. Al realizar el análisis químico en los precipitados presentes en el MS de la unión SCM (Figura 4.12c), se puede observar en la Figura 4.12e-f), que predomina la presencia de S y Mn, por la cual, se deduce que las inclusiones son sulfuro de manganeso.

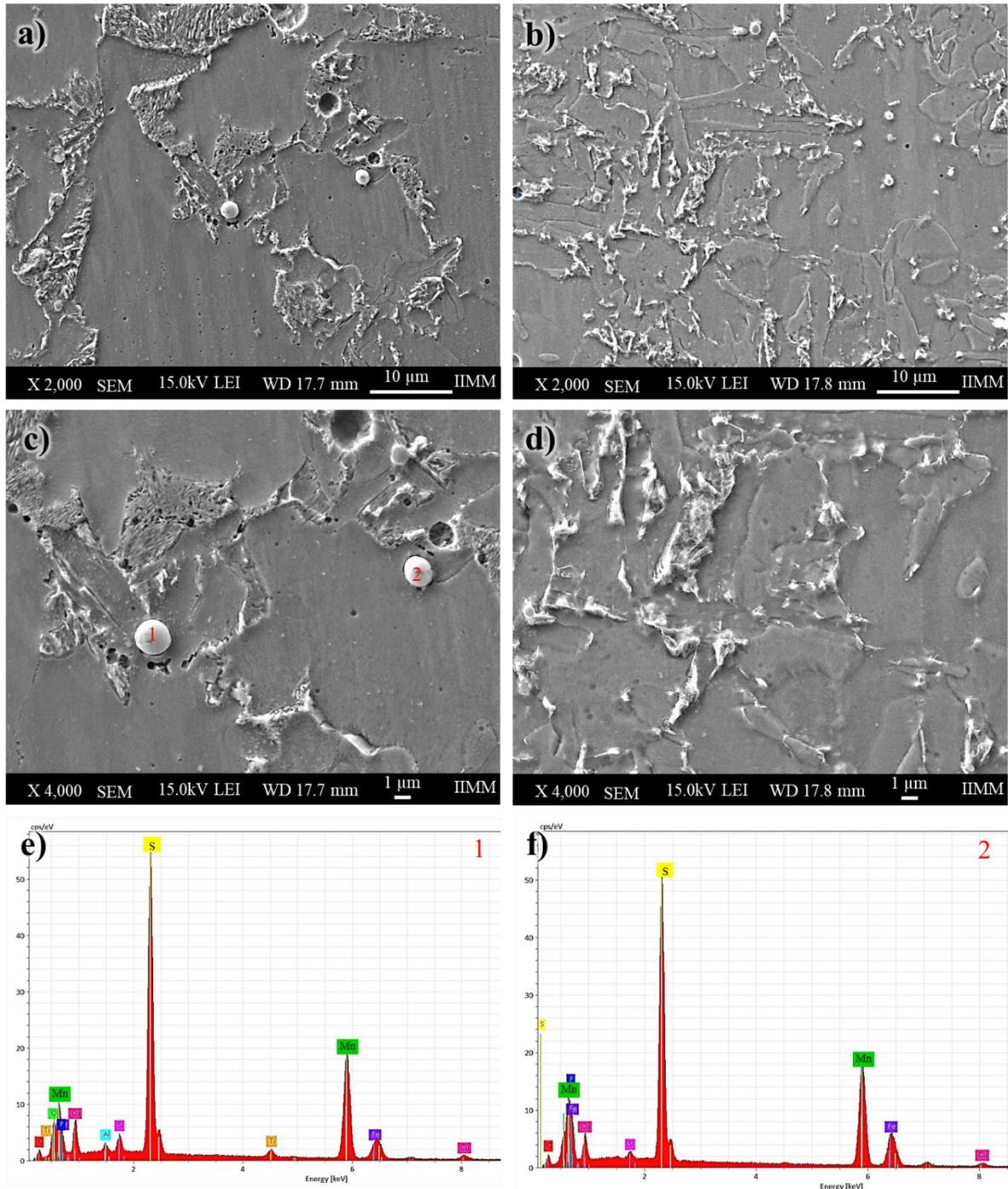


Figura 4.12. Micrografías obtenidas por MEB en zona de metal de soldadura; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM, d) unión CCM, e) EDS punto 1 y f) EDS punto 2.

En la Tabla 4.4 se muestra el porcentaje de masa obtenido en los EDS de la Figura 4.12. ambos puntos están enriquecidos en azufre y manganeso.

Tabla 4.4. Análisis por EDS en MS de la junta soldada SCM (% peso aproximado).

Elemento	Punto 1	Punto 2
Carbono	1.6	1.95
Aluminio	0.73	NA
Silicio	1.41	0.59
Azufre	28.64	27.84
Titanio	2.09	NA
Manganeso	50.96	49.15
Cobre	5.49	4.5
Hierro	7.49	15.94

4.1.5 Difracción de electrones retro dispersados (EBSD, por sus siglas en inglés)

4.1.5.1 Zona afectada térmicamente.

La Figura 4.13 muestra los detalles encontrados en la ZAT para ambas uniones por la técnica de EBSD. La Figura 4.13a) muestra la morfología de los granos en la ZCG en la unión SCM, se observan granos con una morfología irregular y acicular, pero de un tamaño más homogéneo, obteniendo un promedio de 19.87 μm . en la esquina superior izquierda de la imagen, se observa la zona más cercana a la LF, la cual presenta granos de menor tamaño con estructura acicular, así mismo se muestra la austenita retenida en zonas de color rojo y azul. Por otro lado, en la ZAT de la junta soldada con campos magnéticos en la Figura 4.13b), se obtuvo un tamaño promedio 16.43 μm , algunas zonas presentan granos con estructura acicular y en el centro de la imagen se observa una banda en la sección transversal con granos de morfología que tiende a ser poligonal y alargada. Los campos magnéticos permiten generar nuevos puntos de nucleación en un proceso de solidificación, en esta zona, este fenómeno no ocurre debido a que se presenta una transformación en estado sólido, aun así, se puede apreciar a través de toda la sección analizada, zonas con refinamiento de grano con morfología irregular. A altas temperaturas el acero al carbono se transforma de ferromagnético a paramagnético, es decir, el momento magnético de los átomos se alinea en dirección del campo magnético. Los átomos dirigidos por el campo magnético, en el sentido perpendicular a los límites de granos existentes, limitan el proceso de liberación de energía por la coalescencia de los granos. Sin embargo, existen elementos que presentan propiedades diamagnéticas, es decir, los orbitales atómicos son reorientados por el efecto del campo magnético externo, esto provoca un fenómeno que imita corrientes inducidas y por consecuencia se generan pequeños campos magnéticos que se oponen al campo magnético externo aplicado. El carbono,

presenta propiedades diamagnéticas, por lo cual se deduce que las zonas en donde no se restringió la coalescencia de los granos, fue debido a la oposición de una zona enriquecida en carbono [88].

En el caso del diagrama de Euler en la junta soldada SCM (Figura 4.13c), se muestra que para el ángulo φ_1 , tiende a rotar a ángulos altos y es el ángulo que se presenta con mayor periodicidad en esta zona. Esto es debido a que se favorece al plano de desplazamiento de átomos ionizados hacia la fuente de poder, caso contrario de la junta soldada CCM (Figura 4.13d), donde el ángulo φ_1 , se muestra en las zonas de refinamiento y según los colores representados en la Figura, se requiere menor rotación en la zona analizada. Si se observa a detalle el ángulo Φ en la Figura 4.13c), a pesar de que es el ángulo que presenta menor cobertura en la matriz, se presenta concentrado en la zona aledaña a la línea de fusión, es decir a la zona que presentó refinamiento de grano, mientras que en la junta soldada SCM (Figura 4.13d) se muestra disperso en la zona con granos poligonales. El ángulo φ_2 que se refiere a una rotación en el eje z posterior al giro en el eje x, en la junta soldada SCM presenta una tendencia a ángulos altos y se muestra disperso en las zonas donde se observa granos con estructura poligonal, siendo el giro de celda que más presencia muestra en la zona analizada. Sin embargo, en la junta soldada CCM, este ángulo presenta una tendencia a ángulos medios y altos en la Figura 4.13d), esto sugiere que la aplicación de campos magnéticos impide el giro de las celdas en φ_2 (Figura 4.13d), y favorece el giro en el eje z.

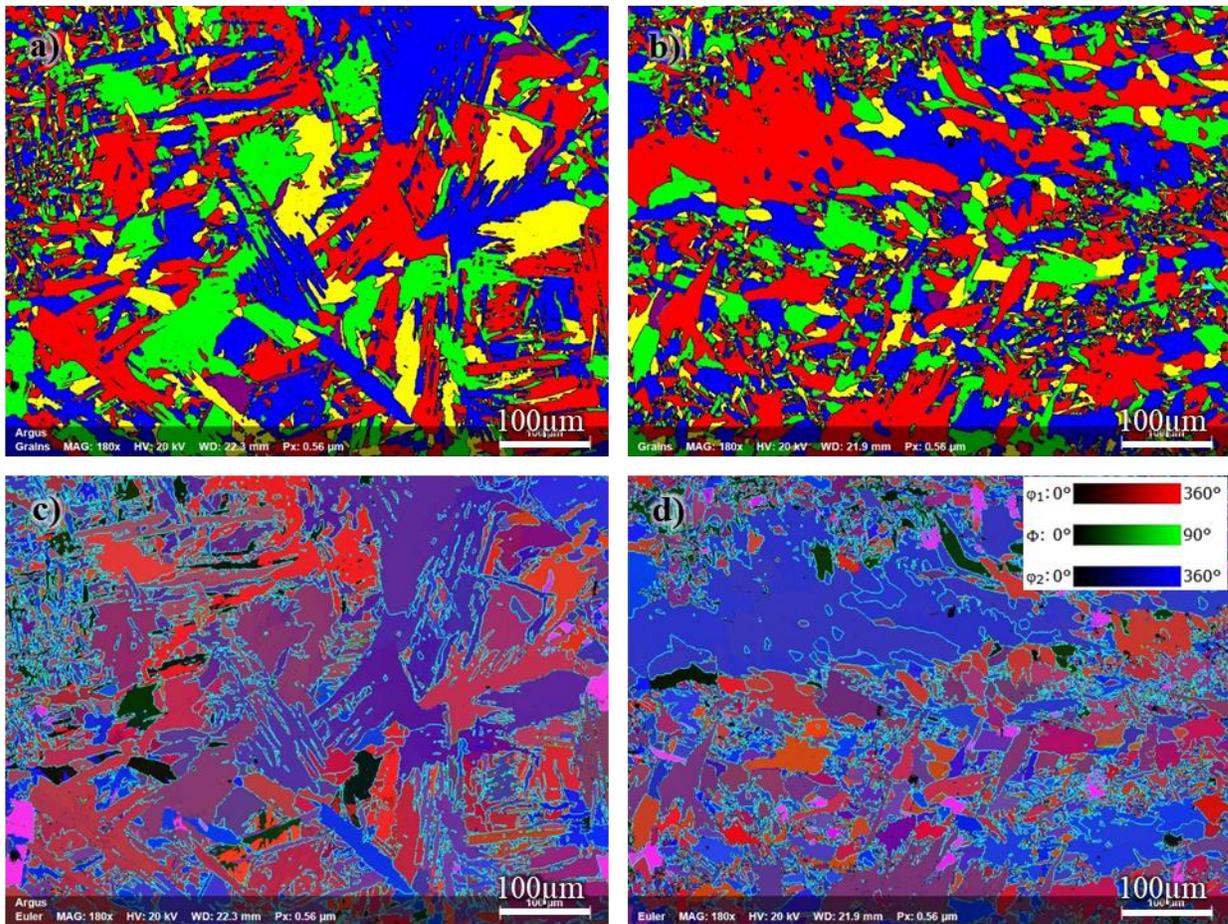


Figura 4.13. Micrografías obtenidas con la técnica EBSD de la ZCG; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM. Diagrama Euler; c) unión SCM y d) unión CCM.

La Figura 4.14 muestra el mapa de orientación en el eje x de la ZCG, mientras que la junta soldada SCM presenta una preferencia mixta entre el plano (101) y (001). La junta soldada CCM presenta una orientación al plano (101), esto indica que la orientación de los planos preferenciales para la transferencia térmica durante el proceso de unión, fueron reorientados con los planos preferenciales para la magnetización del acero, se asume que la zona de la Figura 4.14b) que muestra una franja de orientación completa hacia el plano (101). Según la literatura, cuando los aleantes diamagnéticos son sometidos a un campo magnético externo, debido a que la susceptibilidad magnética es negativa, los aleantes son atraídos hacia las regiones donde el campo magnético es débil [39], esto puede explicar la concentración de orientaciones en la región donde la coalescencia de los granos no fue restringida.

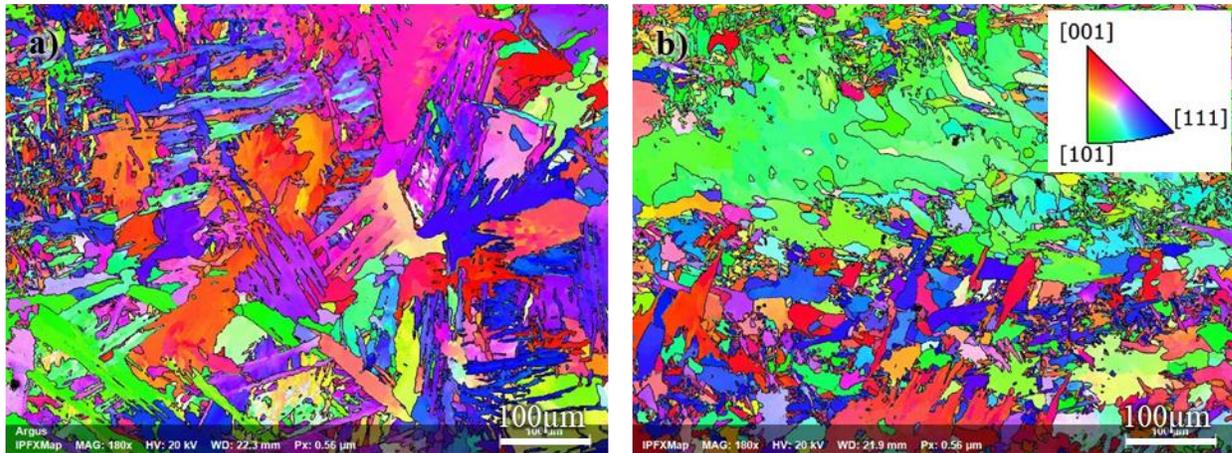


Figura 4.14. Figura de polos inversa en ZAT (acero A36); a) unión SCM y b) unión CCM.

Las altas desorientaciones crean una tensión elástica localizada no uniforme [89], la Figura 4.15a) muestra el GAM en la junta soldada SCM, donde se observa como los promedios de desorientación están dispersos en la ZCG y conforme se acerca a la LF, los ángulos de desorientación disminuyen, se asume que la interacción electromagnética genera mayor vibración en la pileta líquida, esto podría propiciar el reacomodo de las celdas cristalinas, permitiendo así, disminuir el ángulo de desorientación entre ellos como se observa en la Figura 4.15b). En su mayoría, las zonas que presentan refinamiento de los granos, carecen de alta desorientación. Por otro lado, el KAM muestra zonas de desorientación que crean tensiones plásticas tanto en la junta soldada SCM de la Figura 4.15c) como en la junta soldada CCM de la Figura 4.15d), tanto el ángulo máximo como la distribución de KAM es muy similar en ambas uniones.

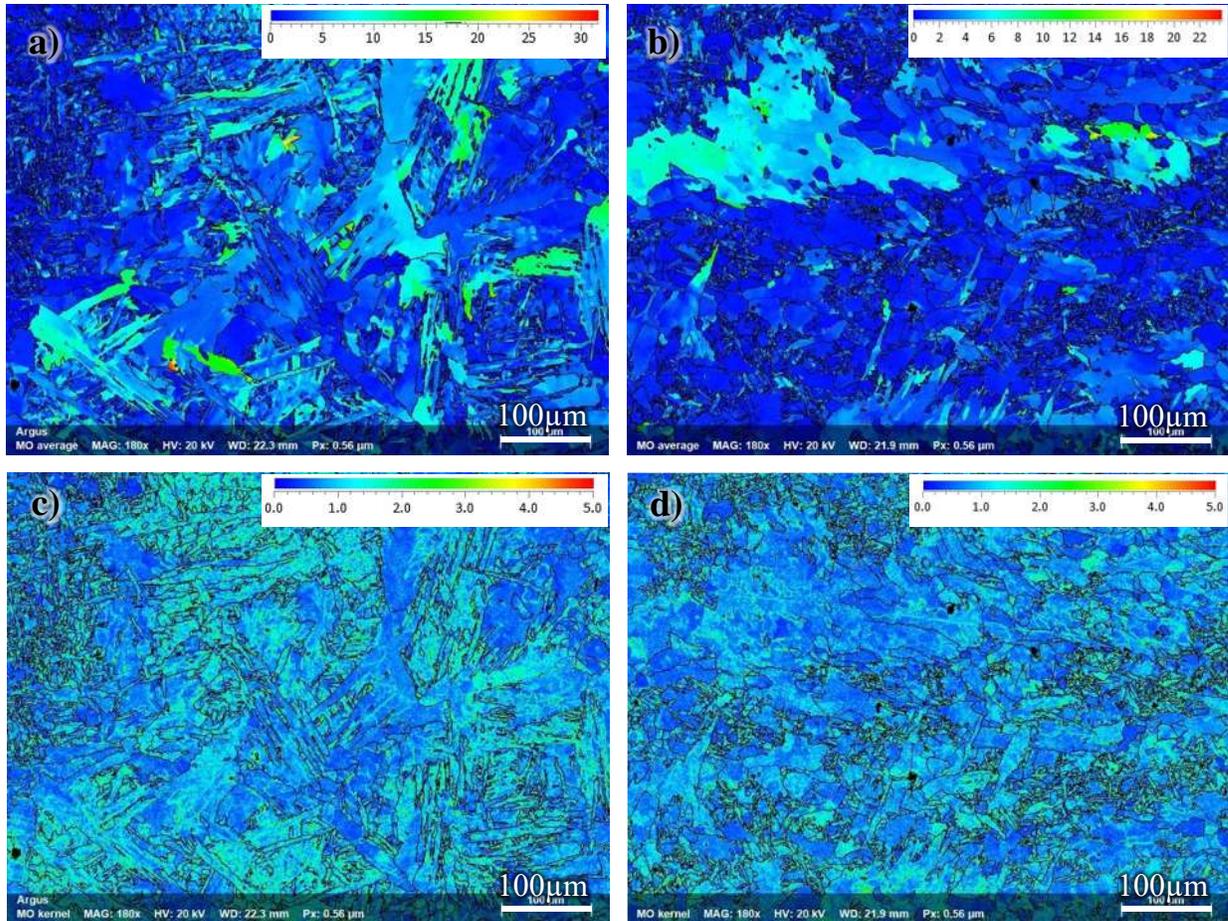


Figura 4.15. Mapas de desorientación con técnica EBSD de la ZCG; a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión SCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión SCM.

La Figura 4.16 muestra los gráficos obtenidos por el análisis de orientación con la técnica de EBSD. Para un análisis de recristalización, el GAM es más preciso. Expresa la desorientación promedio entre puntos dentro de un grano. Para definir si se presentó un fenómeno de recristalización, el ángulo de desorientación debe de estar por debajo de 0.5% [90]. Tanto la imagen de la Figura 4.15b) como el gráfico de la Figura 4.16a) muestran la disminución del ángulo con la aplicación de campos magnéticos durante el proceso de soldadura. La junta soldada CCM presenta una disminución del GAM de un 54% en la Figura 4.16a), en el caso del grafico de KAM de la Figura 4.16b), no se muestra un cambio significativo en la cuantificación de la desorientación.

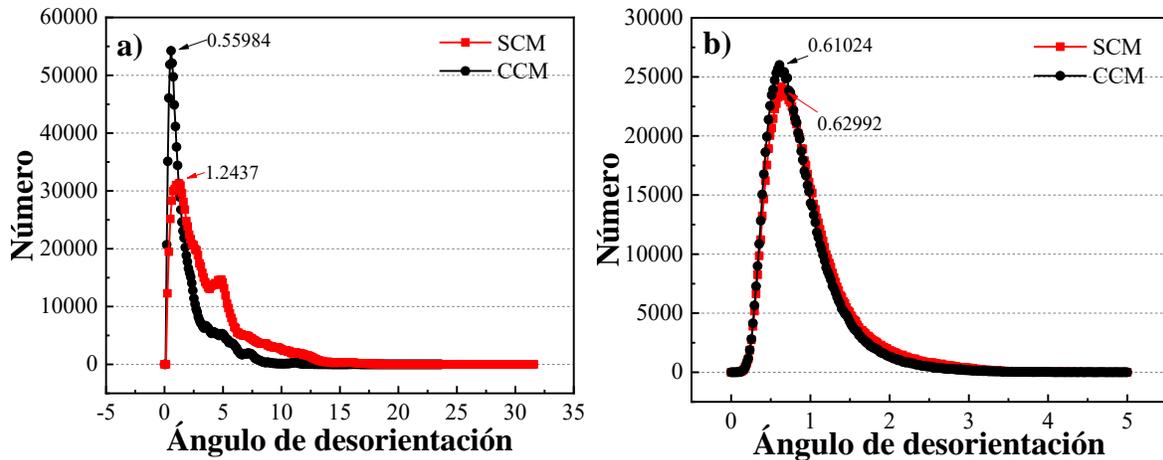


Figura 4.16. Promedio de desorientación por EBSD en la ZCG; a) GAM y b) KAM.

4.1.5.2 Línea de fusión.

La Figura 4.17 muestra la morfología de los granos en la LF y las imágenes de Euler. El tamaño de grano promedio disminuyó en la línea de fusión con la aplicación de los campos magnéticos externos. La junta soldada SCM (Figura 4.17a), presenta un tamaño de grano promedio de 20.18 μm , mientras que la junta soldada CCM de la Figura 4.17b) presenta un tamaño promedio de 15.19 μm , mientras. El refinamiento en la zona más cercana a la línea de fusión es evidente en la Figura 4.17b). Al analizar los gráficos de Euler, el ángulo φ_1 se muestra disperso en ambas uniones y a diferentes grados de inclinación en las fases presentes, mientras que el ángulo φ_2 se muestra disperso en la matriz a ángulos altos. El ángulo Φ , se muestra disperso en la zona analizada de la junta soldada SCM a ángulos bajos (Figura 4.17c), por otro lado, en la junta soldada CCM (Figura 4.17d), se muestra a ángulos medios y sin presencia en el metal de soldadura.

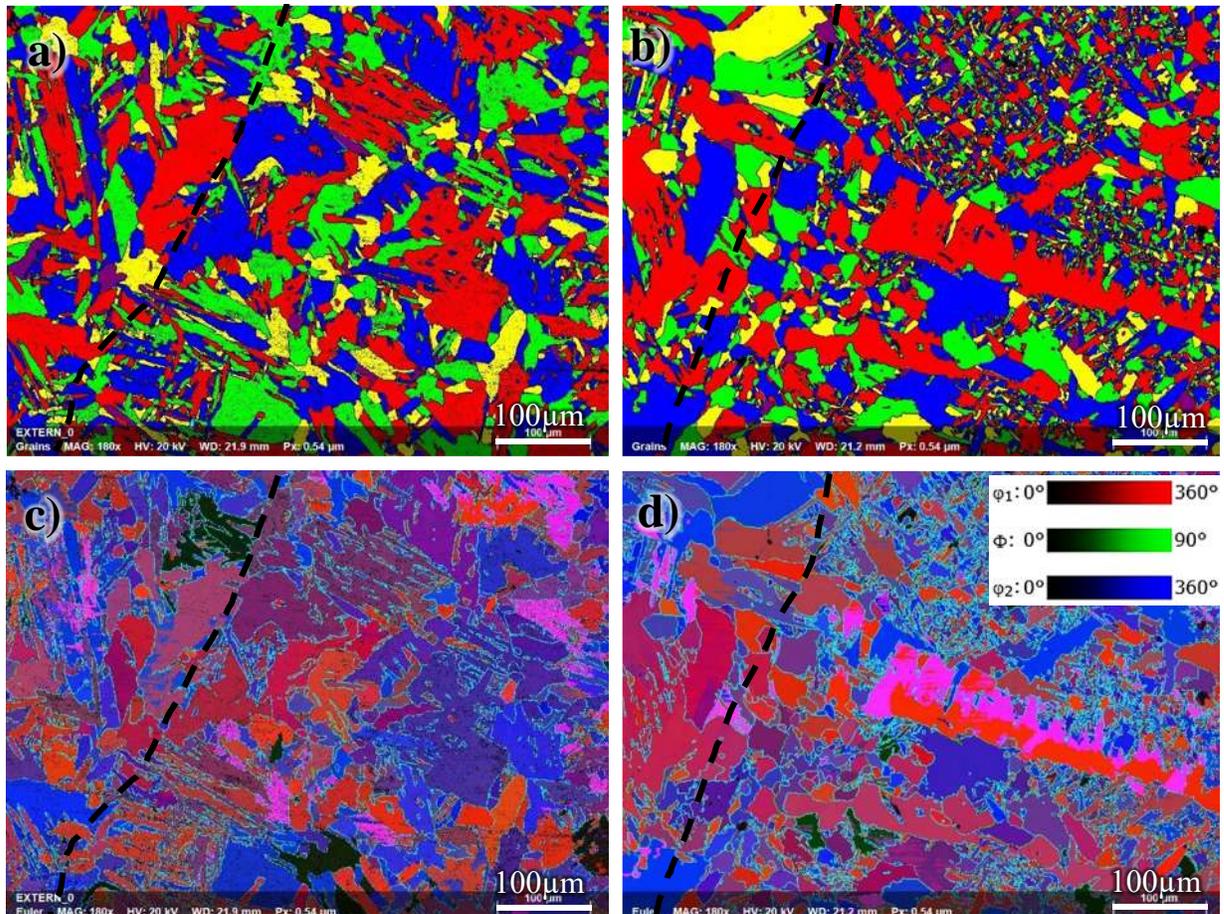


Figura 4.17. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) Euler unión SCM y d) Euler unión CCM.

En la Figura 4.18 se muestra la orientación preferencial para cada junta soldada. En la Figura 4.18a) se muestra la orientación de los granos en la línea de fusión de la junta soldada SCM, donde se observa que no existe una orientación preferencial, mientras que en la Figura 4.18b) para la junta soldada CCM, el área de la LF se encuentra orientado preferentemente al plano (001). Esto indica que, en la zona de mayor temperatura de transformación en estado sólido, los campos magnéticos permiten obtener una orientación de las celdas unitarias en la dirección del flujo de las líneas del campo.

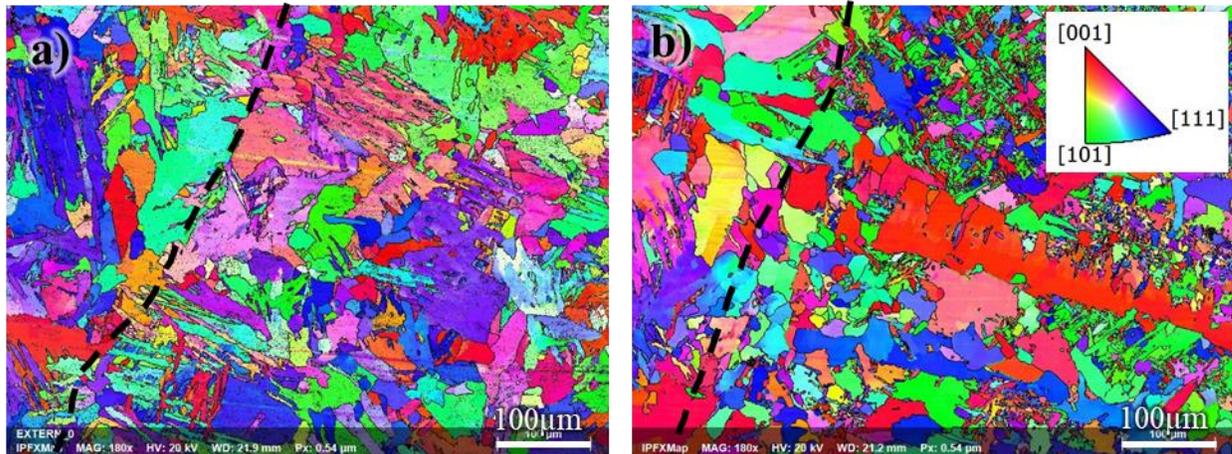


Figura 4.18. Figura de polos inversa en LF (acero A36); a) unión SCM y b) unión CCM.

Los campos magnéticos limitan la movilidad de los átomos ionizados hacia la fuente de poder, esta limitación permite generar granos de menor tamaño en la ZCG que en una soldadura convencional. Este acomodamiento de los granos, acompañado de una vibración adicional en la pileta líquida, debido a la agitación electromagnética, permite generar planos de celdas más uniformes entre ellas, esto se muestra en la Figura 4.19b). La ZCG cercana a la línea de fusión carece de GAM elevados, caso contrario de la unión SCM de la Figura 4.19a), donde, tanto el metal de soldadura como la ZCG, presentan un ángulo de inclinación entre una celda y otra. En el caso del análisis de los esfuerzos plásticos que se muestran en el promedio de KAM, la unión SCM presenta mayor ángulo de inclinación entre un punto y otro (Figura 4.19c) En comparación con la junta soldada CCM de la Figura 4.19d), esto se corrobora con la gráfica de KAM en la Figura 4.20b).

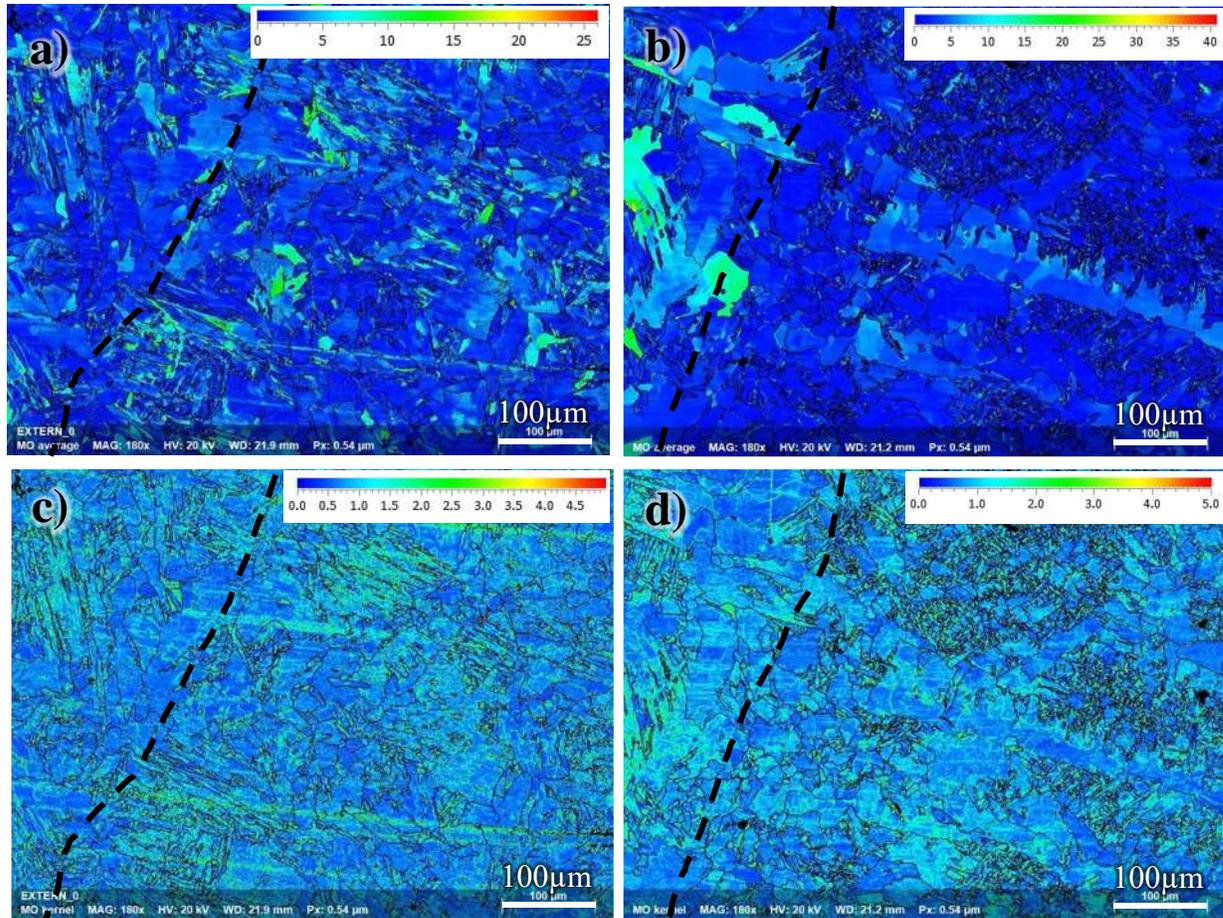


Figura 4.19. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF; a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión SCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.

La mayoría de los granos en la junta soldada CCM están desorientados en un rango de 0° a 4° grados, con el pico máximo en 0.64° , esto se muestra en el gráfico de la Figura 4.20a). La recrystalización de la zona analizada se define por la disminución del GAM. Esto debido a que los granos formados carecen de esfuerzos residuales. Mientras que en la unión SCM, la intensidad disminuye, debido a que su desalineación es más aleatoria, y presenta un rango de desorientación desde 0° hasta 5° , presentando el pico máximo en 1.02° (Figura 4.20a). Esto se puede corroborar analizando las imágenes de la Figura 4.19, donde se observan los GAM, estos resultados son muy similares a los obtenidos por el autor Boumerzoug et al [91], quienes analizaron mapeos de EBSD de la región más cercana a la LF en la ZAT, mostrando el efecto del flujo de calor en la dirección sobre el alargamiento de los granos de ferrita.

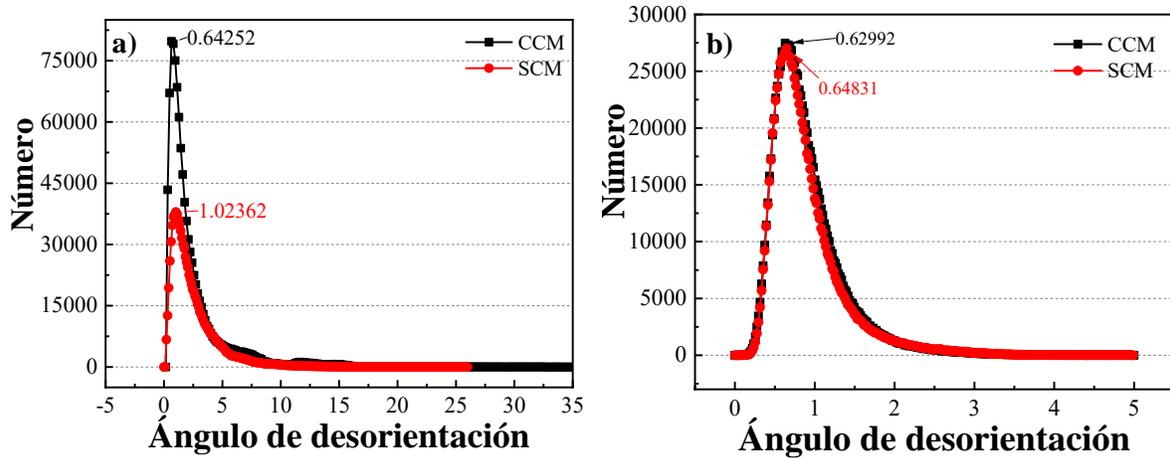


Figura 4.20. Promedio de desorientación por EBSD en LF; a) GAM y b) KAM.

En EBSD, un grano se define como una región rodeada por límites con una desorientación cristalina mayor a 15° . El KAM en la junta soldada CCM presenta una disminución de 0.0183° en la Figura 4.20b), lo que implica baja densidad de dislocaciones en esta área [92].

4.1.5.3 Metal de soldadura

En la Figura 4.21 se observa la morfología obtenida en el metal de soldadura (MS) por la señal de Argus en la técnica de EBSD, donde se denotan los granos, con un tamaño promedio de $16.55 \mu\text{m}$ en la junta soldada SCM, mientras que la junta soldada CCM presenta un tamaño promedio de $15.14 \mu\text{m}$, 4 unidades por debajo del promedio obtenido en la ZCG.

El diagrama de Euler de la junta soldada CCM que se observa en la Figura 4.21d), se aprecia que el ángulo φ_1 tiende a mostrar el giro a ángulos altos y medios, mientras que en la junta soldada SCM de la Figura 4.21c), el ángulo φ_1 se muestra en menor cantidad y a ángulos altos. Si se observa a detalle el ángulo Φ en la Figura 4.21d), la presencia del giro en este ángulo es casi nulo y las pocas zonas que lo muestran es con tendencia a ángulo medio, mientras que en la junta SCM, se observa a 0° ; Por último, el ángulo φ_2 se observa a ángulos altos en la junta soldada SCM (Figura 4.21c) en una banda que atraviesa toda la sección transversal de la zona analizada, mientras que en la junta soldada CCM de la Figura 4.21d), se observa dispersa en la matriz.

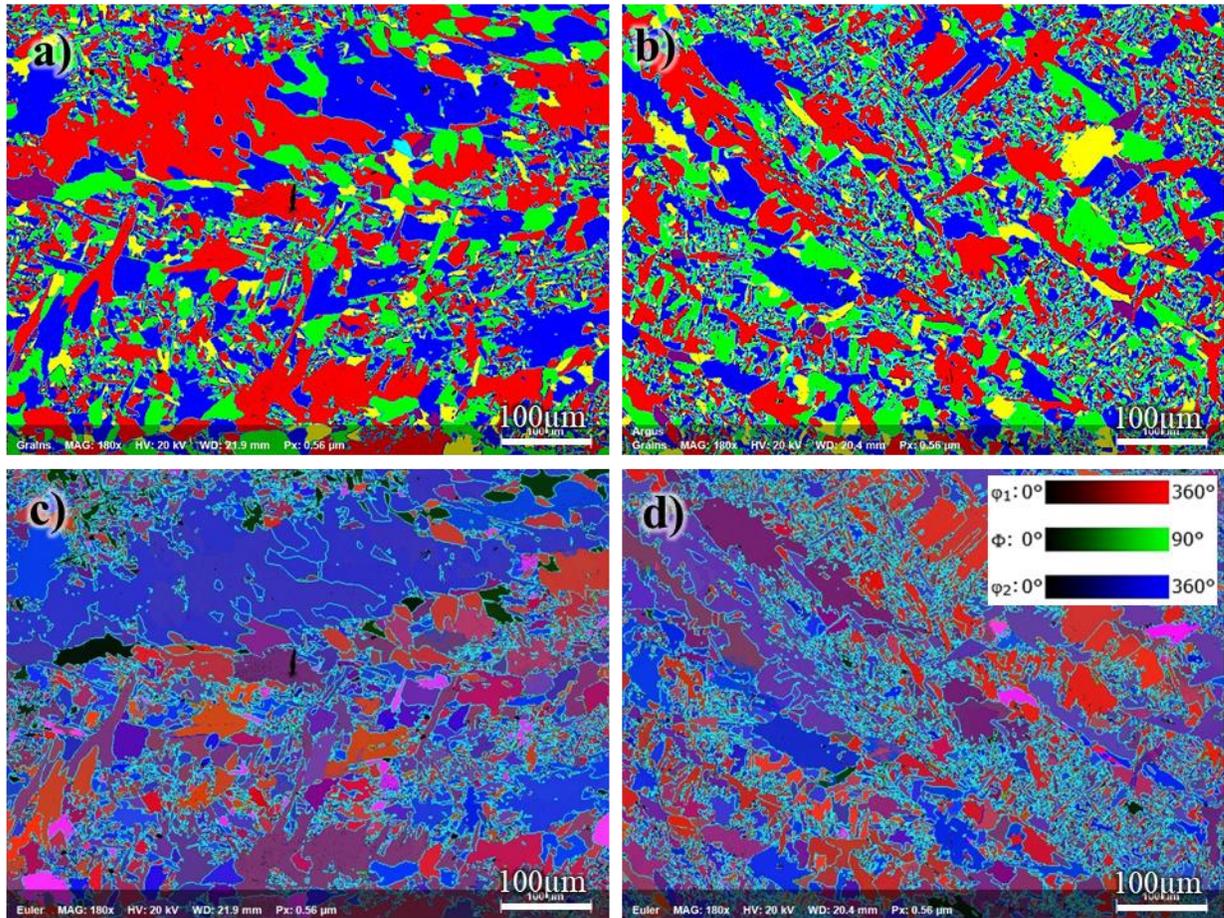


Figura 4.21. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de MS; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) diagrama de Euler unión SCM y d) diagrama de Euler unión CCM.

La Figura 4.22 muestra las figuras de polos inversas para ambas juntas soldadas. El mapeo presenta una preferencia al plano (101) para la junta soldada SCM (Figura 4.22a). Sin embargo, en la junta soldada CCM de la Figura 4.22b) se muestra una orientación mixta entre el plano de origen (001) y (101), esto indica un desplazamiento de la orientación de las celdas, lo cual es corroborado con el gráfico de Euler de la Figura 4.21d), donde el ángulo ϕ no muestra una rotación necesaria para ajuste con ejes primarios.

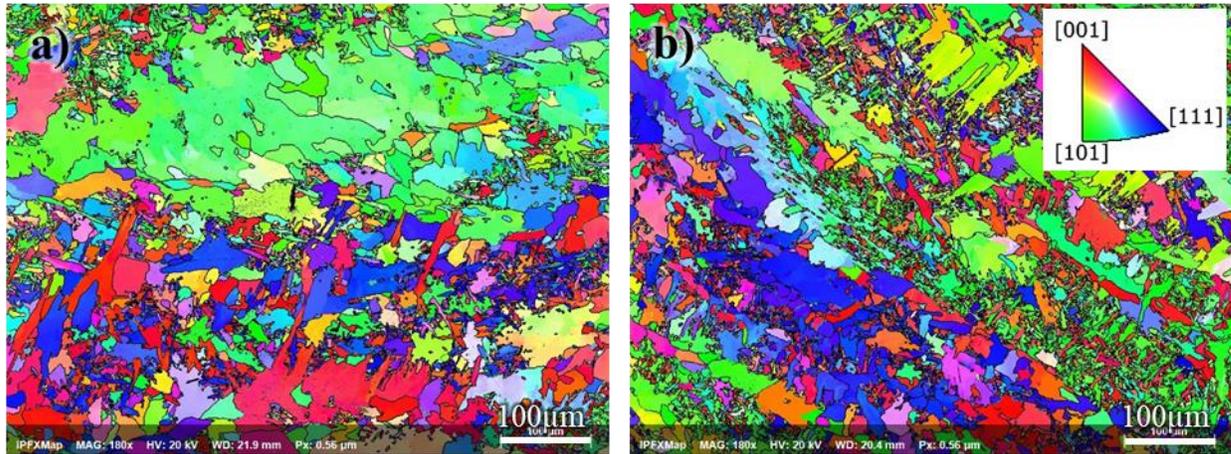


Figura 4.22. Figura de polos inversa en MS (acero A36); a) unión SCM y b) unión CCM.

Las vibraciones provocadas en la piletta de soldadura debido al aumento de las vibraciones térmicas de los átomos [93]. Adicional, las vibraciones causadas por el campo magnético, durante el proceso de solidificación, propicia un acomodo atómico más ordenado, esto disminuye la presencia de defectos en la red y por ende, disminuye los esfuerzos residuales en el cordón [94]. Esto se puede apreciar en la Figura 4.23b), donde se observa la imagen correspondiente al GAM en el metal de soldadura de la junta soldada CCM, así mismo, la presencia de ángulos altos disminuye en el KAM de la Figura 4.23d). Caso contrario del MS de la junta soldada SCM, donde el metal de soldadura presenta considerables esfuerzos residuales plásticos (Figura 4.23a), los cuales se observan en la banda alineada al ángulo φ_2 (Figura 4.21c), estos esfuerzos plásticos también corresponden a la alineación de las celdas al plano [101] en el eje x (Figura 4.22a), por otro lado, aunque los esfuerzos elásticos no se eliminan en la junta soldada CCM (Figura 4.23d), si se disminuye el ángulo de inclinación entre las celdas, provocando tensiones elásticas en la junta soldada SCM como se observa en la Figura 4.23c).

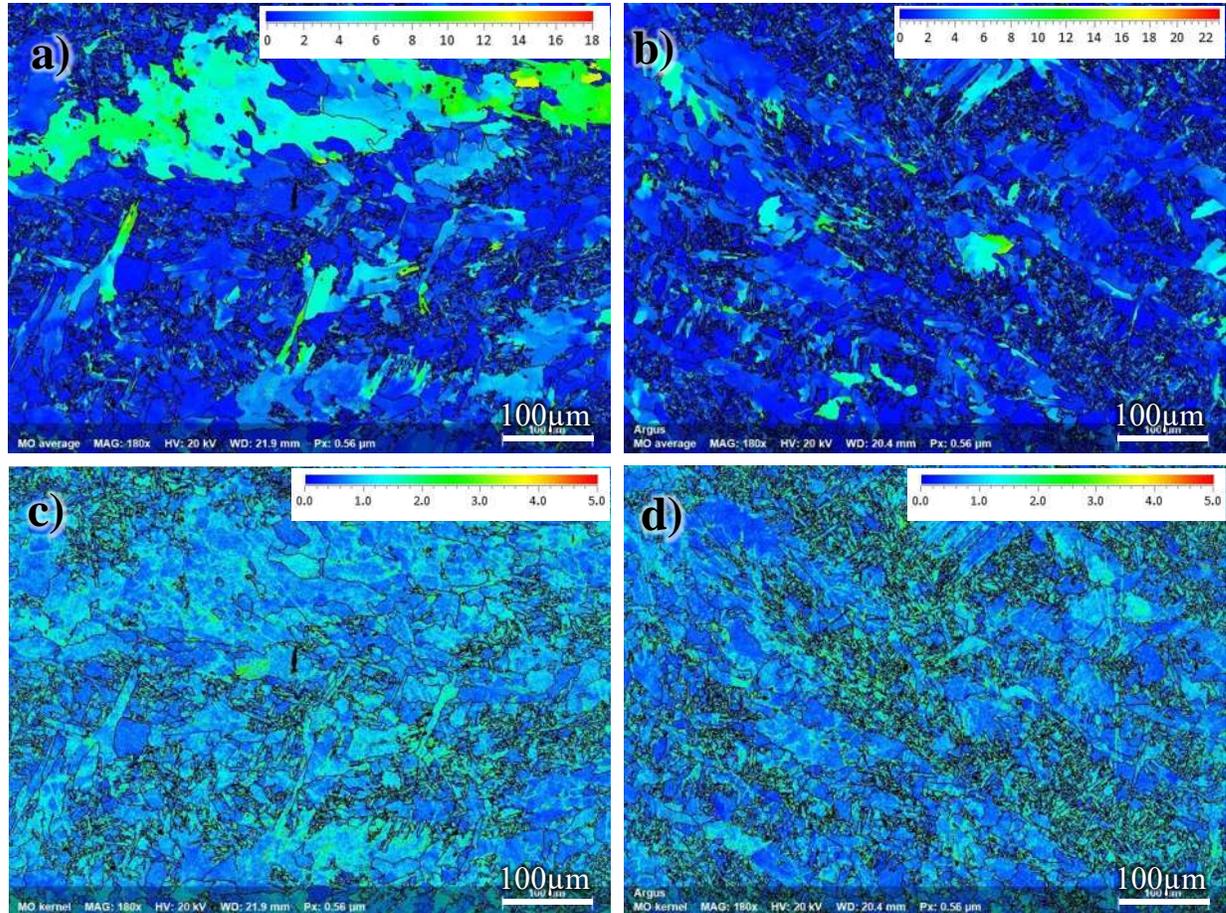


Figura 4.23. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS; a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.

Lo observado en las imágenes de GAM en la Figura 4.23a-b) se corrobora con la gráfica obtenida en la Figura 4.24a), en la cual se muestra cuantitativamente una disminución del ángulo de inclinación entre los defectos puntuales de 0.0263° . Esto indica menos tensión entre cada hueco de la matriz, también se observa que para el caso de la junta soldada SCM (línea con puntos rojos) se muestran picos de menor intensidad a 5° y 7.5° , mismos que desaparecen en la junta soldada CCM (línea con cuadros negros). En la Figura 4.24b) se muestra el KAM, donde se muestra la disminución del pico máximo por 0.07874° , esto indica una disminución de la intensidad de los esfuerzos elásticos en la matriz. Aunque ambas juntas soldadas se encuentran en rangos indicativos de un proceso de refinación, la disminución de los picos máximos en las gráficas de la Figura 4.24, describe mayor área de refinación de grano en el MS de la junta soldada CCM.

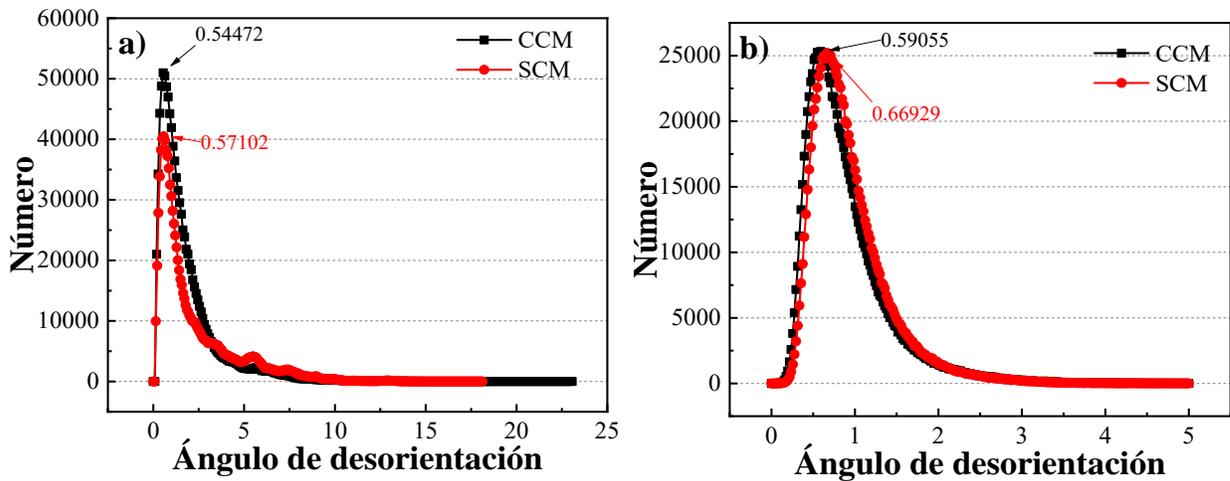


Figura 4.24. Promedio de desorientación por EBSD en MS; a) GAM y b) KAM.

4.1.6 Perfiles de microdureza.

Las gráficas de la Figura 4.25 presentan los perfiles de microdureza realizados en la sección transversal de las juntas soldadas. La Figura 4.25a) presenta el perfil de microdureza en la junta soldada SCM, el cual se realizó en la zona media de la misma. El perfil muestra simetría entre ambos lados del cordón, con tendencia al incremento de la microdureza a medida que se aproxima a la LF, esto debido a las afectaciones térmicas durante el proceso de soldadura. Cada una de las subzonas presentes en la ZAT sufre un cambio de microestructura, así como la acumulación de esfuerzos residuales y la retención de fases más duras como la austenita. Esto provoca que la dureza en la ZAT sea mayor que en MB. Debido a que la unión con campos magnéticos presenta diversas morfologías a lo largo y ancho del cordón, se realizó barrido de microdureza en tres niveles, los cuales se muestran graficados en la Figura 4.25b). La gráfica de la Figura 4.25b) muestra los tres perfiles realizados en la sección transversal de la junta soldada CCM. Al igual que la junta soldada SCM, se observa una tendencia al incremento gradual de la microdureza desde MB hacia la LF. Dado que la línea del centro de la pieza presenta menor dispersión con un perfil más homogéneo entre todas las secciones analizadas, fue seleccionada para la comparativa contra la junta soldada SCM.

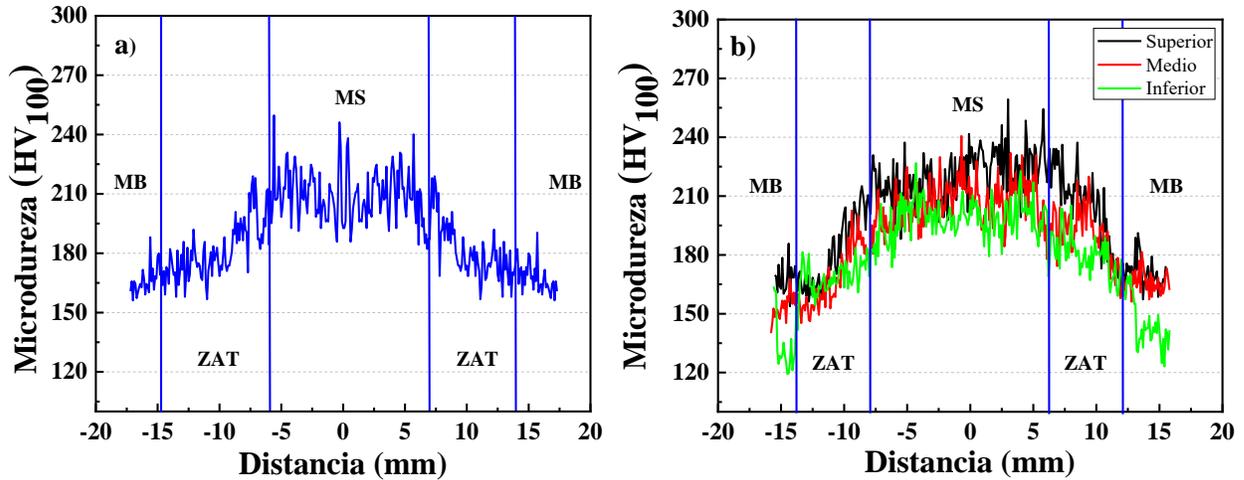


Figura 4.25. Perfil de microdureza; a) unión SCM y c) unión CCM.

En la Figura 4.26a) se muestra el gráfico de los promedios para cada una de los perfiles realizados en la junta soldada CCM, es más claro denotar como para el caso de la zona media e inferior de la unión, la microdureza obtenida en la LF presenta un decaimiento del valor, caso contrario para la zona superior, donde la LF presenta un decaimiento en el lado derecho de la junta soldada.

Por otro lado, en la Figura 4.26b) se muestra el gráfico de promedios por zona en ambas juntas soldadas. En la junta soldada SCM, la similitud entre las zonas de lado derecho y lado izquierdo es muy puntual, con valores de 211.4 y 210 unidades Vickers del lado izquierdo y derecho del MS respectivamente, mientras que la ZCG presenta valores promedios de 191.9 y 209.6 del lado izquierdo y derecho, respectivamente. El MB presenta valores promedios de 166 en ambos lados, dado que el promedio del MB sin aporte térmico es de 164 unidades Vickers, todas las zonas se muestran por encima de la media.

Por otro lado, se observa una disminución de la microdureza en el MB para la junta soldada con interacción electromagnética, presentando valores de alrededor de 150 unidades Vickers del lado izquierdo y 164 del lado derecho, es decir 16 y 2 puntos por debajo del espécimen sin interacción electromagnética, respectivamente. Así mismo, el promedio de microdureza en las zonas de MS, LF y ZCG disminuyo en la junta soldada CCM, esto es atribuido a la disminución de esfuerzos residuales en esta zona debido al refinamiento de grano, esto se muestra en los análisis de promedios de desorientación de la sección 4.1.5.

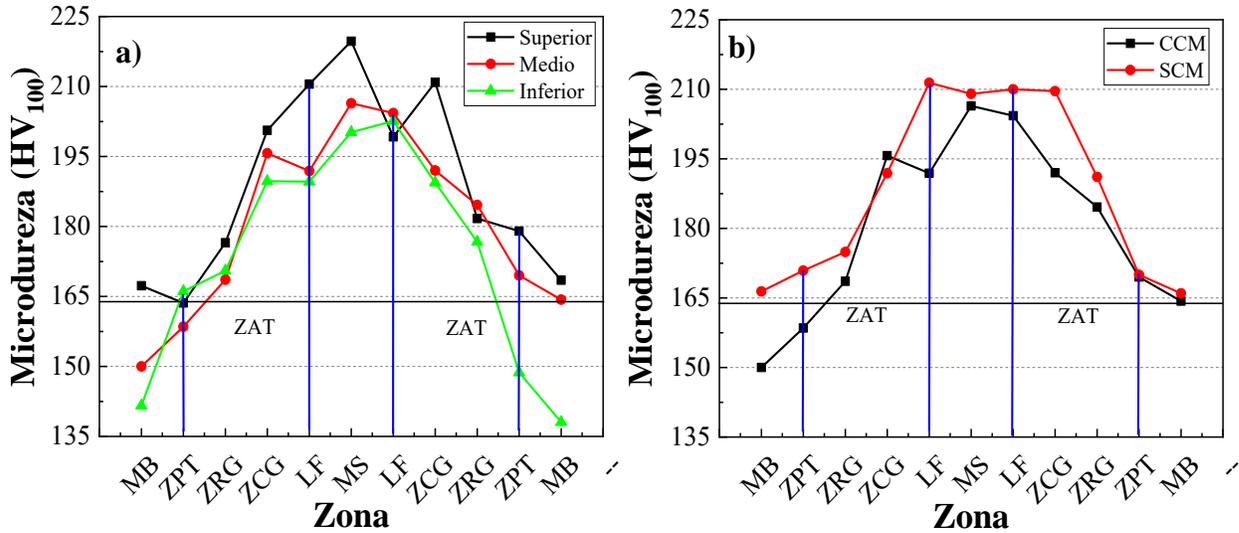


Figura 4.26. Promedios de microdureza por zonas; a) junta soldada CCM y b) comparativa entre junta soldada CCM y SCM.

Se realizó un análisis estadístico de los perfiles de microdureza. Este tratamiento de datos se presenta en las gráficas de la Figura 4.27. Se observa en el gráfico X-R de la Figura 4.27b) como entre el MB y la ZAT de la junta soldada SCM se muestra una línea de tendencia de incremento gradual hacia el valor medio de los datos. Los datos correspondientes a los subgrupos 32 al 40 del lado izquierdo del MS y los subgrupos 78 al 85 del lado derecho del MS (circulo azul), conciernen a la ZCG. Estos presentan una tendencia diferente al resto de la ZAT en ambos lados, predominando por encima del valor medio de 188.9 para X. El metal de soldadura se mantiene en su totalidad por encima de la media de los datos, esto debido a la estructura obtenida por el proceso de solidificación durante el enfriamiento de la soldadura y la alta energía retenida. En el centro de la misma (rectángulo amarillo), se aprecia un decaimiento en el valor de los datos. Esto se atribuye a que, en el centro del cordón de soldadura, el enfriamiento es menos brusco que en las extremidades y tiene oportunidad de generar una estructura similar al MB con granos ferríticos equiaxiales.

En el caso del gráfico de rangos, presentado en la Figura 4.27b), se observa como los valores no presentan una tendencia definida. Sin embargo, presentan alta dispersión entre ellos, lo cual indica que los valores de dureza tienen gran discrepancia entre una zona y otra, esta diferencia de microdureza puede provocar problemas en las propiedades mecánicas de la unión, debido a la

divergencia de los valores puede ser muy factible la presencia de problemas como nucleación de microgrietas [80].

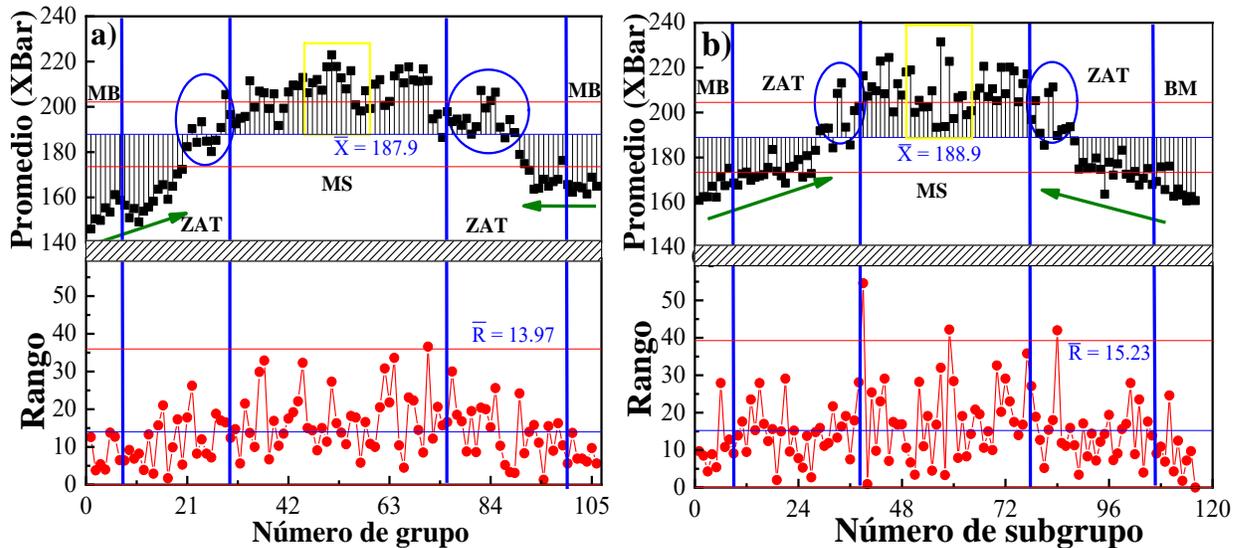


Figura 4.27. Representación de los datos de microdureza en un gráfico X-R; a) junta soldada CCM y b) junta soldada SCM.

Al analizar el gráfico X-R de los datos de la soldadura CCM mostrado en la Figura 4.27a), se observa como el comportamiento no es similar entre el lado derecho y el lado izquierdo de la junta. Para el caso del MB, los valores tienden a estar por debajo de la media. A pesar de que la ZAT presenta una tendencia a acercarse a la media, se puede observar como en la ZCG, que corresponde a los subgrupos 22-30 del lado izquierdo y 75-82 del lado derecho (círculo azul), los valores presentan poca dispersión quedando cerca de la línea central (X). Para el lado izquierdo, estos valores están por debajo de la media, mientras que, para el lado derecho, están por encima del valor medio, este lado pudo ser expuesto a un mayor gradiente magnético generado por la interacción de los campos magnéticos. Por último, el MS muestra un comportamiento similar a la junta soldada SCM, con valores por encima de la media y con un ligero incremento tendiendo hacia la derecha. Sin embargo, los valores presentan homogeneidad a través de la sección transversal de la junta soldada. A pesar de presentar diversas irregularidades en la gráfica de medias, en la gráfica de rangos se muestra como los datos son más ordenados y con menor dispersión de los valores que la

jointa soldada SCM, esto quiere decir que la microdureza es más uniforme debido a una mayor homogeneidad microestructural entre las diferentes zonas de la jointa soldada.

4.1.7 Medición de concentración de ferrita.

Se realizó un perfil del porcentaje de ferrita en el centro de la sección transversal de ambas uniones. La jointa soldada sin campo magnético que se muestra en la Figura 4.28a) muestra un perfil con comportamiento homogéneo en la zona del MS. La ZCG muestra una disminución abrupta del perfil, con comportamiento escalonado ascendente hacia el MB. Por otro lado, en la gráfica de la Figura 4.28b) se observa una disminución en la concentración de ferrita de la ZCG y el MS en la zona media de la jointa soldada. Esto es muy similar a lo obtenido por el autor Ruiz et al. [95], quienes estudiaron la unión soldada de un acero inoxidable dúplex 2101 mediante mediciones de atenuación ultrasónica, donde muestran los cambios en el contenido aparente de ferrita en función de la posición. Los autores observaron que el metal base tiene un contenido de ferrita del orden del 56%, al analizar el metal de soldadura, este desciende hasta valores del orden de 49%. En el caso del presente estudio, se obtuvo en material base un máximo de 98% de ferrita en la jointa soldada CCM y de 97% en la jointa soldada SCM, la ZAT no mostro cambios significativos al disminuir en un 1% el porcentaje de ferrita en la jointa soldada CCM, sin embargo, la convergencia de las ondas electromagnéticas en el lado derecho de la jointa soldada, permitió una disminución del 5% en la ferrita del lado mencionado. Dado que, durante el proceso de soldadura, la pileta se somete a un proceso de solidificación a altas velocidades, la vibración en los átomos en la pileta líquida y la restricción del crecimiento dendrítico debido a las líneas de flujo del campo magnético, permiten generar nuevos puntos de nucleación y nuevas fases en el MS. Esto se observa en la gráfica 4.28a), donde el MS de la jointa soldada SCM muestra valores entre 99 y 97%, mientras que en la jointa soldada CCM se observan valores entre 94 y 91%.

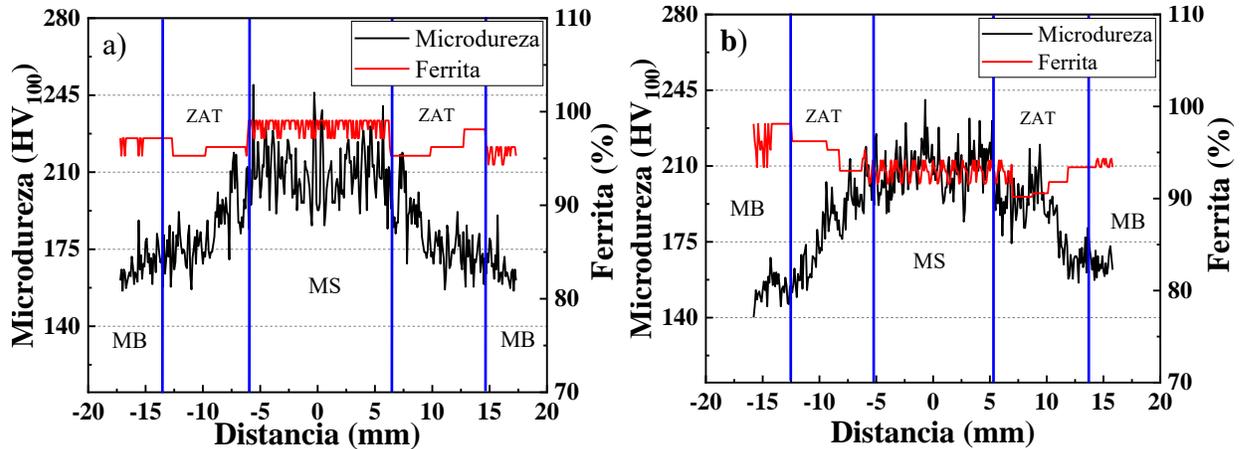


Figura 4.28. Perfil de microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (Acero A36); a) unión SCM y b) unión CCM.

En la Figura 4.29 se presentan diversos análisis comparativos del porcentaje de ferrita obtenidos en cada una de las subzonas de la ZAT. En el caso del MS, los valores más altos fueron encontrados en la junta soldada SCM de la Figura 4.29a). Por otro lado, la junta soldada CCM (Figura 4.29b) muestra los valores más bajos en los promedios obtenidos de ferrita, siendo la ZCG en específico, con un valor de 90%. Esto es reforzado con el análisis de textura, donde disminuye el porcentaje de ferrita.

En la junta soldada SCM se muestra una relación directa entre el porcentaje de ferrita y la microdureza obtenida en cada una de las zonas, a mayor porcentaje de ferrita, los valores de microdureza disminuyen. Sin embargo, esta relación se pierde al aplicar campos magnéticos en el proceso de unión, donde si bien, se muestra un contraste entre los promedios de microdureza y porcentaje de ferrita en cada una de las zonas analizadas, la disminución del porcentaje de ferrita en el lado derecho de la junta soldada muestra un valor promedio de 90% en la ZCG. El cual, no incremento con respecto a la junta soldada SCM.

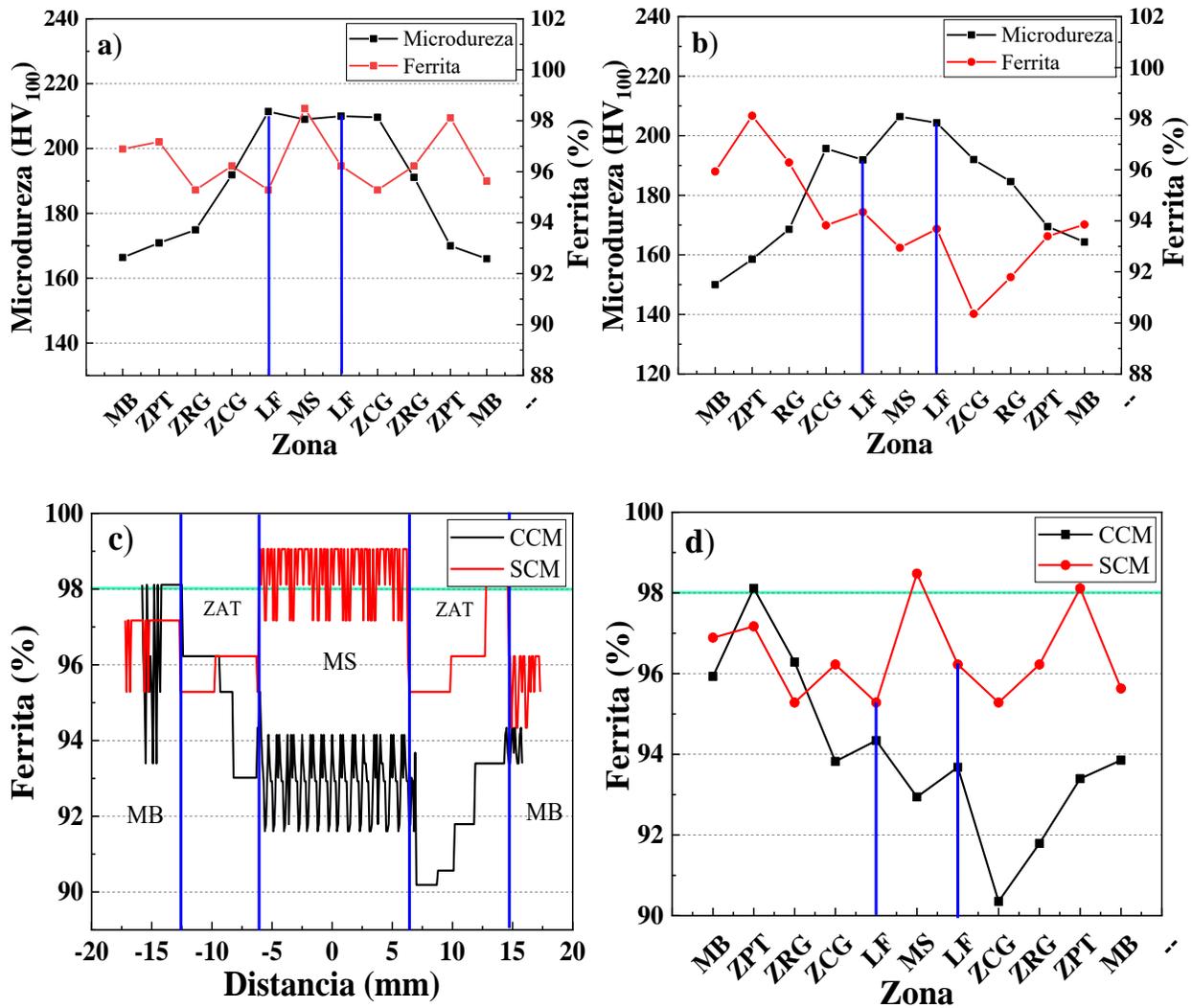


Figura 4.29. Perfil de promedios por zona en microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal; a) unión SCM, b) unión CCM, c) comparativa del perfil de porcentaje de ferrita y d) comparativa promedios de ferrita por zona.

Al analizar el perfil comparativo de la junta soldada con campo magnético y sin campo magnético de la Figura 4.29c), se puede mostrar que, caso contrario al acero API X52, la interacción de campos magnéticos con la pileta líquida y la zona de transformación en estado sólido, el porcentaje de ferrita disminuyó 2.5 unidades en la unión CCM del acero A36. Se puede atribuir a diversos elementos aleantes como el carbono, los cuales tienen propiedades magnéticas que dificultan la trayectoria de las líneas del campo inducido.

El lado derecho de la sección transversal del cordón fue la más afectada en la disminución del porcentaje de ferrita (Figura 4.29d), a pesar de que los promedios de microdureza mostrados en la Figura 4.26b), muestran una disminución del porcentaje de microdureza en la ZCG de la unión CCM, de 196 a 192 unidades Vickers, este decrecimiento de la microdureza no puede ser atribuida a la relación de las fases ferrita/austenita. Dado lo anterior, se puede deducir que, para este acero, durante la transformación en estado sólido, los campos magnéticos disminuyen la temperatura de transición para la fase austenita y permiten la aparición de otras fases como la perlita, por ende, se disminuye el porcentaje de concentración de la fase ferrítica.

4.1.8 Resistencia a la tensión de la junta soldada.

Al realizar los ensayos de tensión, todas las probetas fallaron en la zona de transición entre MB y ZAT. En la Figura 4.30 se muestra la gráfica esfuerzo-deformación realizada en las soldaduras con y sin aplicación de campo magnético. En el acero al carbono A36. Para el caso de la unión SCM, tiene un esfuerzo máximo (σ_{max}) de 371 MPa y una deformación (ϵ) de 0.23, por otro lado, la unión CCM presenta un esfuerzo máximo (σ_{max}) de 425 MPa y una deformación (ϵ) de 0.22. Presentando un incremento del 12% es el esfuerzo máximo en la unión CCM en comparación con la unión SCM. Este incremento se debe a la modificación de la microestructura, donde, al incrementar la aparición de la fase ferrítica, la ZAT se vuelve más dúctil y con menos posibilidad de nucleaciones para el inicio de una falla. Ferry y col. [96], demostraron que el incremento del esfuerzo máximo debido a la adición de Ni en el mismo material que se expone en el presente estudio, el cual, fue unido por el proceso SMAW. Al analizar los resultados en las pruebas de tensión se observó un incremento de 378 a 522.7 MPa, debido a la adición de Ni. Los incrementos obtenidos son similares a los obtenidos en los ensayos del acero de bajo contenido de carbono en el presente estudio, esto, con la aplicación de campos magnéticos y sin la necesidad de agregar un elemento aleante que favorezca esta propiedad mecánica.

En el límite de fluencia de la unión SCM se puede observar un comportamiento de caída e incremento del esfuerzo, este efecto es llamado resiliencia, es una caída de la resistencia con una recuperación, esto debido al refinamiento de grano que se encuentra en la ZAT. Este comportamiento es repetitivo en las tres pruebas realizadas en cada una de las uniones SCM. Sin

embargo, la ausencia de este comportamiento se observa en las tres pruebas realizadas en la unión CCM, esto deduce que el refinamiento de grano en la ZAT de la unión CCM no presenta un cambio áspero entre cada una de las zonas producidas por el aporte térmico del proceso.

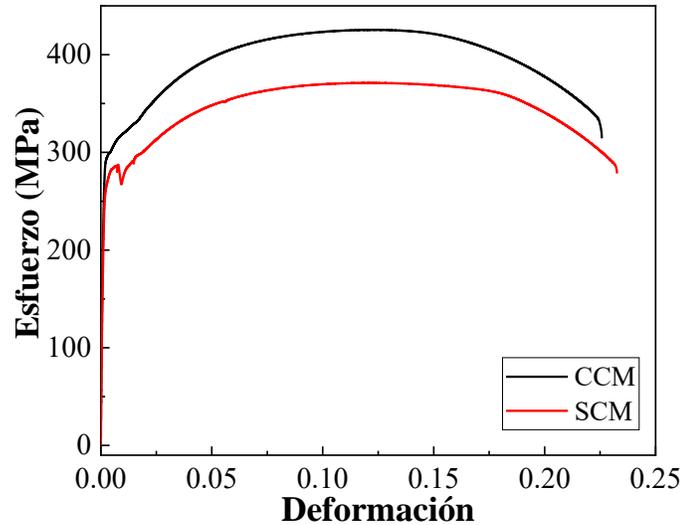


Figura 4.30. Graficas esfuerzo vs deformación de las uniones SCM y CCM.

En la Tabla 4.5 se muestran los diferentes valores obtenidos en el gráfico de esfuerzo-deformación para el acero de bajo contenido de carbono A36. A pesar de que las soldaduras no presentan un incremento significativo de la corriente en las uniones sin campo magnético (Tabla 3.2), existen trabajos que describen cómo el incremento de corriente durante el proceso de soldadura, disminuye las distintas propiedades mecánicas obtenidas en un ensayo de tensión, como es reportado por Falah [97].

Tabla 4.5. Resultados prueba de tensión acero A36.

	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ
SCM	285	371	0.23
CCM	291	425	0.22

La junta soldada SCM presenta una fractura de tipo frágil a bajas magnificaciones, se puede observar en la Figura 4.31a), un comportamiento de clivaje en la falla. Caso contrario de la junta soldada CCM, en la cual predomina una falla de tipo dúctil, esto se observa en la Figura 4.31b). Al realizar el análisis a mayores magnificaciones, se puede observar la presencia de microhoyuelos tanto en la junta soldada SCM de la Figura 4.31c), como en la junta soldada CCM de la Figura 4.31d). Sin embargo, aun cuando en ambas condiciones, la prueba de tensión se llevó a cabo en dirección axial, en la junta soldada SCM, de la Figura 4.31e), los hoyuelos presentan morfología alargada con precipitados alargados en el centro de los mismos, mientras que en la junta soldada CCM, los microhoyuelos presentan una morfología equiaxial.

Esto se puede deber al cambio de la morfología de la perlita debido a los campos magnéticos interaccionando en la ZAT junto con el proceso de soldadura. Anteriormente, se observó que a medida que la distancia entre la ZAT y el metal de soldadura es más cercana, los cambios microestructurales son más evidentes durante el proceso de soldadura con la aplicación de campos magnéticos. La descomposición de la perlita laminar en forma esférica depende de la aplicación del campo magnético durante el enfriamiento, la formación de pequeñas colonias de perlita en los límites de grano puede estar asociada a las diferencias en la susceptibilidad magnética, siendo mayor para la ferrita que para la perlita. El desequilibrio debido a la dirección del campo magnético aplicado en los límites de grano favorece la difusión de carbono en lugares preferenciales, orientada hacia la aplicación del campo magnético [98].

En la junta soldada SCM se encontraron inclusiones de sulfuro de manganeso que funcionaron como muescas que produjeron concentraciones de tensiones facilitando la iniciación de microgrietas (Figura 4.31e). Sin embargo, en el metal de soldadura de la junta soldada CCM las inclusiones estaban dispersas en la matriz.

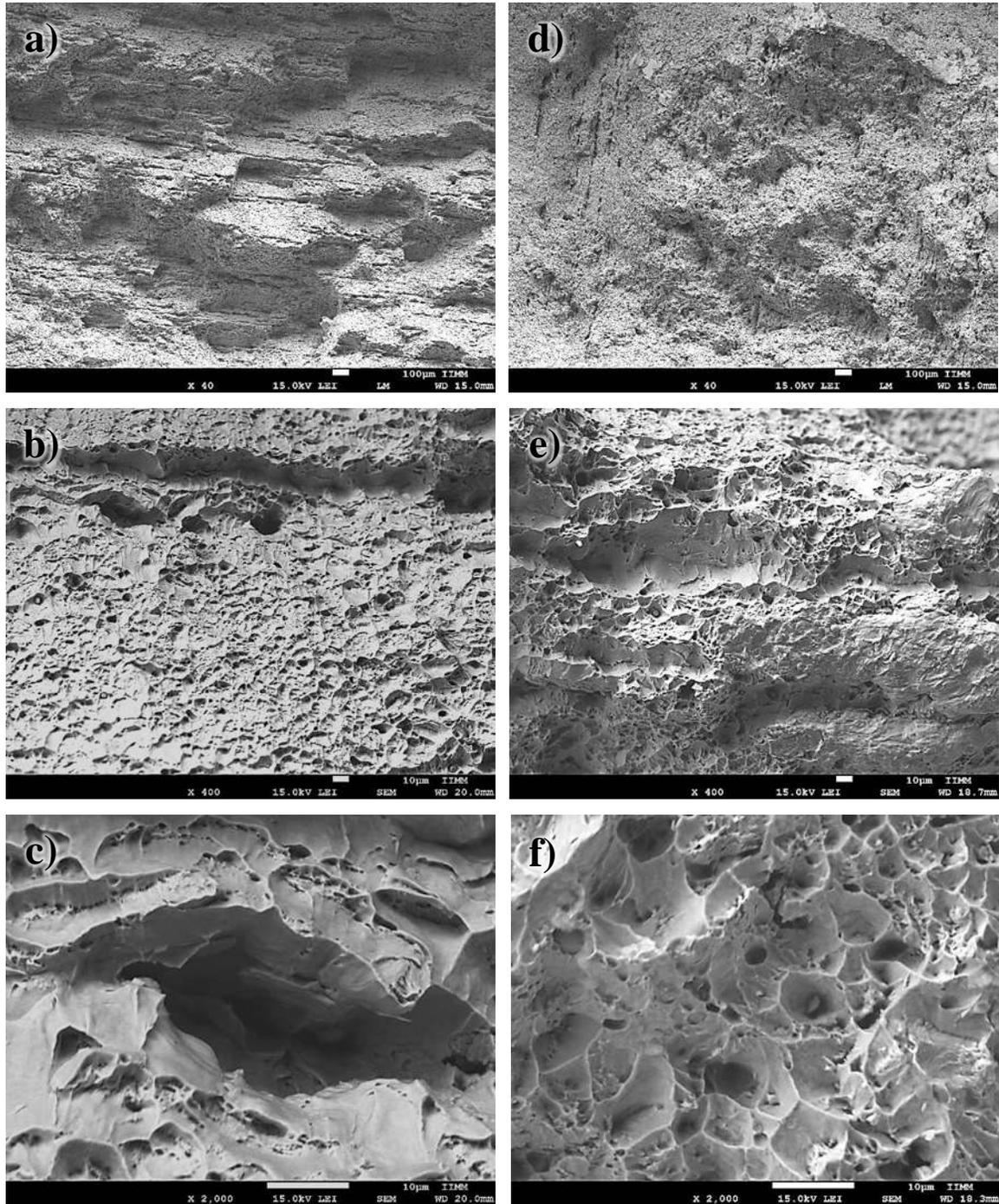


Figura 4.31. Fractografía en acero estructural A36, a-c) junta soldada SCM y b-f) junta soldada CCM.

Guzmán y col. [99] realizaron un análisis del acero estructural A36. Al analizar la fractura del acero soldado con diferentes movimientos en el avance de la antorcha, los autores encontraron

movimientos que provocan una fractura frágil con clivaje transgranular. Por otro lado, encontraron que, al realizar el procedimiento de unión con movimientos circulares, la zona de falla tiende a presentar una fractura dúctil con presencia de micro hoyuelos que son muy similares a los obtenidos en este trabajo con la aplicación de campos magnéticos.

4.1.9 Corrosión

4.1.9.1 Potencial de circuito abierto (OCP, por sus siglas en inglés)

La Figura 4.32 muestra las graficas de potencial de circuito abierto en las juntas soldadas SCM y CCM del acero A36. Las zonas de la junta soldada SCM (Figura 4.32a) presentan potenciales más pasivos en comparación con el material base, sin embargo, la diferencia entre la ZAT y el MS con el MB es de 0.070 y de 0.054 V, respectivamente. Esta diferencia permite un incremento del flujo de corriente al ser expuesta la totalidad de la junta a un medio salino, por ende, la interfaz entre la ZAT y el MB se empobrecerá por el desprendimiento de iones⁺. Este comportamiento es anulado en la junta soldada CCM de acuerdo a las curvas de la Figura 4.32b), donde se observa que el comportamiento de las diferentes zonas es el mismo al MB y el OCP entre la ZAT y el MS respecto al MB presenta diferencias de 0.018 y 0.005 V, respectivamente.

El metal de soldadura de la junta soldada SCM, inicia en potenciales negativos como se muestra en la Figura 4.32c), no obstante, presenta una disminución acelerada hacia potenciales más nobles, estabilizándose a los 56 segundos en un potencial de -0.630 V. Este comportamiento es imitado por el MS de la junta soldada CCM (Figura 4.32b). Sin embargo, a los -0.656 V el pasivamiento es interrumpido y regresa a potenciales más activos. Los nuevos puntos de nucleación, generados por la aplicación de campos magnéticos en la piqueta líquida, propició mayor desigualdad entre las zonas presentes, incrementando el flujo de corriente entre ellas y el electrolito. La ZAT de la junta soldada CCM presenta un comportamiento similar al MS. Por otra parte, la presencia de picos a través del gráfico indica el intento de subir a niveles más pasivos en el transcurso del tiempo como se aprecia en la gráfica de la Figura 4.32d).

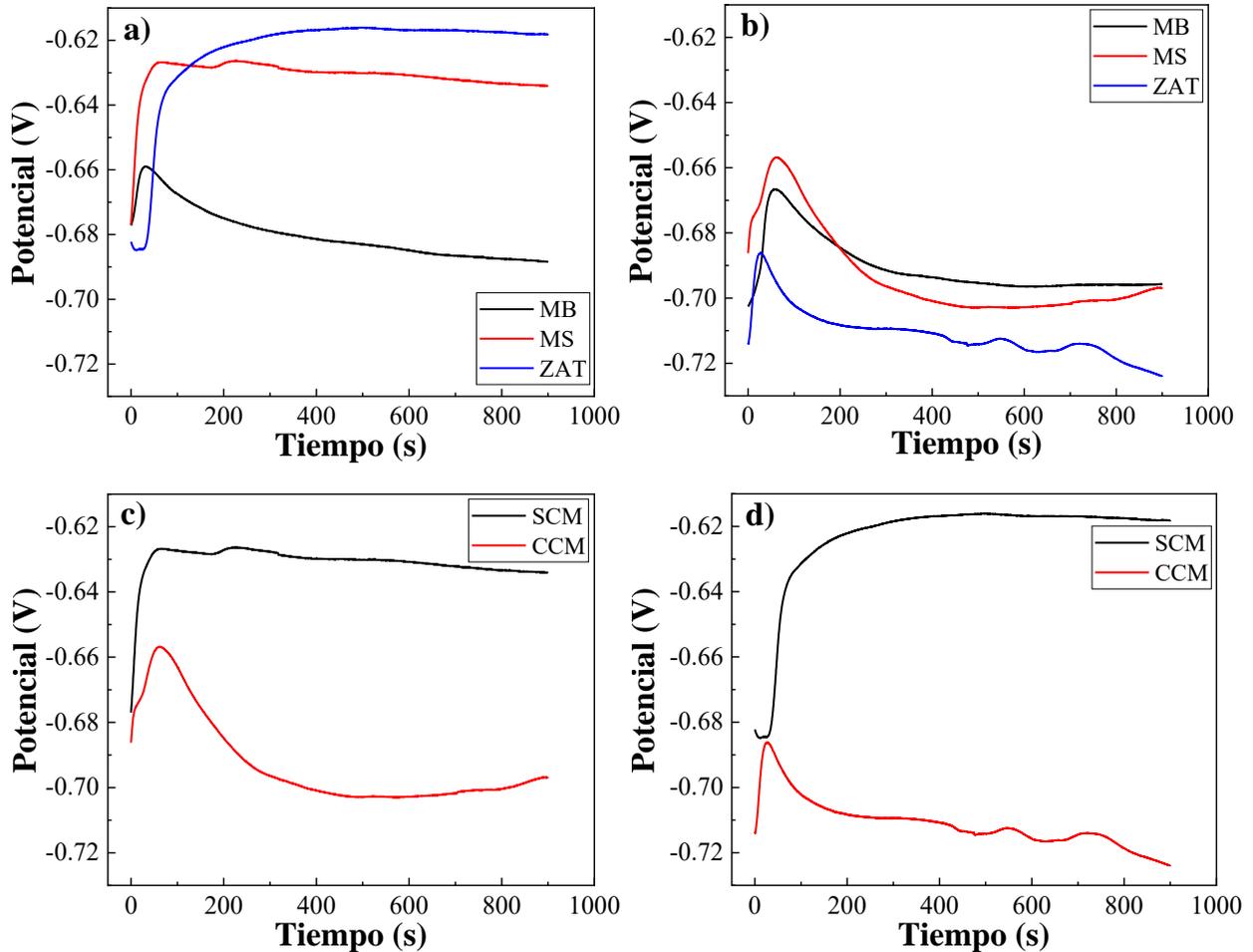


Figura 4.32. Grafica de potencial de circuito abierto acero A36; a) sin campo magnético, b) con campo magnético, c) metal de soldadura y d) ZAT.

4.1.9.2 Curvas cíclicas de polarización (CCP).

Las gráficas comparativas entre zonas y entre juntas soldadas, son presentadas en la Figura 4.33. Mientras el MB muestra un proceso de corrosión generalizado, el MS y la ZAT de la junta soldada SCM (Figura 4.33a) muestran un proceso mixto. El inicio de la histéresis de reversa muestra un proceso de corrosión por picadura a partir del vértice, para después pasar a un proceso de corrosión generalizado. A pesar de que estas dos zonas muestran los mismos mecanismos de corrosión debido a los cambios de microestructura generados durante el proceso de soldadura, la ZAT muestra mayor flujo de corriente al desplazarse la curva anódica hacia la derecha en la densidad de corriente. Por otro lado, la ZAT de la junta soldada CCM (Figura 4.33b), también muestra un desplazamiento en

la zona anódica de la gráfica. Sin embargo, este no es tan significativo como la ZAT de la junta soldada SCM, a diferencia de la mencionada anteriormente, la zona catódica de la ZAT en la junta soldada CCM de la Figura 4.33b), la histéresis catódica se desplaza a densidades de corrientes más pasivas, es decir el proceso de pasivación catódica es menos acelerado que en el MB y en el MS. Por otra parte, solo el MB presenta un proceso de corrosión generalizada, el cual es esperado en este tipo de materiales debido a la matriz ferrítica con islas de perlita, donde existen bandas de ferrita y cementita que actúan como zonas anódicas y catódicas [100]. La homogenización de la estructura en el MS de la junta soldada CCM permite un decremento en el flujo de corriente, es decir, el MS presenta mayor restricción al flujo de corriente, desacelerando la velocidad de corrosión.

Al analizar las curvas cíclicas de polarización en el MS de la Figura 4.33c), se observa un decremento del flujo de corriente en la rama catódica. Sin embargo, en la rama anódica el comportamiento es homogéneo entre la junta soldada CCM y SCM, mostrando un proceso de corrosión mixto. La pasivación catódica en la rama catódica de la junta soldada CCM también se observa en la ZAT de la Figura 4.33d), y a pesar de que el comportamiento de la histéresis de reversa es el mismo entre la junta CCM y SCM, la junta soldada CCM presenta un desplazamiento del flujo de corriente a valores más pasivos, provocando que la densidad de corriente de corrosión se disminuya una década.

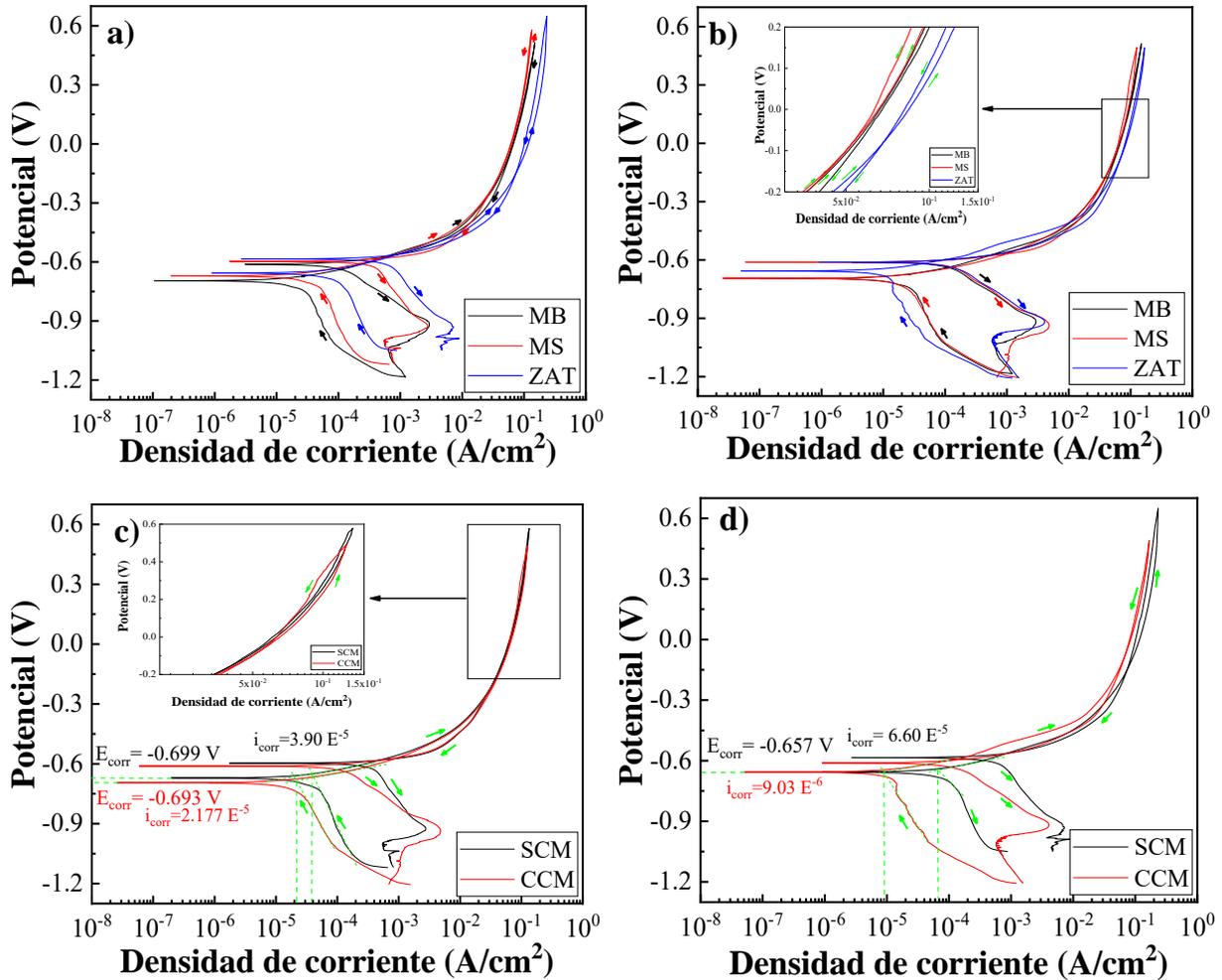


Figura 4.33. Curvas cíclicas de polarización en el acero A36; a) SCM, b) CCM, c) comparativa del MS y d) comparativa de la ZAT.

Conclusiones parte 1.

La aplicación de campos magnéticos durante la soldadura tuvo un marcado efecto en las características macroestructurales de la junta soldada:

- El ancho del MS fue menor en la junta soldada CCM en comparación con la junta soldada SCM. Este efecto se atribuye a que las ondas del campo magnético inducen un movimiento circular tangencial en la pileta líquida en la dirección de la soldadura. Esto provoca que el movimiento circular natural del proceso sea limitado y el metal líquido se desplace en el eje de las bobinas, reduciendo el ensanchamiento del cordón.

- Se obtuvo una disminución del ancho de la ZAT en cada una de las zonas analizadas en la junta CCM. Dado que la amplitud de la ZAT está relacionada con la difusión térmica, la aplicación de campos magnéticos influye en el proceso de difusión al limitar el desplazamiento de los electrones excitados y no permite que la transferencia de energía térmica se propague como en la junta soldada SCM.

La aplicación de campos magnéticos durante la soldadura generó diversas modificaciones en la microestructura de las diferentes zonas analizadas en la ZAT:

- Tanto en la ZPT como en la ZRG se observó que la aplicación de campos magnéticos rompe la estructura laminar de la perlita. Se observaron zonas con ferrita pura y otras con cementita diluida, esto se atribuye a que la ferrita es paramagnética a altas temperaturas y se alinea con la dirección del campo magnético, limitando de manera parcial el cambio estructural que se espera por la temperatura alcanzada en esta zona. Además, el carbono es diamagnético y las zonas con mayor contenido de C repelen el campo magnético aplicado y se desplaza a zonas con menor influencia de las líneas de flujo del campo magnético, formando perlita con estructura globular.
- La aplicación de campos magnéticos limita la coalescencia de los granos en la ZCG, registrando granos ferríticos con austenita retenida 71% más pequeños y un ordenamiento de la ferrita Widmanstätten en la junta soldada CCM. Este fenómeno actuó como recristalización, permitiendo obtener zonas libres de esfuerzos y disminuyendo el ángulo máximo de desorientación. Por otro lado, el atrapamiento de los electrones excitados por la energía térmica, asume que, aunque no se distribuyó esta energía como en la junta soldada SCM, si se mantuvo una temperatura más alta en la zona cercana a la LF por más tiempo. Esto favoreció la presencia de mayor cantidad de austenita retenida.
- La orientación preferencial en la ZCG fue modificada en la junta soldada CCM. Esto debido a que los elementos aleantes magnéticos se alinearon con la dirección del campo y no con la dirección de transferencia de energía térmica.
- En el MS se encontraron granos columnares que no siguen el mecanismo de solidificación por crecimiento columnar desde la LF hacia la fuente de calor en la junta soldada CCM. Esto debido a que la relación de Kurdjumov-Sachs no se cumplió y la transformación de ferrita-

austenita ocurrió en una interfase planar δ/γ , de este modo. los granos solidificaron paralelos a la línea de fusión.

- EBSD reveló que la LF de la junta soldada SCM no presenta una orientación preferencial por la mezcla de zonas y mecanismos. La LF de la junta soldada CCM registra una orientación preferencial hacia el plano (001).
- La LF de la junta soldada CCM presenta una disminución de la densidad de dislocaciones, esto debido a la disminución del ángulo máximo del GAM.
- La aplicación de campos magnéticos restringe la formación y crecimiento de inclusiones en el MS, distribuyéndolos homogéneamente en la matriz.
- La orientación preferencial o textura cristalográfica en el MS de la junta soldada CCM se modificó debido a la generación de nuevos puntos de nucleación durante la solidificación. Aunque el ángulo máximo de desorientación no presenta variación significativa entre el MS de la junta soldada CCM y SCM. La presencia de áreas con dislocaciones es menor en el MS de la junta CCM. Esto se atribuyó a la vibración adicional en la pileta líquida y los nuevos puntos de nucleación generados por el atrapamiento de átomos con el campo magnético.

La aplicación del campo magnético durante el proceso de soldadura y los cambios microestructurales tuvieron un efecto significativo en las propiedades mecánicas:

- La redistribución de la austenita en la ZCG de la junta soldada CCM, permite obtener valores de microdureza más homogéneos en la zona media de la junta con menor dispersión entre los valores de cada una de las zonas.
- La disminución de esfuerzos residuales en la ZAT de la junta soldada CCM, permite que el acero presente un comportamiento dúctil. La presencia de granos más pequeños en la ZCG permitió que el acero incrementará su resistencia. Dando como resultado, unos gráficos de tensión donde el esfuerzo máximo se incrementa sin sacrificar la deformación.
- En el caso del comportamiento electroquímico de las zonas analizadas, tanto en el MS, como en la ZAT de la junta soldada CCM, muestran tendencia a pasivarse en potenciales más negativos que la junta soldada SCM. Pero, al analizar el comportamiento de estas zonas durante una prueba cíclica de polarización, el potencial de corrosión disminuye hasta por una década en la ZAT de la junta soldada CCM. Esto se debe a que, al disminuir las zonas de

energía almacenada, el potencial requerido para modificar el proceso de un estado catódico a un estado anódica es menor.

PARTE 2 Caracterización acero microaleado API 5L X52.

4.2.1 Caracterización microestructural del material base.

En la Figura 4.34 se muestra el material base del acero microaleado API 5L X52 como se recibió. En la Figura 4.34a) se muestran la matriz ferrítica y la estructura laminar de la perlita debido al proceso de laminado en el material. En la Figura 4.34b) se distinguen las láminas de cementita paralelas y alternadas con láminas de ferrita para conformar la perlita, según la literatura, la perlita está conformada por 13.6% de Fe_3C y 86.5 % de hierro α . Según la velocidad de enfriamiento, las láminas aparecen más o menos separada [101]. Cuando el enfriamiento del acero ha sido bastante rápido, las láminas están muy cerca, mientras que, cuando el enfriamiento ha sido lento, las láminas aparecen separadas de tal manera que se pueden distinguir por microscopia óptica, así como observa en la Figura 4.34b). El acero microaleado como se recibió muestra un tamaño de grano promedio de 25.41 μm .

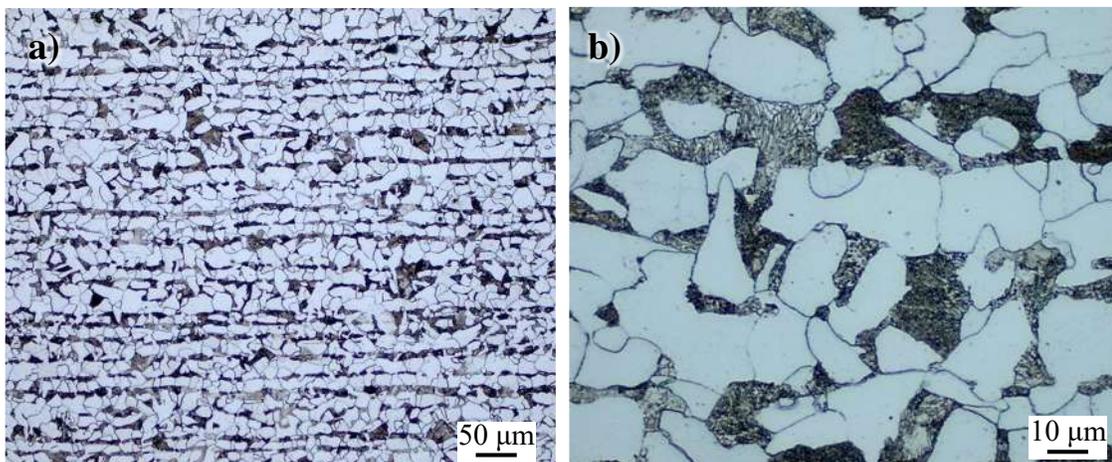


Figura 4.34. Microestructura del acero microaleado API X52; a) granos ferríticos y b) islas de perlita

Las micrografías del acero microaleado API X52, en el MEB, a diferentes magnificaciones se muestran en la Figura 4.35. La perlita con estructura laminar es presentada en la Figura 4.35a), la Figura 4.35b) corresponde a las islas de perlita, las cuales presentan una tendencia a iniciar en los

bordes de grano y alinearse de forma perpendicular a este. En la Figura 4.35c) se denota la estructura de las islas de perlita, con un eje principal en el centro de la isla, las láminas alternadas de cementita y ferrita surgen a partir de este eje en diferentes direcciones. Por otro lado, se observa en la Figura 4.35d) se muestra la estructura del grano en el MB, el cual es un grano equiaxial con cementita en los bordes.

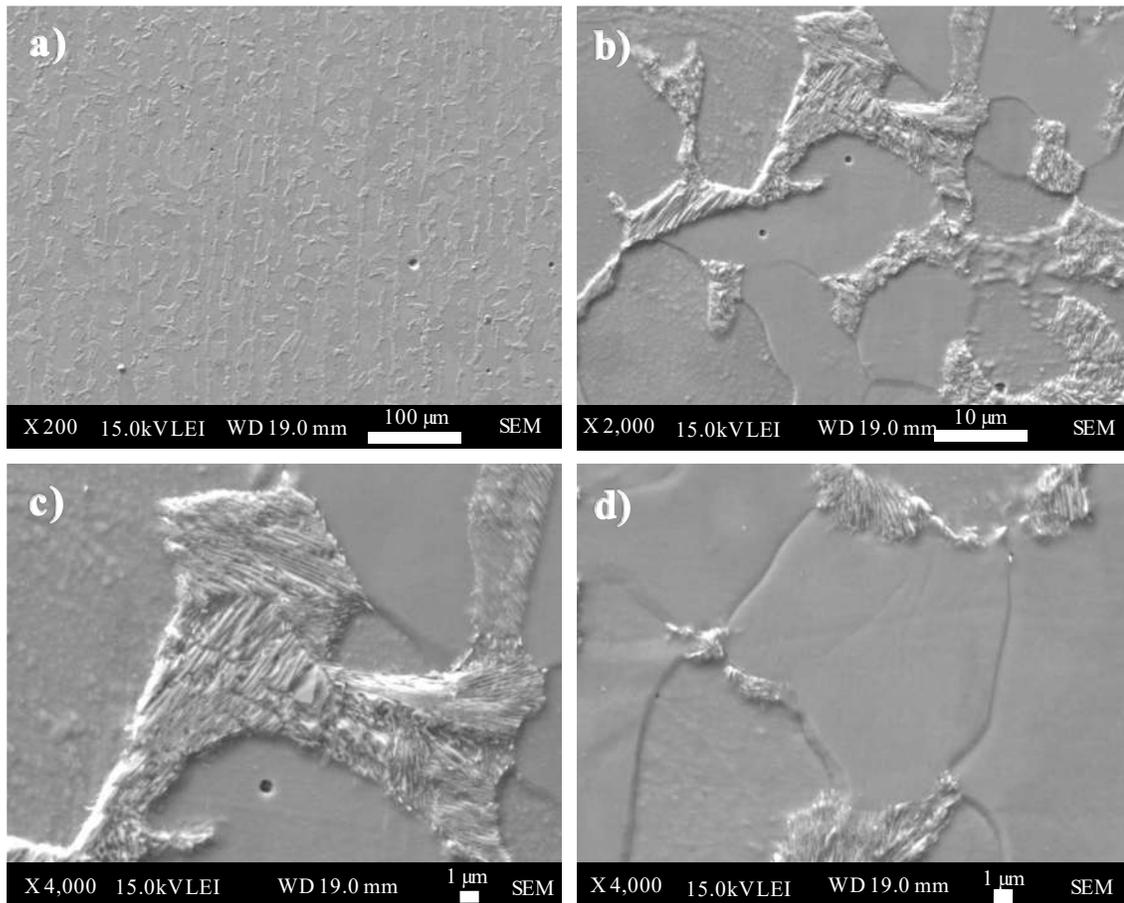


Figura 4.35. Microscopia electrónica de barrido en Material base API 5L X52.

Se realizaron diez mediciones de microdureza en una sección de 10x10 mm del material como se recibió, el promedio obtenido fue de 175.6 unidades Vickers.

4.2.2 Caracterización macroestructural de la junta soldada en acero microaleado API X52.

La Figura 4.36 muestra las macrografías obtenidas en el inicio, medio y fin de la soldadura SCM y de la soldadura CCM. En las tres zonas de análisis de la junta soldada SCM se puede observar el crecimiento dendrítico desde la línea de fusión hacia la fuente de poder, aun cuando en la junta soldada CCM, también se muestran los granos con crecimiento competitivo hacia la fuente de poder, estos presentan un espesor mucho más delgado que en la junta soldada SCM. La muestra ICCM de la Figura 4.36b) es la zona más alejada de los campos magnéticos, con una distancia de 180 mm de las bobinas y se observa un decremento del 30.03% en el ancho promedio de la ZAT, con una medida de 6.3 mm, mientras que en la muestra ISCM de la Figura 4.36a), la media es de 9.05 mm. Por otro lado, en la Figura 4.36d) se observa la zona MCCM. Esta zona representa la zona intermedia del cordón, con 100 mm de distancia de las bobinas. La ZAT presenta una disminución de su ancho en un 9.93%, con un promedio de 7.25 mm en la junta soldada CCM y de 8.05mm en la junta soldada SCM de la Figura 4.36c). La agitación en la pileta líquida debido a la aplicación de los campos magnéticos permite generar un empuje del metal líquido en la dirección de la soldadura. De igual manera, las fuerzas magnéticas permiten manipular las posiciones y velocidades de los átomos a tal modo que los átomos pueden detenerse y mantenerse en su lugar durante largos periodos de tiempo [83]. Todo esto permite que durante el proceso de solidificación se generen nuevos puntos de nucleación y la morfología y tamaño de los granos cambie de granos columnares con crecimiento competitivo a una mezcla de granos columnares y equiaxiales. El arrastre de la pileta líquida y la agitación adicional en la misma promueven que la transferencia de calor hacia el MB sea menor, lo que se traduce en una ZAT reducida en la junta soldada CCM, en la zona MCCM se redujo el ancho de la ZAT un 10%. Por último, se observa la zona FCCM en la Figura 4.36f), la cual se encuentra a 40 mm de las bobinas, esta zona presenta una amplitud de 7.35 mm en promedio, excediendo las medidas de la zona FSCM en la Figura 4.36e) por 0.25 unidades, esto se atribuye al calor generado en esta zona por las bobinas y su cercanía [102].

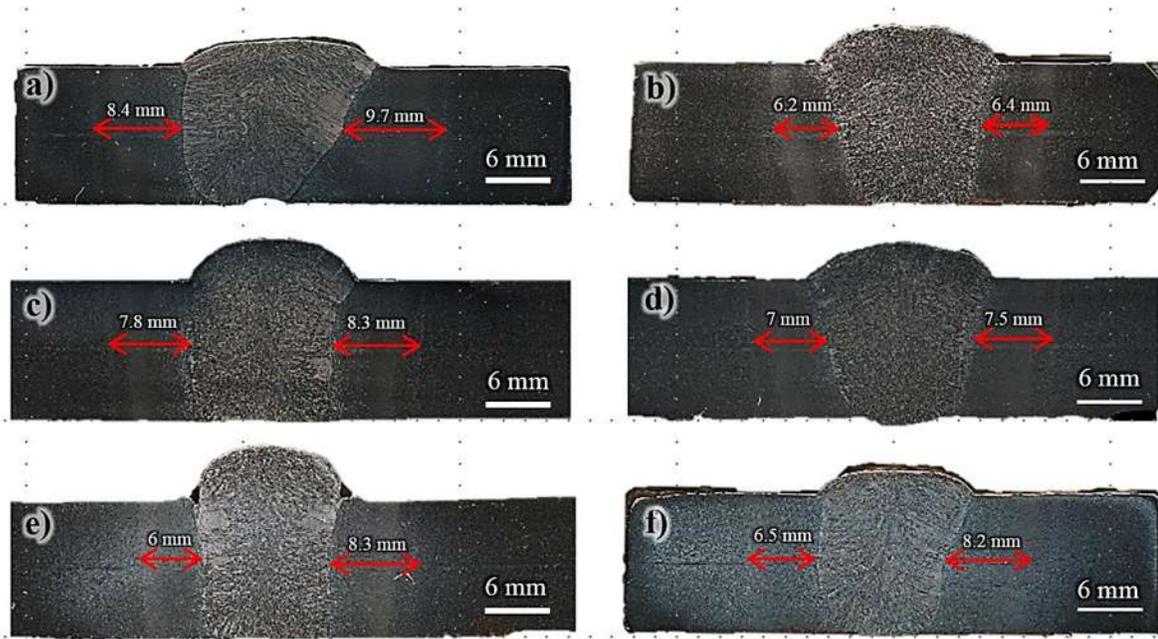


Figura 4.36. Macrografías de la soldadura API 5L X52; a) zona ISCM, b) zona ICCM, c) zona MSCM, d) zona MCCM, e) zona FSCM y f) zona FCCM.

La Tabla 4.6 muestra las generalidades de la muestra MCCM y MSCM. Las mediciones se realizaron a la altura media de la sección transversal. El MS tuvo una reducción del área en un 15.10% en la junta soldada CCM, y una disminución de la longitud en la zona media de 1.48 mm. Esto implica que los campos magnéticos, no permiten que la pileta líquida y su aporte térmico se desplace a la misma velocidad que en la junta soldada SCM, dando pie a una pileta con forma cónica y con una sección reducida en el centro de la sección transversal. La zona de crecimiento de grano presentó una reducción en el ancho de 60%. Sin embargo, esta reducción no se aplicó en todas las zonas de la ZAT, la ZRG presentó un aumento del 14.24% en la junta soldada CCM, la ZPT también presentó un aumento del 23.37% en la junta soldada CCM. Por otro lado, la medición de la ZAT en las macrografías, muestra una disminución del 9.93% en la junta soldada CCM.

Tabla 4.6. Medición de las diferentes zonas de las juntas soldadas.

Zona		SCM (mm)	CCM (mm)
MS	Área (mm ²)	215.16	182.65
	Longitud	13.72	12.24
ZCG		1.46	0.584
ZRG		2.71	3.16

		ZPT	1.77	2.31
ZAT	Área (mm ²)	77.12	72.47	
	Longitud	8.05	7.25	

4.2.3 Caracterización microestructural de la junta soldada en acero microaleado API X52.

La Figura 4.37 muestra la microestructura característica del material base en el acero microaleado API 5L X52 para cada una de las juntas analizadas. El MB de la junta soldada SCM en la Figura 4.37a) presenta una estructura de matriz ferrítica con islas de perlita y grano poligonal. Por otro lado, la junta soldada CCM de la Figura 4.37b) muestra granos poligonales con dilución de cementita, fenómeno que no se muestra en el material como se recibió de la Figura 5.34b) y el material base de la junta soldada SCM.

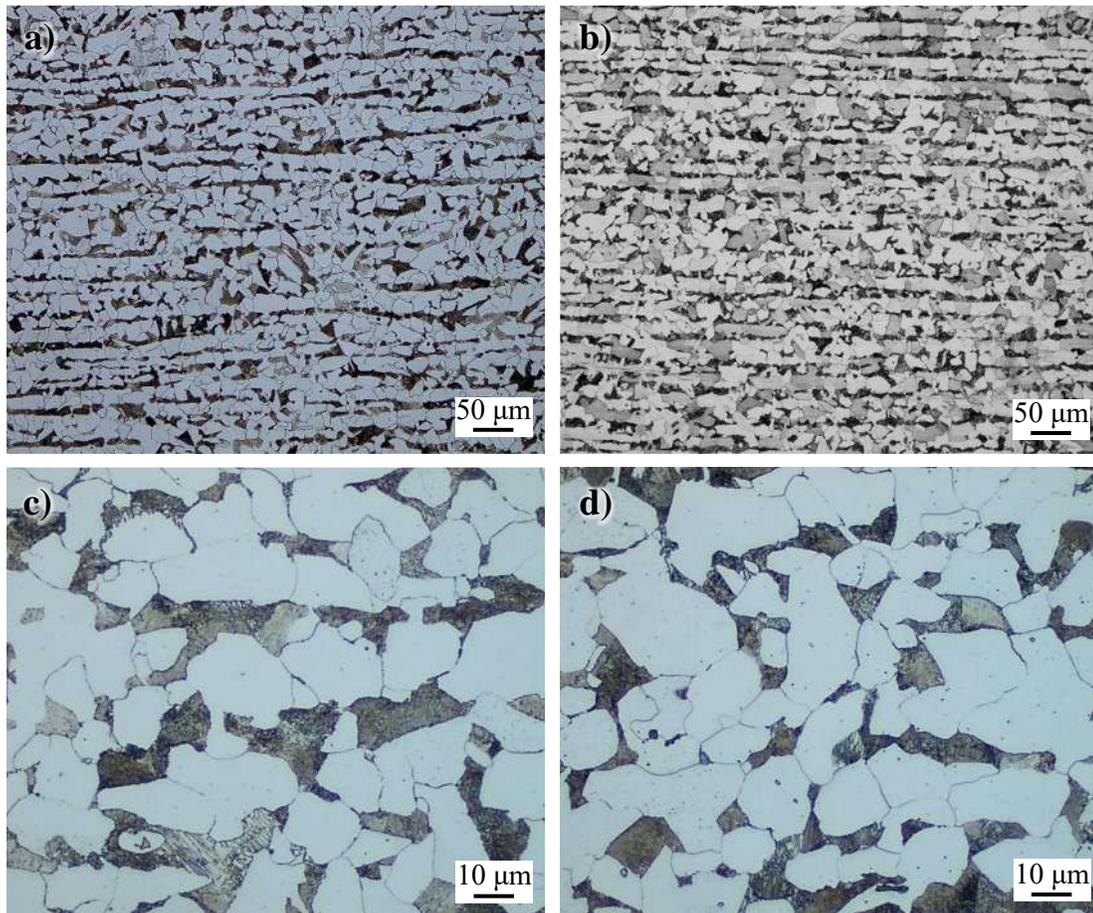


Figura 4.37. Microestructura del material base API 5L X52; a) MB de la junta SCM, b) MB de la junta CCM, c) MB de la junta SCM y d) MB de la junta CCM.

Esto se debe a que, las temperaturas alcanzadas a 30 mm de distancia de la línea de fusión, no son lo suficientemente altas para que el material sea transformado en sólido. Se obtuvieron los promedios de tamaño de grano en cada una de las zonas. La junta soldada SCM presenta un tamaño de grano promedio de 27.7 μm en la Figura 5.35c). Por último, en la junta soldada CCM de la Figura 5.35d) se obtuvo un tamaño de grano promedio de 25.5 μm , estos valores concuerdan con lo obtenido en la Tabla 4.7 donde el valor nominal obtenido por la ecuación 4.1 demuestra que la microestructura con tamaño de grano más pequeño corresponde a la junta soldada CCM y la microestructura con tamaño de grano más grande en MB corresponde al material como se recibió.

Las micrografías de la Figura 4.38 corresponden a la ZPT. En la Figura 4.38a) se muestra la zona parcialmente transformada de la junta soldada SCM, donde se muestra una matriz ferrítica con granos equiaxiados y perlita en forma laminar. En esta zona es la transición entre la ZRG y el MB, por lo que, las láminas de perlita comienzan a sufrir una transformación de estructura laminar a islas. El carbono es un elemento no magnético, esto conlleva que las láminas de cementita tengan la propiedad no magnética. Sin embargo, al ser la ferrita paramagnética a altas temperaturas, se muestran áreas en la ZPT de la junta soldada CCM en la Figura 4.38b), donde la continuidad de las láminas de perlita es discontinua y delimitadas con perlita en forma de islas que se muestra en un sentido diagonal a la estructura laminar. Mientras que en la ZPT de la junta soldada SCM se observan incrustaciones en la matriz, con tendencia a mostrarse en las láminas de perlita, estos se muestran dentro del círculo naranja en la Figura 4.38c). En la junta soldada CCM no se identifican incrustaciones en la ZPT. Además, las islas de perlita se muestran empobrecidas en láminas de cementita, la cual se muestra concentrada en zonas adyacentes a la perlita, como se aprecia en la Figura 4.38d). Diversos autores han investigado el efecto de los campos magnéticos en la formación de precipitados como Zurel et al. [103], quienes encontraron que la aplicación de campos magnéticos en tuberías para transporte de hidrocarburos, disminuye la velocidad de incrustación de sulfato de bario en tuberías. Por otro lado, Liu et al. [104], ellos estudiaron el efecto de un campo electromagnético sobre la microestructura y dureza de una nueva aleación de aluminio de super resistencia. Encontrando que el campo electromagnético acelera el proceso de difusión y, por lo tanto, la disolución activa de las fases en exceso, lo que da como resultado una alta sobresaturación de los elementos de aleación endurecedora en la matriz de aluminio tras el temple. Esto puede explicar que en la junta soldada CCM los precipitados no se encuentren,

así como porque se observa una difusión de la cementita en granos ferríticos en la Figura 4.38d).

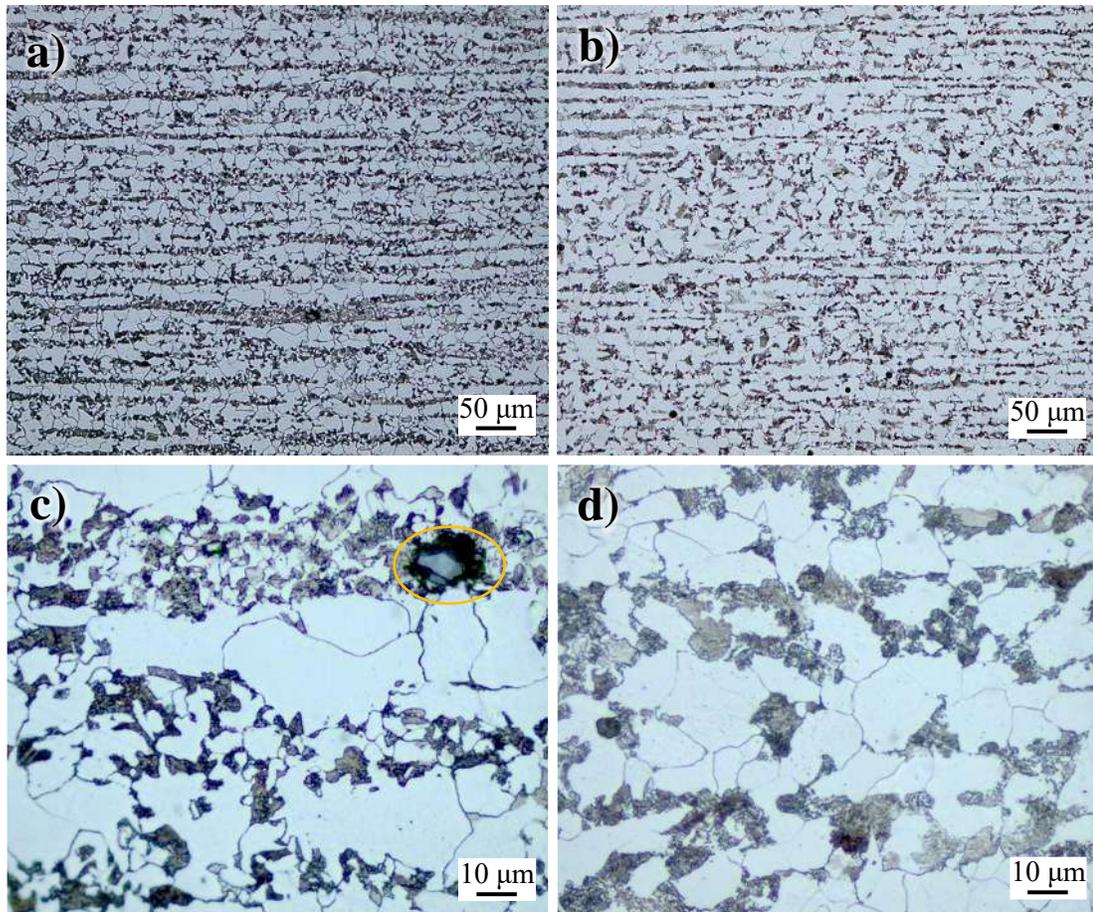


Figura 4.38. Micrografías en la ZPT de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM a 20x, b) unión CCM a 20x, c) unión SCM a 100x, d) unión CCM a 100x.

La ZRG de la junta soldada SCM y CCM se muestra en la Figura 4.39. Mientras en la junta soldada SCM de la Figura 4.39a) se muestra la estructura esperada en esta zona, es decir, granos poligonales refinados e islas de perlita en una matriz ferrítica. La zona de refinamiento de grano de la junta soldada CCM, presenta una disolución de la cementita en la matriz ferrítica en la Figura 4.39b). Esta disolución de Fe_3C se realiza ya que esta zona llega a ser afectada por la temperatura alcanzada durante el proceso de unión, aunado a esto, los dipolos magnéticos de la ferrita se alinean con las líneas de flujo de los campos magnéticos, obstruyendo la segregación de carbono a los límites de grano y no se lleva a cabo de manera ordinaria, permitiendo que este quede atrapado dentro de los

granos ferríticos. En la Figura 4.39c) se observan los granos ferríticos de la junta soldada SCM con un promedio en tamaño de $7.14 \mu\text{m}$, mientras que la junta soldada CCM de la Figura 4.39d) presenta un promedio en tamaño de $9.28 \mu\text{m}$. Esto quiere decir que la aplicación de campos magnéticos no solo reducirá el tamaño de grano en la ZCG, si no que homogeniza el tamaño de grano en toda la sección transversal del cordón.

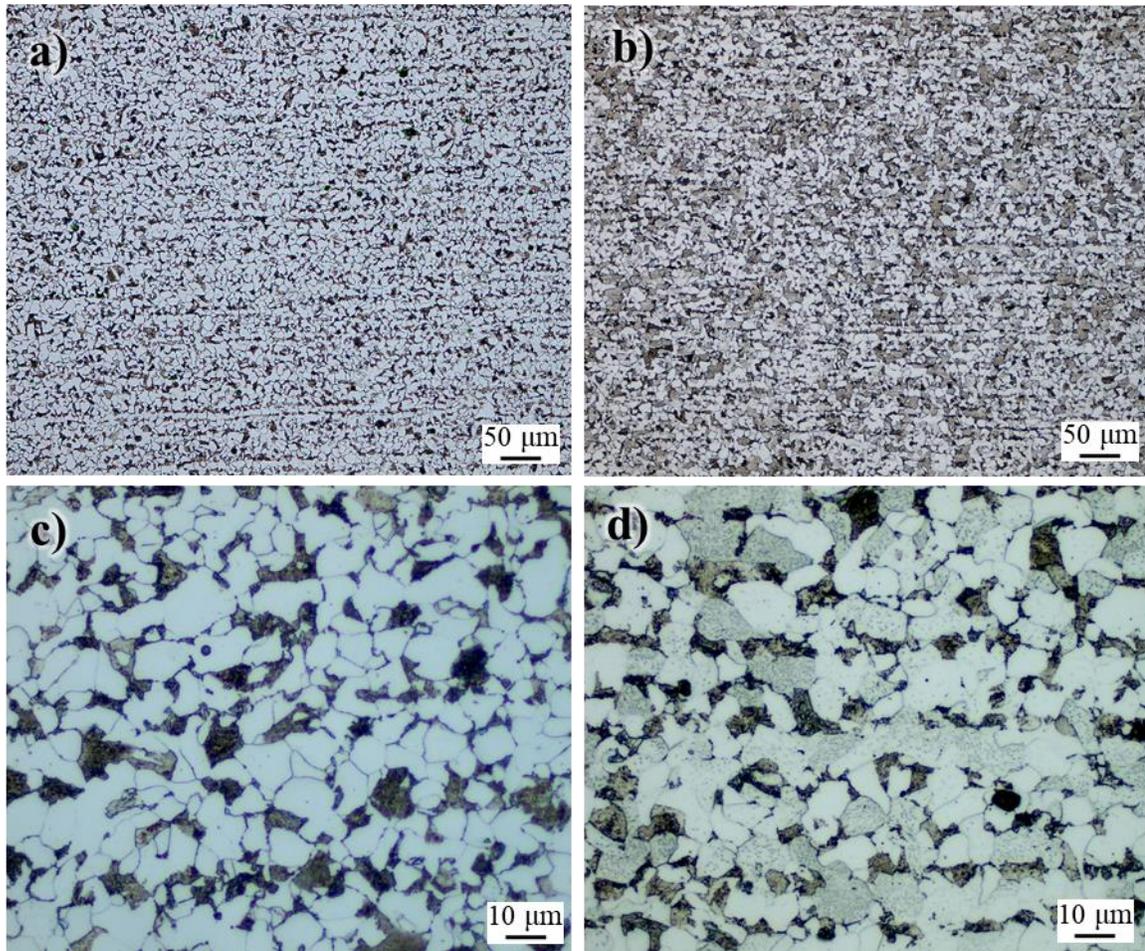


Figura 4.39. Micrografías en la ZRG de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

La ZCG es presentada en la Figura 4.40. En el caso de la junta soldada sin campo magnético, la morfología y distribución de la ZCG es la esperada en cualquier unión de acero al carbono microaleado. En la Figura 4.40a) se observan granos de austenita retenida de un tamaño promedio de $110 \mu\text{m}$, mientras en la Figura 4.40c), se muestra esta misma zona a $100\times$, con granos de

austenita retenida y ferrita acicular en el centro del grano, así como ferrita proeutectoide en el borde del grano de 4 μm de espesor. Por otro lado, la dirección de las líneas de flujo del campo magnético aplicado en la ZCG de la junta soldada CCM (Figura 4.40b) induce a que los átomos ionizados en esta zona, permanezcan estáticos a la aplicación de una fuente de calor externa, lo que culmina en la fragmentación de la microestructura austenítica, provocando la formación de granos poligonales de ferrita con morfología irregular y ferrita acicular [79]. Sin embargo, la austenita retenida queda atrapada entre los granos ferríticos poligonales y aciculares, esto puede estar relacionado con la temperatura eutectoide en el diagrama hierro-carbono [25], dado que la elevada temperatura propicia la aparición de la austenita retenida y con la aplicación de un campo magnético externo, los átomos se encuentran atrapados, es posible que se encuentran zonas super saturadas en la matriz con Fe_3C , como se aprecia en la Figura 4.40d). Los granos ferríticos con morfología completamente irregular presentan un tamaño promedio de 10.8 μm . Al comparar estos tamaños con las zonas analizadas anteriormente, se puede hacer denotar que la ZCG presenta un tamaño de grano similar al de la ZRG, con una unidad de diferencia.

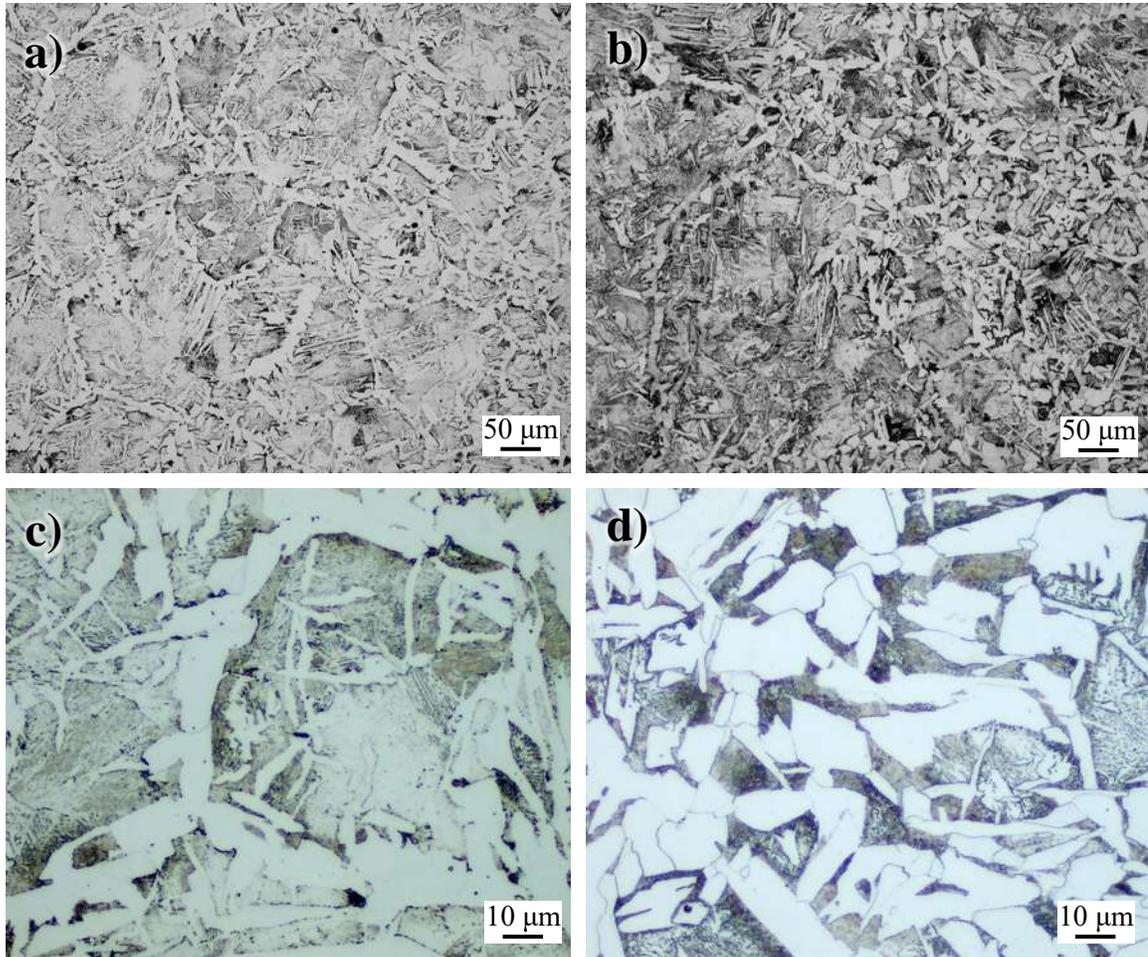


Figura 4.40. Micrografías en la ZCG de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM, d) unión CCM.

Las micrografías de la Figura 4.41 muestran la línea de fusión en la unión CCM y en la unión SCM a 5 y 50 aumentos. En la junta soldada SCM de la Figura 4.41a), se observa un grano columnar con crecimiento competitivo, el cual comienza en la zona parcialmente fundida y se orienta hacia la fuente de poder. En la LF de la junta soldada CCM de la Figura 4.41b) se denota que los granos columnares que inician en la zona parcialmente fundida son más angostos que la junta soldada CCM, ya que se observa mayor cantidad de ferrita proeutectoide. La micrografía de la LF de la Figura 4.41c) fue tomada en la zona marcada por un recuadro rojo, dentro de la Figura 4.41a), en esta imagen, la junta soldada SCM presenta granos ferríticos aciculares y una estructura fuertemente "orientada" esta morfología depende del flujo de calor [11]. Por otro lado, la aplicación de campos magnéticos, disminuye la agitación de los electrones tanto en la pileta líquida como en

la zona de contacto al depósito del electrodo, Esto es debido a que, aunque sea por una pequeña fracción de tiempo, el MS se encuentra en estado líquido y con ello, presenta un movimiento debido a la convección libre. Al aplicar una fuerza de Lorentz (fuerza ejercida por el campo electromagnético sobre una partícula cargada), la velocidad de circulación del fluido es atenuada y con ello la transferencia de calor. Esto permite obtener granos ferríticos poligonales en la línea de fusión como los que se observan en la Figura 4.41d) y en la ZCG. Debido a que los campos magnéticos propician la aparición de más puntos de nucleación en la pileta líquida, el crecimiento dendrítico columnar se muestra desorientado, es decir, no sigue por completo la dirección del flujo de la fuente de poder, por ende, en la Figura 4.41d) se revelan más granos aciculares en la LF orientados hacia el centro de la pileta solidificada.

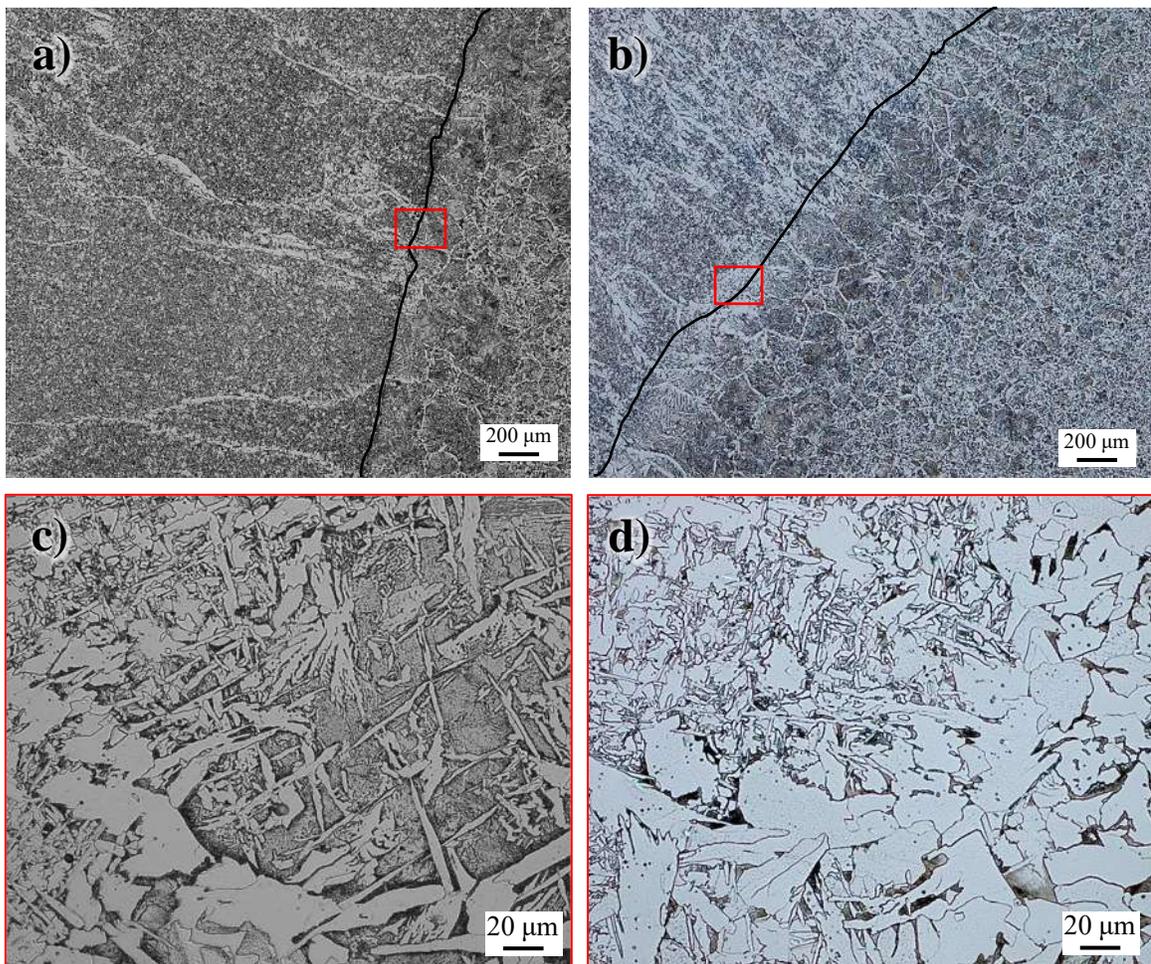


Figura 4.41. Micrografías en la LF de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

La Figura 4.42 muestra las micrografías de la junta soldada SCM y CCM. Los gradientes de temperatura en la interface sólido-líquido aseguran que la solidificación se produzca según un frente inestable que en general es del tipo celular, por lo que los granos finales de ferrita delta serán del tipo columnar, alineados según la dirección de máxima extracción de calor. La zona del MS de la unión SCM que se observa en la Figura 4.42a) muestra el crecimiento epitaxial de los granos columnares desde los granos parcialmente fundidos en MB hacia la fuente de calor. Los granos ferríticos que se encuentran dentro de los granos columnares del MS, presentan una morfología acicular, como se puede observar en la micrografía de la Figura 4.42c), sin embargo, los granos ferríticos dentro del MS de la junta CCM muestran una morfología poligonal, como se muestra en la Figura 4.42b). La formación y crecimiento de estos granos, se ve afectada por los campos magnéticos durante el proceso de unión, no siguen por completo el ángulo de inclinación hacia la fuente de calor. Chen y col. [105] realizaron una investigación aplicando campos magnéticos a una unión por láser, encontrando granos de forma equiaxial en el cordón de soldadura con variación en su tamaño en cada condición de unión, así como variación en las fases presentes en la zona de crecimiento dendrítico hacia la fuente de poder. Posterior a la presencia de la interface sólido-líquido comienza el crecimiento de los granos por adición de átomos al sólido, con un crecimiento normal, la interfaz avanza adicionando átomos al azar de forma continua, pudiendo ser planar, celular o dendrítica conforme van cambiando las condiciones de crecimiento [106]. Debido a la alta velocidad de enfriamiento, la presencia de granos ferríticos aciculares es esperada en el MS, sin embargo, la aplicación de campos magnéticos en el proceso de soldadura permite modificar el proceso de solidificación y la adición de átomos en la interfaz se transforma, resultando en la solidificación de granos ferríticos poligonales de morfología irregular, en la Figura 4.42d), se puede observar cómo ciertas zonas son agrupadas preferencialmente por este tipo de grano, dado que estas zonas fueron favorecidas por el flujo de las líneas del campo magnético.

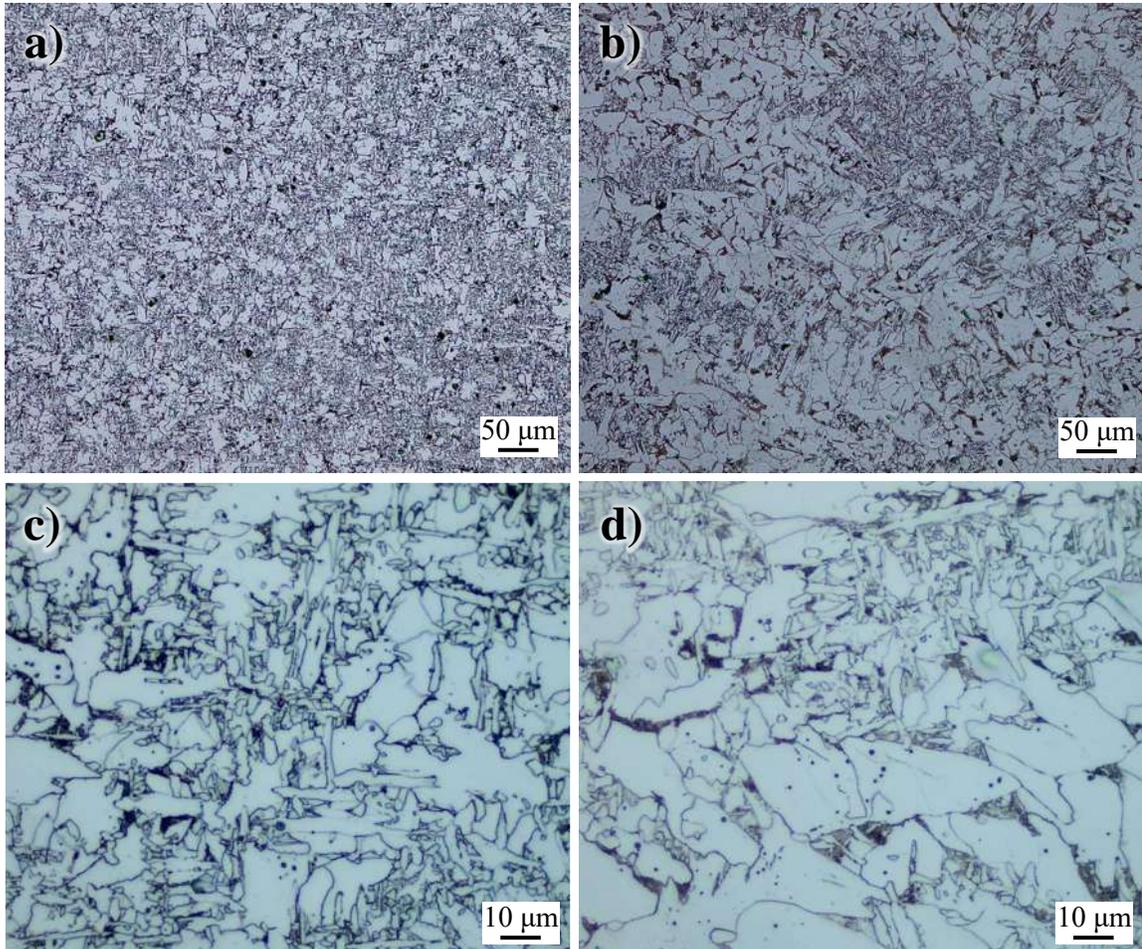


Figura 4.42. Micrografías en el MS de la junta soldada en API 5L X52; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

En la Tabla 4.7 se muestran los diferentes tamaños de grano obtenidos en las juntas soldadas CCM y SCM. La ecuación 4.1 fue utilizada para el cálculo del tamaño de grano, según la norma ASTM E-112 [84]. La difusión de átomos de hierro a los bordes de grano, permite el crecimiento de los granos austeníticos en la ZCG con bordes de ferrita proeutectoide. Dado que el hierro presenta propiedades magnéticas, al aplicar los campos magnéticos en la junta soldada durante el proceso de unión, este proceso de transformación en estado sólido en la ZCG se modifica al alinear los átomos de hierro con el flujo de las líneas de los campos magnéticos y frenar la difusión de dichos átomos al borde de grano, por ende, la coalescencia de los granos es limitada. Según el cálculo adimensional (a menor número, mayor tamaño de grano), la ZCG de la junta soldada CCM presenta una disminución del 64% en el tamaño de grano.

Tabla 4.7. Tamaños de grano en las juntas.

Zona	SCM	CCM	Sin soldar
MB	6.9	7.06	6.67
ZCG	2.58	7.35	-----
ZRG	8.55	8.88	-----

4.2.4 Caracterización por microscopia electrónica de barrido.

En la Figura 4.43 se presentan las microestructuras de la ZAT en la junta soldada SCM y CCM. En la Figura 4.43a) se muestran los granos ferríticos con colonias de perlita en los bordes. Mientras en la ZAT de la junta soldada CCM de la Figura 4.43b) se observan granos de menor tamaño y zonas de cementita diluida en el recuadro amarillo. El niobio es un elemento aleante que permite controlar el tamaño de grano, la adición de niobio en los aceros tiene como finalidad mejorar las propiedades mecánicas al afectar a la evolución microestructural de distintas formas. El papel que desempeña el niobio tiene que ver con el retraso en la recrystalización de la austenita deformada cuando este elemento se encuentra en solución sólida [107] o en forma de carbonitruros de tamaños nanométricos [108], pues se obstaculiza el deslizamiento de los límites de grano, de tal forma que la elongación de los granos y la deformación acumulada mejoran la nucleación de la ferrita y aumentan el endurecimiento por precipitación, es por esto que en la ZAT de la junta soldada SCM es posible ver granos ferríticos con austenita retenida en la Figura 4.40a), así como granos poligonales con colonias de perlita como se muestra en la Figura 4.43a). Al generar una interacción electromagnética entre la corriente del proceso de unión y los campos magnéticos externos aplicados, los electrones excitados por la transferencia de calor, la cual promueve la coalescencia de los granos en la ZCG. Se ven atrapados por el campo magnético y debido a que el enlace metálico no es lo suficientemente fuerte para mantener a los electrones sometidos, sino más bien, es una nube de electrones alrededor del átomo. El proceso de coalescencia de granos es limitado. El proceso de difusión de carbono es acelerado y este debido a su propiedad diamagnética, se aglomera en zonas de bajo magnetismo, como se muestra en la Figura 4.40d). Además, dado que los dominios correspondientes al hierro se encuentran alineados al flujo del campo magnético, las láminas de cementita no precipitan alternadas con láminas de ferrita como se muestra en el Figura

4.43d). Para aceros microaleados la fuerza motriz para la transformación de fases (ΔG_v) es muy pequeña debido a que la composición de ambas fases yace a la izquierda del diagrama Fe-C. Entonces se puede esperar que únicamente algunos sitios se activen durante la transformación. Los pequeños valores de ΔG_v implican que sólo las esquinas y bordes de grano austenítico se activan como sitios de nucleación durante la transformación austenita-ferrita, y dado que el número de tales sitios es limitado, su contribución a la velocidad de nucleación en volumen, y a la velocidad de transformación, es pequeña, a menos que el tamaño de grano sea muy chico. Al aplicar campos magnéticos el mecanismo de transformación se modifica y la ferrita no solo nuclea en los bordes de la austenita, si no dentro de los granos austeníticos, fragmentando los mismos.

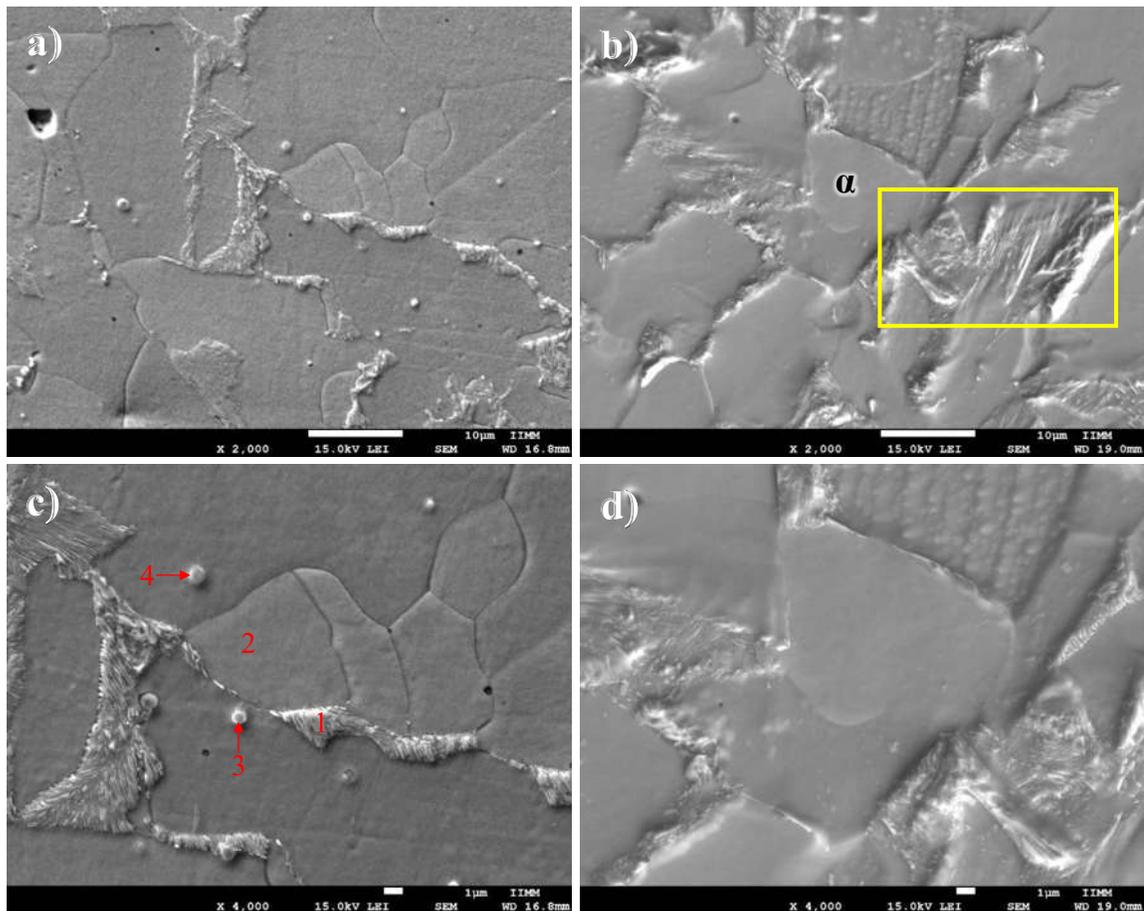


Figura 4.43. Micrografías por MEB en ZAT del acero API; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

Se realizó análisis de composición química por EDS en diferentes zonas de la ZAT en la junta soldada SCM, así como en los precipitados encontrados, los puntos de análisis están marcados en la Figura 4.43c).

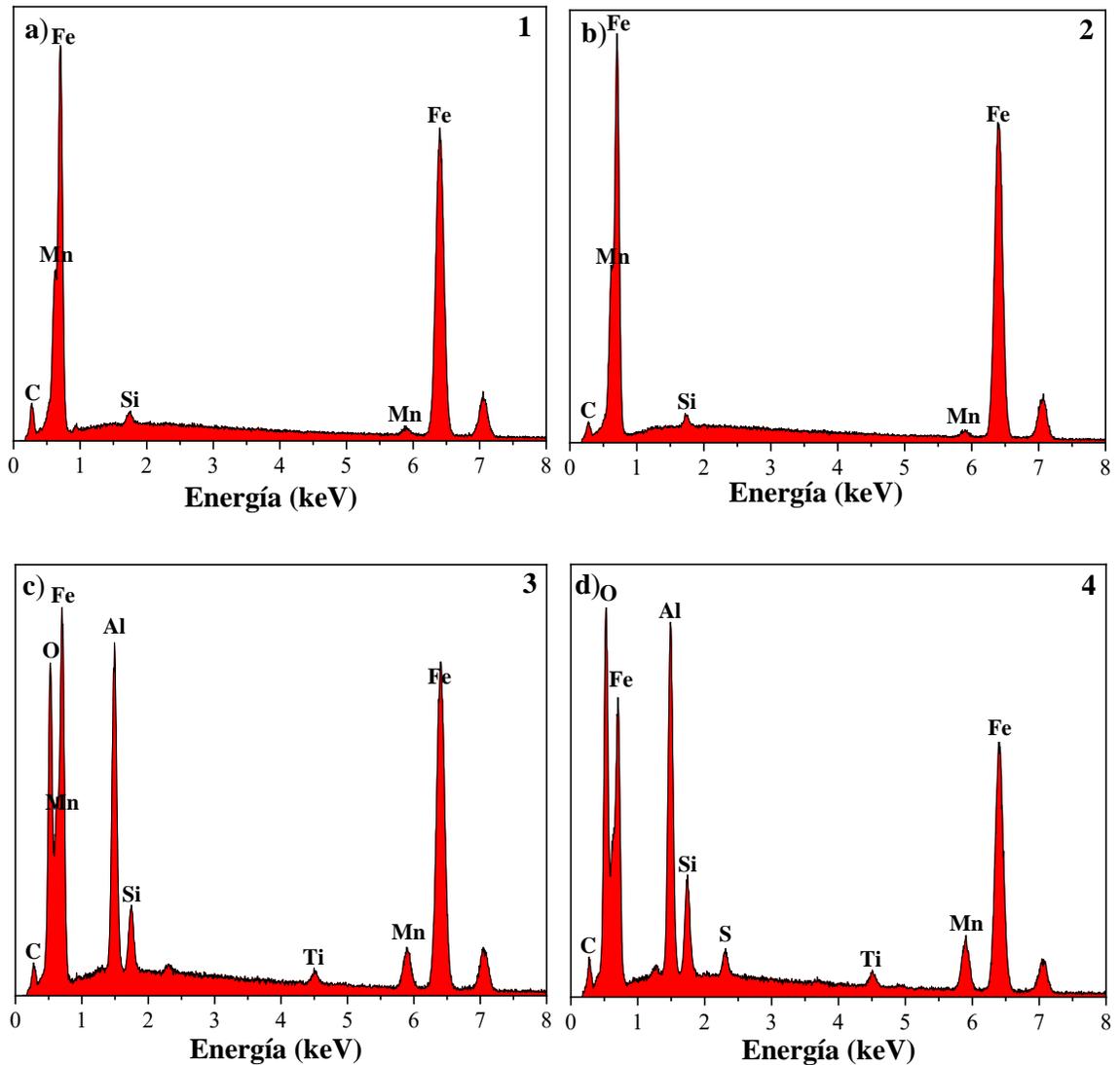


Figura 4.44. EDS en ZAT de la junta soldada SCM.

En la Figura 4.43d) se observa que, al aplicar campos magnéticos, el proceso de difusión de carbono en la transformación austenita-perlita no se lleva a cabo por completo, permitiendo la obtención de austenita retenida entre los granos ferríticos. Por otro lado, no se encontraron precipitados en la

ZAT de la junta soldada CCM, esto se atribuye a que los campos magnéticos inhiben el proceso formación de inclusiones en la matriz al promover la sobresaturación de la misma. En la Figura 4.44 se muestran los diagramas de EDS en los puntos analizados en la Figura 4.43c). Tanto en las colonias de perlita como en la matriz se detectan los mismos elementos, Figura 4.44a-b), en cantidades similares según la composición en peso de la Tabla 4.8. Tanto el punto 3 como el 4, corresponden a incrustaciones esféricas en la matriz, y el diagrama de EDS en las Figuras 4.44c-d) muestran los elementos de Al, Si y Ti, pero en el análisis del punto 4 se adiciona el elemento de azufre. La presencia de estos elementos se debe a la segregación de aleantes en el MS hacia la ZAT. El porcentaje de los elementos mencionados es mostrado en la Tabla 4.8.

Tabla 4.8. Análisis por EDS en ZAT de la junta soldada SCM (% peso).

Elemento	Punto 1	Punto 2	Punto 3	Punto 4
Carbono	1.94	1.06	NP	1.49
Silicio	0.67	0.59	1.96	2.69
Manganeso	1.66	1.51	6.99	9.8
Oxigeno	NP	NP	8.25	11.42
Aluminio	NP	NP	10.42	10.92
Titanio	NP	NP	1.16	1.52
Azufre	NP	NP	NP	0.88
Hierro	95.7	96.82	71.18	61.24

Se realizó un mapeo de elementos en las Figuras 4.43c) y d), los cuales se muestran en las imágenes de la Figura 4.45. En las Figuras 4.45a-b) se presentan los mapas con los aleantes agrupados de la junta soldada SCM y CCM respectivamente. Mientras que en la junta soldada SCM, el carbono se muestra aglomerado en las colonias de perlita, como se denota en la Figura 4.45c), en la junta soldada CCM, el carbono está en zonas aleatorias, pero no en colonia de perlita, si no segregado en la matriz, esto se observa en la Figura 4.45d). Las inclusiones discutidas en la Figura 4.43c) se muestran enriquecidas en Mn como lo muestra la Figura 4.45e), pero en la junta soldada CCM de la Figura 4.45f) este se encuentra disperso en la matriz. En la Figura 4.45g) se muestra como no todas las inclusiones observadas en la Figura 4.43c), están enriquecidas en Si.

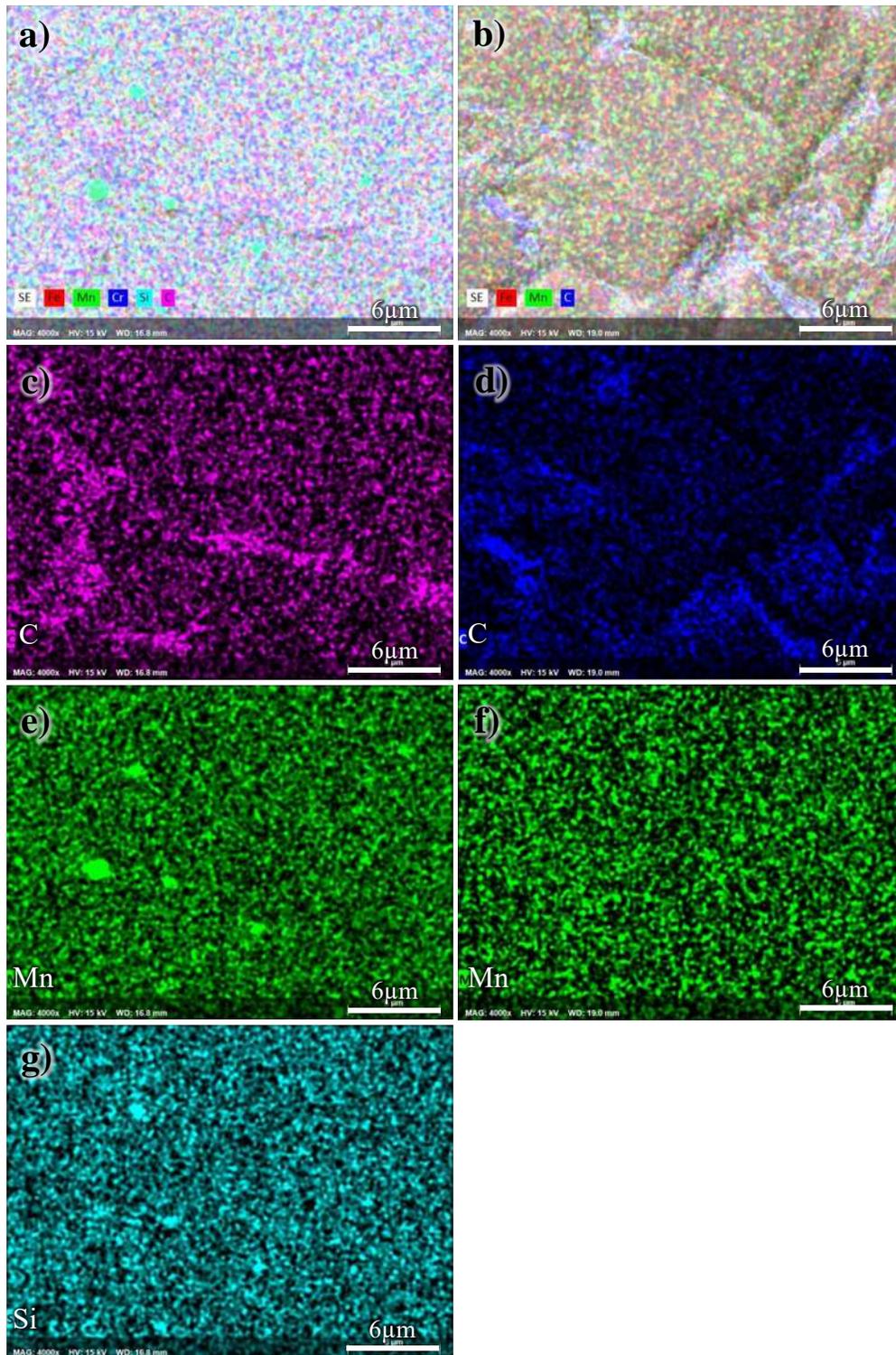


Figura 4.45. Mapeo de elementos en ZAT; a) Mapa completo unión SCM, b) Mapa completo unión CCM, c) Mapeo de C en unión SCM, d) Mapeo de C en unión CCM, e) Mapeo de Mn en unión SCM, f) Mapeo de Mn en unión CCM y g) Mapeo de Si en unión SCM.

La Figura 4.46 muestra la zona de crecimiento de grano en el área más próxima a la línea de fusión en la junta soldada CCM, donde se observa la formación de láminas de cementita orientadas de forma paralela a la fuente de calor, formando una perlita con estructura acicular.

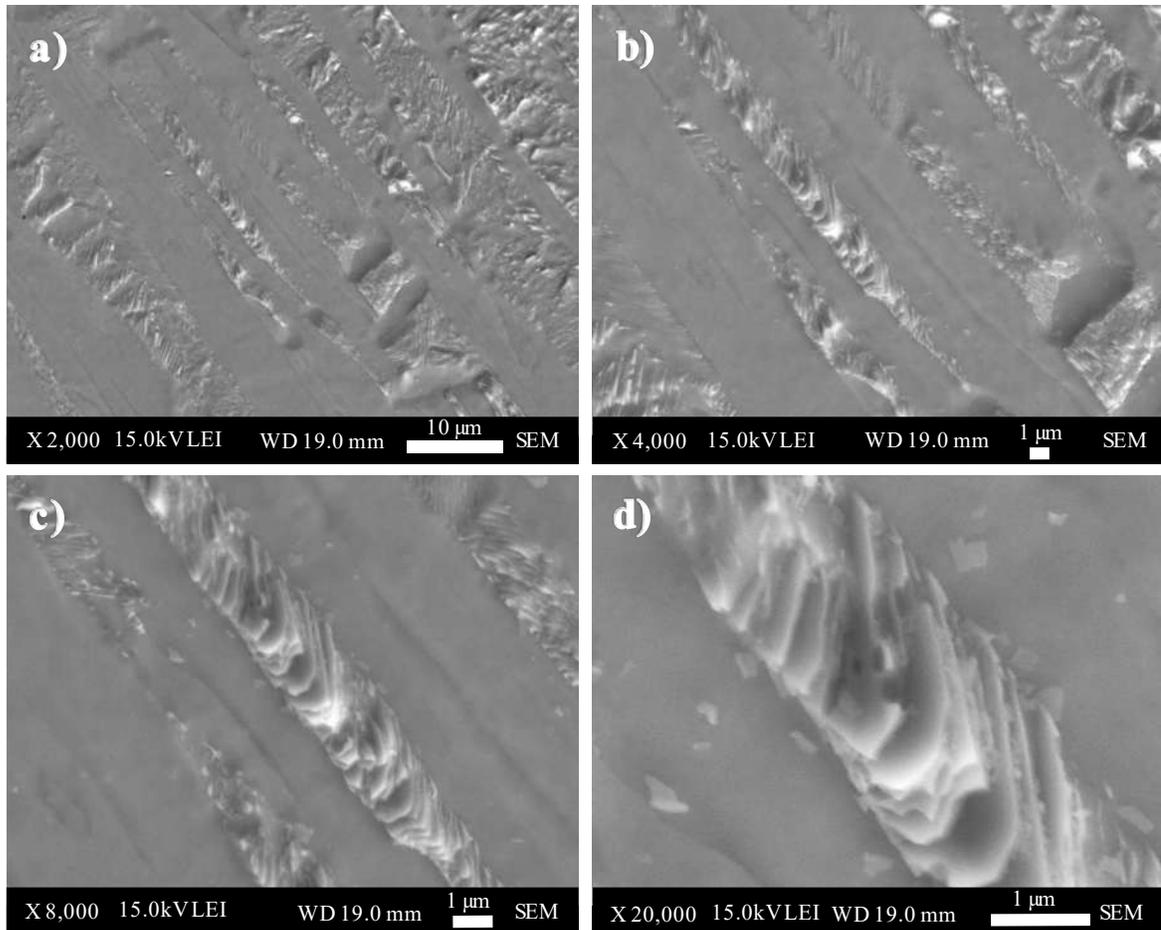


Figura 4.46. Microscopía electrónica de barrido en ZCG de la junta soldada CCM.

En la Figura 4.47 se presentan las micrografías por MEB de la LF en ambas uniones. En la Figura 4.47a) se presentan incrustaciones esféricas en LF, MS y ZAT, sin embargo, en la junta soldada CCM de la Figura 4.47b) no se muestra ningún tipo de incrustación. Mientras en la junta soldada SCM se observan granos ferríticos de tamaño grande, en la junta soldada CCM, se observa la formación de un grano poligonal completamente ferrítico con tendencia a la formación de un sublimite de grano en el centro del mismo, este grano ferrítico, se encontró cercano a la línea de fusión, atrapado y rodeado de austenita retenida γ , y ferrita acicular α , como se indica en la imagen.

Esto se puede relacionar con los resultados de Ohtsuka [109], quien demostró que al incrementar la intensidad del campo magnético en un tratamiento térmico, se incrementa la temperatura de transición entre una fase y otra. En base a lo fundamentado por Ohtsuka, se puede deducir que la temperatura aplicada en las uniones con CCM, no es lo suficiente alta para lograr la formación completa de austenita retenida en la ZCG, debido a que la aplicación de campos magnéticos funciona como un estabilizador de la fase ferrita, por lo cual solo se observan zonas con láminas de cementita diluida.

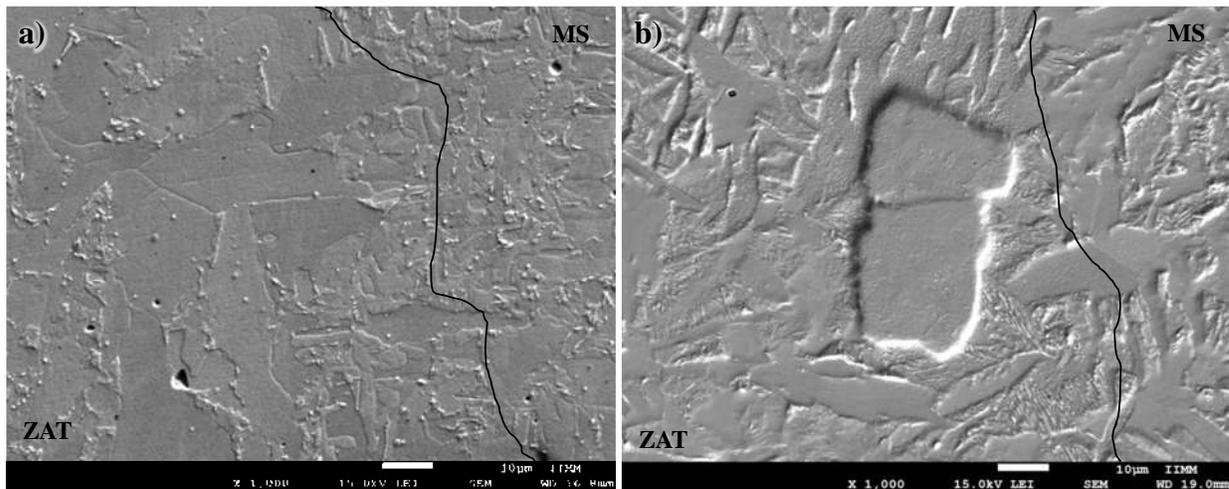


Figura 4.47. Micrografías por MEB en LF del acero API; a) unión SCM y b) unión CCM.

4.2.5 Difracción de Electrones Retro dispersados (EBSD)

4.2.5.1 Zona afectada térmicamente

La Figura 4.48 muestra las imágenes obtenidas por la técnica de EBSD de la ZCG. En la junta soldada SCM de la Figura 4.48a), se observa un grano austenítico con el borde de ferrita proeutectoide, donde los cuasicritales muestran una morfología poligonal. Dentro del grano austenítico los cuasicritales presentan una estructura acicular, brindando mayor dureza a esta fase, sin embargo, en la junta soldada CCM de la Figura 4.48b), se observan residuos de la ferrita proeutectoide, donde los granos presentan una tendencia a ser poligonales, sin embargo, el grano austenítico que se observaba en la misma zona de la junta soldada SCM, ya no está delimitado, presentando un incremento en el tamaño promedio de $11.22 \mu\text{m}$ (SCM) a $20.72 \mu\text{m}$ (CCM). En

ambas uniones, la orientación del espacio en la celda unitaria de la Figura 4.48c) y 4.48d), se muestra en ángulos altos para φ_1 y φ_2 , lo cual indica que la celda unitaria presentó giros en el eje z primario y secundario, con respecto a los ejes de la muestra.

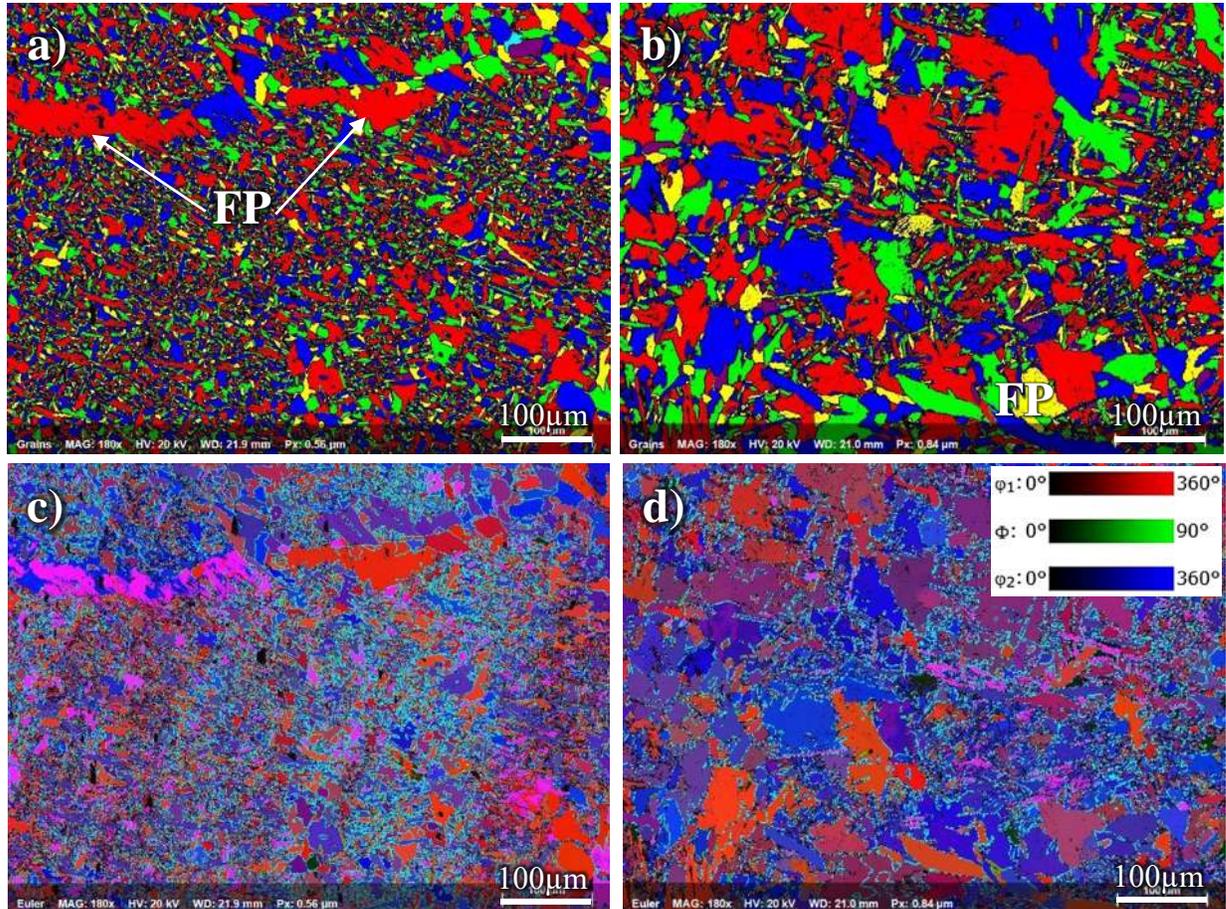


Figura 4.48. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la ZCG del API; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) Euler unión SCM y d) Euler unión CCM.

La proyección estereográfica de la junta soldada SCM, muestra dos puntos máximos en orientación, uno entre el plano (001) y (101), y el segundo entre el plano (101) y (111), dando como resultado la figura de polos inversa que se muestra en la Figura 4.49a), donde es visible que la ferrita proeutectoide tiene una orientación preferencial hacia el plano (001). Por otro lado, la aplicación de campos magnéticos modifica la orientación hacia el plano (001) como se aprecia en la imagen de la Figura 4.49b).

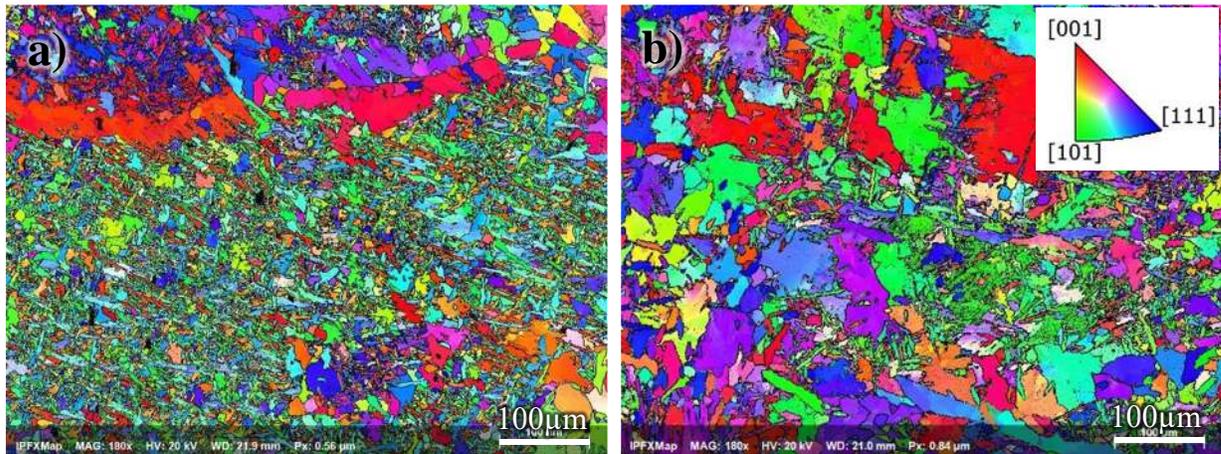


Figura 4.49. Figura de polos inversa en ZAT (acero API); a) unión SCM y b) unión CCM.

En la Figura 4.50 se muestran los gráficos de GAM y KAM. En la junta soldada SCM de la Figura 4.50a) se observa una distribución aleatoria del incremento de las dislocaciones entre los granos aciculares. Mientras en la junta soldada CCM de la Figura 4.50b), el incremento de las dislocaciones está concentrada en puntos específicos. Según el gráfico de la Figura 4.51a), el ángulo máximo de la junta soldada SCM fue de 0.75° , mientras en la junta soldada CCM fue de 0.91° . La presencia de colonias de perlita en la ZAT de la junta soldada SCM (véase Figura 4.43c) limita el desplazamiento de dislocaciones, cuando la aplicación de campos magnéticos no permite la transformación por completo de austenita-perlita, las láminas de cementita se muestran dispersas en la matriz como se observa en la Figura 4.43b y 4.46, lo que permite que las dislocaciones incrementen su tamaño, obteniendo ángulos mayores en el GAM.

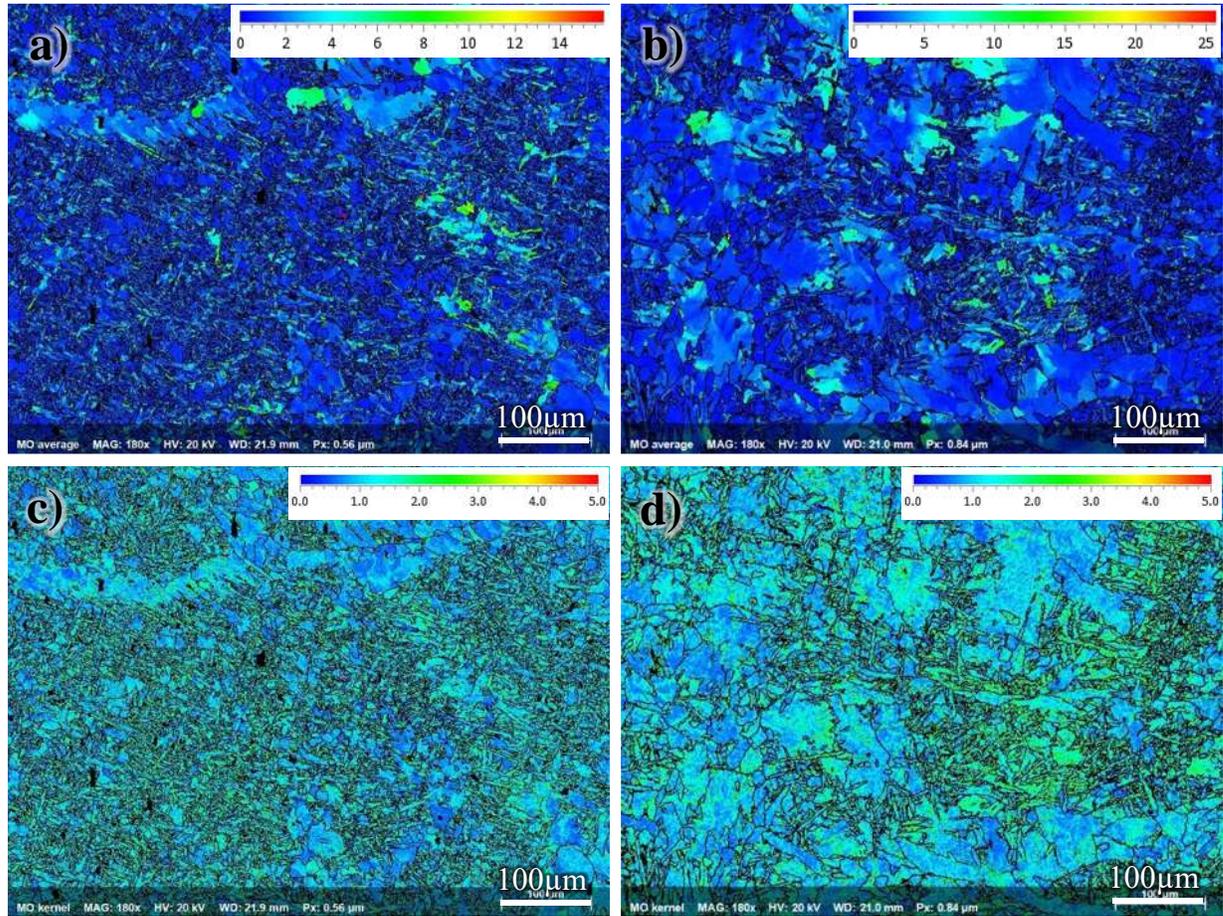


Figura 4.50. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la ZCG (acero API); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.

Mientras tanto, una medida indirecta de la densidad de dislocación, es el ángulo máximo obtenido en la medición de KAM. En la Figura 4.50c) se muestra la ZCG de la junta soldada SCM y en la Figura 4.50d) la junta soldada CCM, en ambas uniones las dislocaciones se concentran en las zonas de granos pequeños y con morfología acicular. En el gráfico de la Figura 4.51b), se observa que el ángulo máximo de KAM es mayor en la junta soldada CCM. Autores [110] relacionan esta modificación al efecto combinado del proceso de laminado y la temperatura de ferrita considerablemente baja.

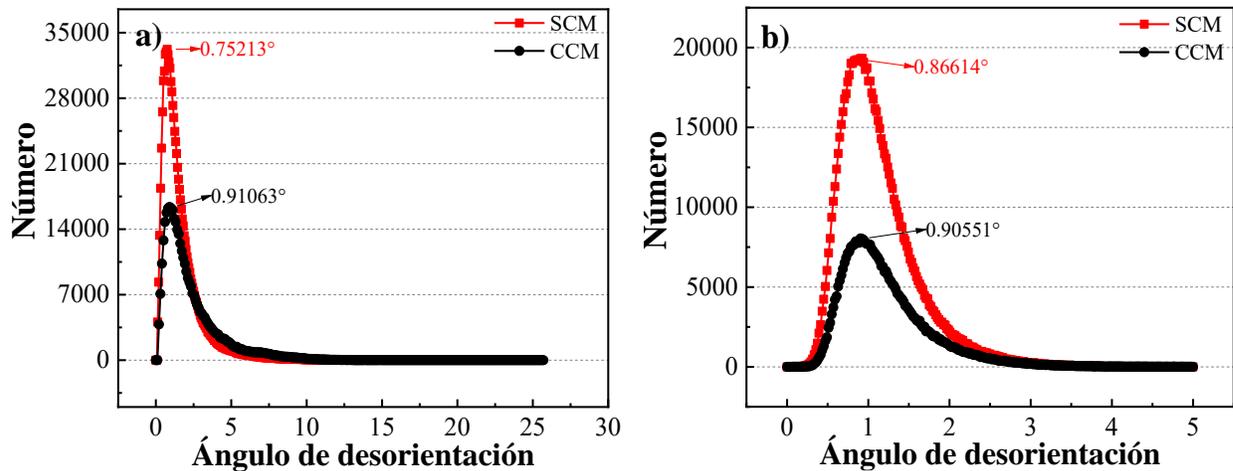


Figura 4.51. Promedio de desorientación por EBSD en la ZCG (acero API), a) GAM y b) KAM.

4.2.5.2 Línea de fusión.

La Figura 4.52 muestra las imágenes obtenidas por la técnica de EBSD de la LF. En la Figura 4.52a) se muestra la representación de los granos en la junta soldada SCM y en la Figura 4.52b) de la junta soldada CCM, con un promedio de 13.57 μm y 20.21 μm , respectivamente. El cambio abrupto entre la ZCG con granos aciculares y el MS con granos poligonales en la junta soldada SCM, permite que esta zona sea más propensa a puntos de nucleación y fallas si es sometido a procesos o ambientes electroquímicos. Mientras que, la junta soldada CCM, presenta residuos de granos aciculares en la ZCG y granos con morfología irregular en el MS. Sin embargo, el tamaño es más homogéneo entre las zonas, permitiendo que la diferencia en la energía libre entre zonas anódicas y catódicas sea menor.

El análisis de los ángulos de Euler muestra que tanto la LF de la junta soldada SCM de la Figura 4.42c) y la junta soldada CCM en la Figura 4.42d), presenta giros a ángulos intermedios y altos en el eje z primario y secundario (φ_1 y φ_2), mientras que el giro en el eje x después del primer giro en z (ϕ), se da a bajos ángulos y de manera escasa en ambas zonas de análisis.

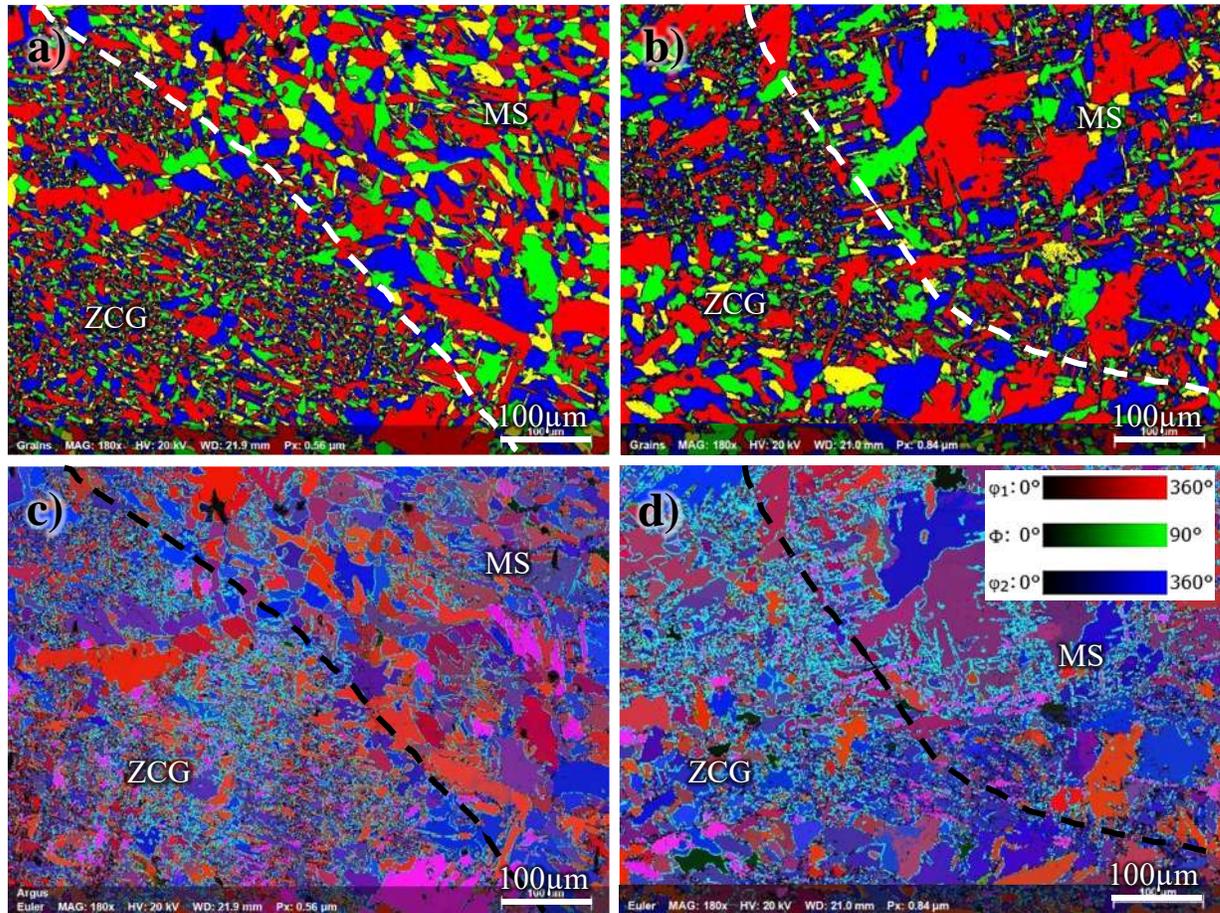


Figura 4.52. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF del acero API; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) Euler unión SCM y d) Euler unión CCM.

La junta soldada SCM de la Figura 4.53a), muestra una orientación preferencial débil hacia el plano (101). Sin embargo, la aplicación de campos magnéticos modifica la orientación hacia el plano (001).

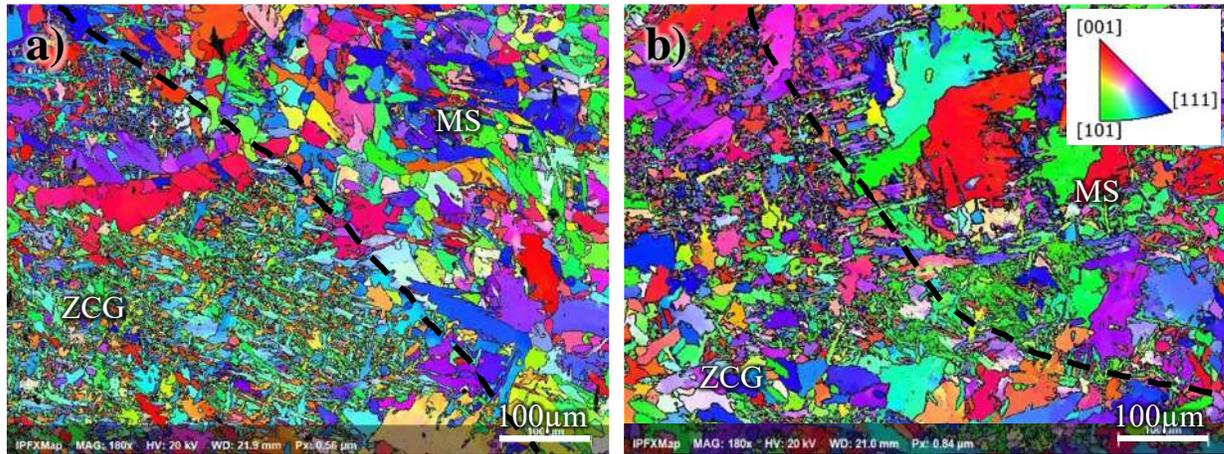


Figura 4.53. Figura de polos inversa en LF (acero API); a) unión SCM y b) unión CCM.

El GAM entre las celdas cristalinas se muestra disperso en la zona analizada de la junta soldada SCM en la Figura 4.54a), mientras que en la junta soldada CCM de la Figura 4.54b) las zonas se concentran en su mayoría en el MS cercano a la LF. Al estar la pileta liquida en contacto con el flujo del campo magnético, se generan nuevos puntos de nucleación debido a la restricción de los campos magnéticos sobre los átomos en la pileta liquida, sin embargo, existen zonas donde los dipolos no se alinean con el campo magnético y siguen el proceso de solidificación convencional, tratando de crear granos columnares competitivos con dirección a la fuente de calor.

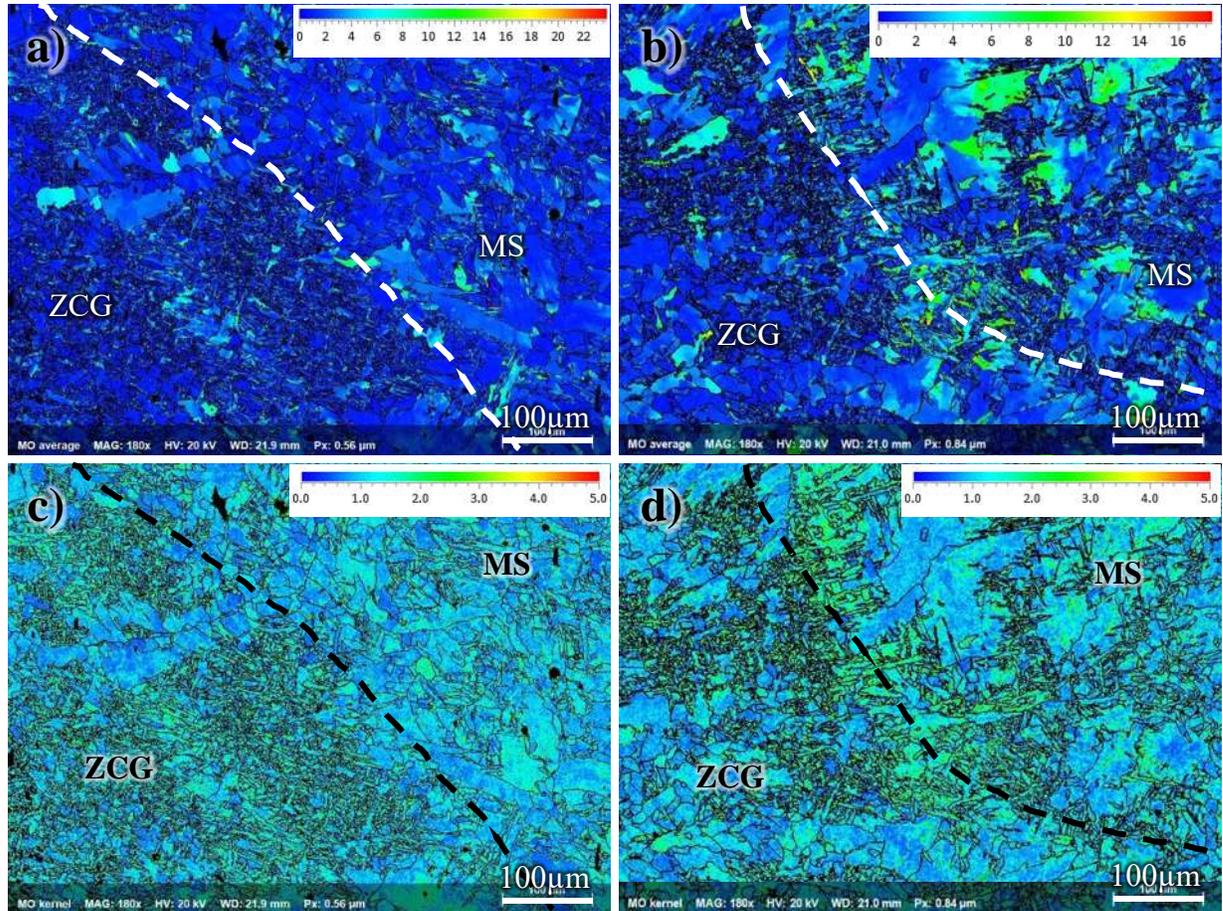


Figura 4.54. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF (acero API); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión SCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión SCM.

El punto de coincidencia entre estas dos zonas, pueden ser zonas solidificadas con altos niveles de energías residuales. Es por esto, que mientras que la soldadura SCM de la Figura 4.54c) muestra una densidad de dislocaciones dispersa y homogénea, la soldadura CCM de la Figura 4.54d), muestra altas concentraciones en los granos aciculares que se dirigen hacia la fuente de poder.

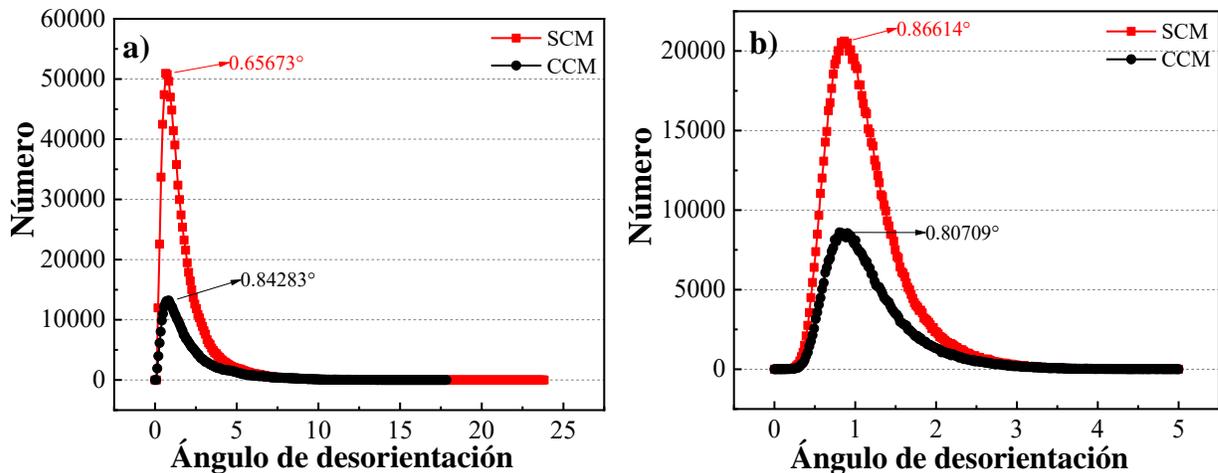


Figura 4.55. Promedio de desorientación por EBSD en la LF (acero API); a) GAM y b) KAM.

4.2.5.3 Metal de soldadura.

La Figura 4.56 muestra la estructura de los granos en el metal de soldadura. En la junta soldada SCM de la Figura 4.56a) se observan los granos columnares dendríticos con dirección hacia la fuente de poder, estructura típica por el proceso de solidificación durante el enfriamiento. Así mismo, el centro de los granos columnares muestra granos de menor tamaño, con una estructura acicular predominante. Por otro lado, la junta soldada CCM, se observa cómo se generan más puntos de nucleación para la solidificación de los granos columnares, estos puntos pueden ser identificados por las zonas con granos aciculares. Sin embargo, el crecimiento competitivo de los granos columnares hacia la fuente de calor, se ve interrumpida por el atrapamiento de los átomos ionizados con el campo magnético, permitiendo generar mayores zonas con granos poligonales como se muestra en la Figura 4.56b).

La orientación de los ángulos de Euler, muestra en la imagen de la Figura 4.56c) como en la junta soldada SCM, la ferrita proeutectoide se muestra orientada hacia ángulos intermedios de φ_1 en nivel intermedio y en φ_2 en niveles altos. Sin embargo, la ferrita proeutectoide dispersa en el MS de la junta soldada CCM de la Figura 4.56d), muestra una orientación preferencial al ángulo ϕ en niveles bajos. Por ultimo, la zona de granos aciculares en el centro de los granos columnares de la junta soldada muestran un giro preferencial en φ_2 a niveles altos, mientras en la junta soldada CCM no se muestra una orientación de giro preferencial.

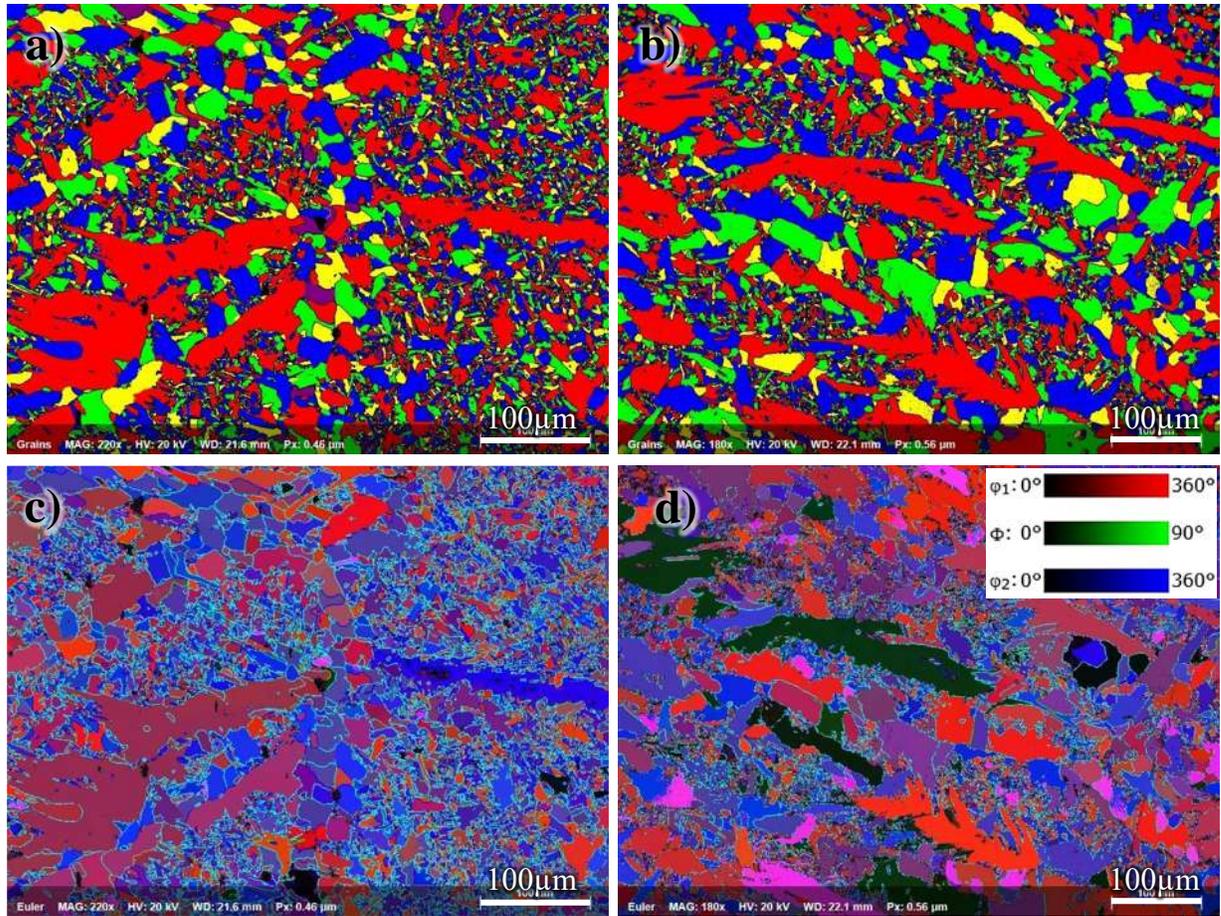


Figura 4.56. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS del acero API; a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) Euler unión SCM y d) Euler unión CCM.

La Figura 4.57 muestra la orientación preferencial para la junta soldada SCM en el inciso a) y la junta soldada CCM en el inciso b), en ambos casos, no se muestra una orientación hacia un plano preferencial según la figura de polos inversa.

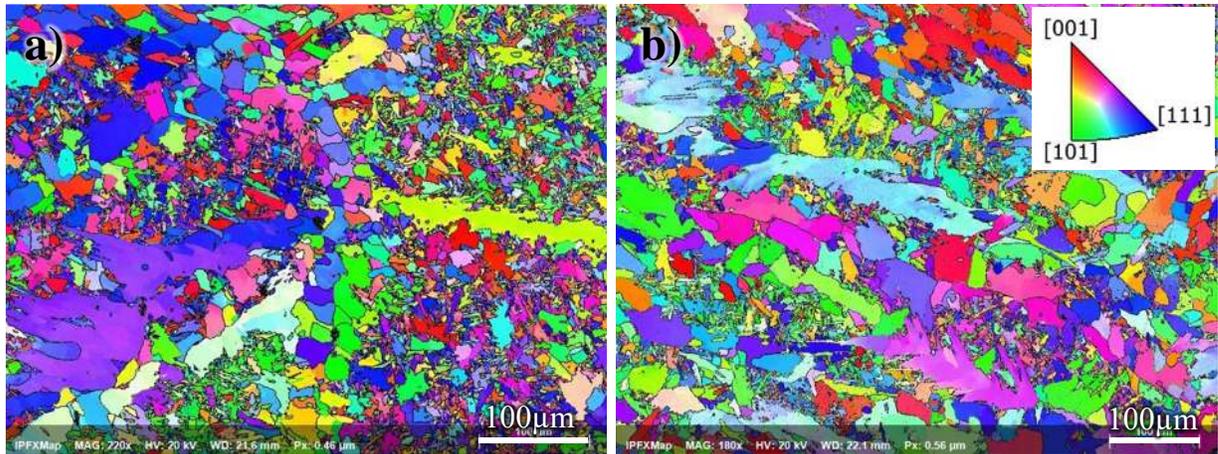


Figura 4.57. Figura de polos inversa en MS (acero API); a) unión SCM y b) unión CCM.

Aun cuando en la Figura del GAM en la junta soldada SCM en la Figura 4.58a) se muestran más zonas con incrementos de la desorientación, en la gráfica de la Figura 4.59a) se muestra que no existe una diferencia significativa en el área de aparición. Por otro lado, caso contrario de las otras zonas analizadas, el gráfico del GAM en la Figura 4.59a) demuestra que el ángulo de desorientación en el MS de la junta soldada CCM incrementó con respecto a la junta soldada SCM, esto se puede corroborar en la Figura 4.58b), donde el punto de intersección entre un borde de grano particionado y un borde de grano completo, muestran una alta concentración de energía.

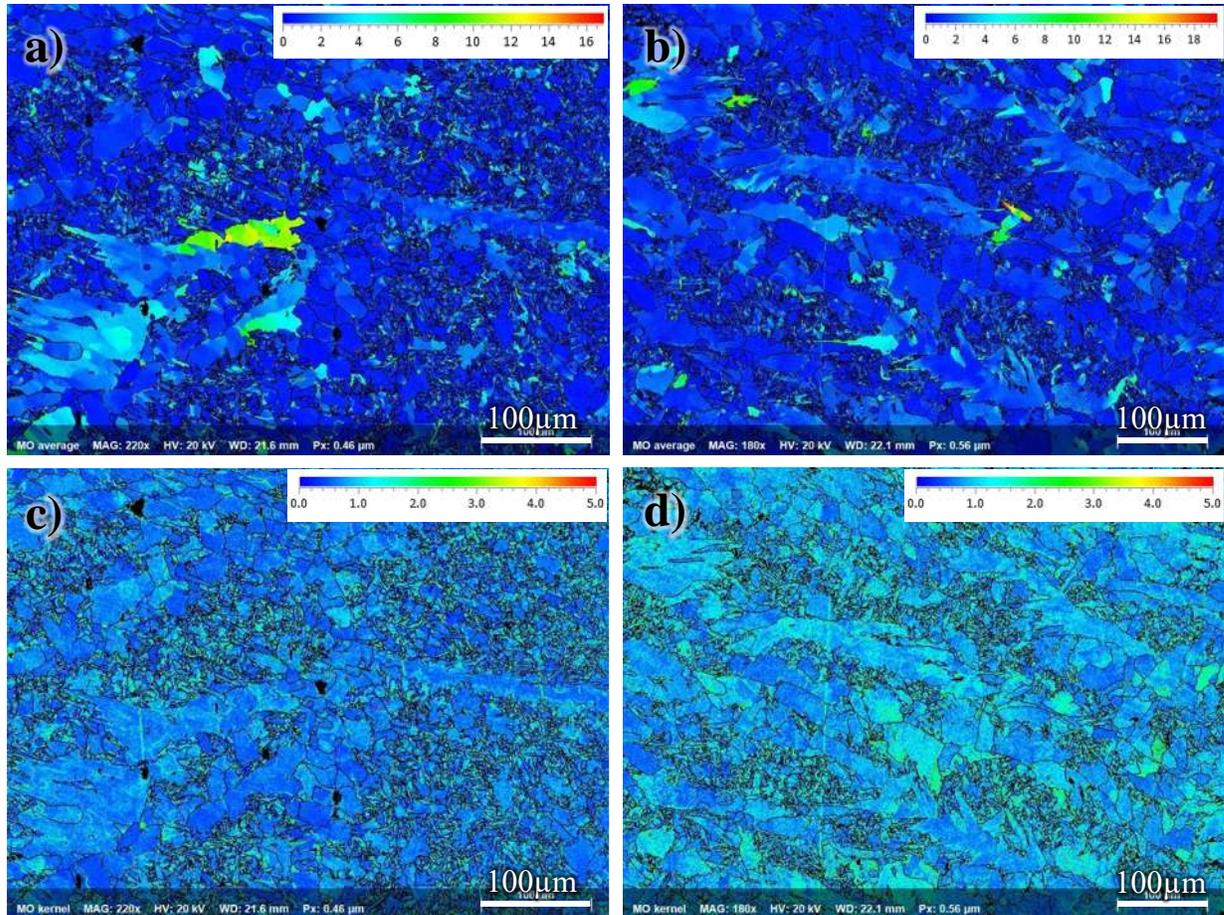


Figura 4.58. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS (acero API); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión SCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión SCM.

El KAM permite analizar esfuerzos plásticos residuales en la matriz, en la Figura 4.58c) se muestra el KAM para la junta soldada SCM, donde se muestra como entre los granos poligonales, se denotan líneas de deformación, el ser sometido el material a esfuerzos de fatiga o ambientes corrosivos, estas zonas se denotarán como posibles puntos de nucleación en una celda electrolítica, en el caso de una falla, el material será propenso a fracturas intergranulares. Este comportamiento se observa en la junta soldada CCM de la Figura 4.58d), donde, a pesar de disminuir este comportamiento, el ángulo de deformación se incrementa según la gráfica de la Figura 4.59b).

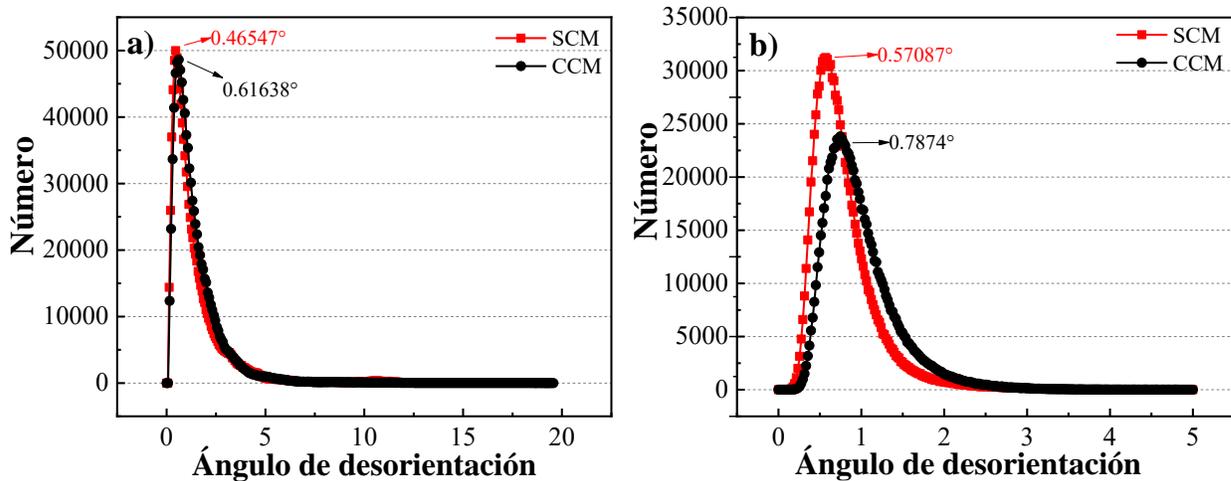


Figura 4.59. Promedio de desorientación por EBSD en el MS (acero API); a) GAM y b) KAM.

4.2.6 Perfiles de microdureza.

En la Figura 4.60 se observa los perfiles de microdureza para cada una de las zonas analizadas en la unión CCM y en la unión SCM. El valor de microdureza para el material base como se recibió fue de 175.6 unidades Vickers. El perfil de microdureza en el centro de la sección transversal para la unión SCM se muestra en la Figura 4.60a), se observa una tendencia a incrementar desde el material base (MB) hacia la soldadura (MS), debido a la afectación térmica del proceso. Sin embargo, se observa que la mayoría de los datos que sobresalen de la trayectoria, con una dispersión notoria, tienden a estar en valores por debajo de la media de los datos. En la Figura 4.60b) se presenta el perfil de microdureza en la junta soldada CCM para los tres niveles de la sección transversal. La sección superior del cordón presenta mayores defectos superficiales, por ende, el efecto de los campos magnéticos es mayor, esta interacción genero zonas con picos de microdureza de 273 unidades Vickers, 6 unidades más arriba que el pico máximo presentado en el MS de la junta soldada SCM. Así mismo, la zona inferior del cordón muestra picos de microdureza altos en el MS, aunque no excede los valores máximos alcanzados en la junta soldada SCM, si presenta dispersión en la gráfica. Por último, la zona media del cordón fue la que presento mayor homogeneidad en la gráfica, esto se atribuye a la microestructura de granos ferríticos poligonales observados en la Figura 4.40d), dado que la ferrita es una fase más blanda que la austenita, permite homogenizar los valores de microdureza obtenidos en toda la sección transversal del cordón.

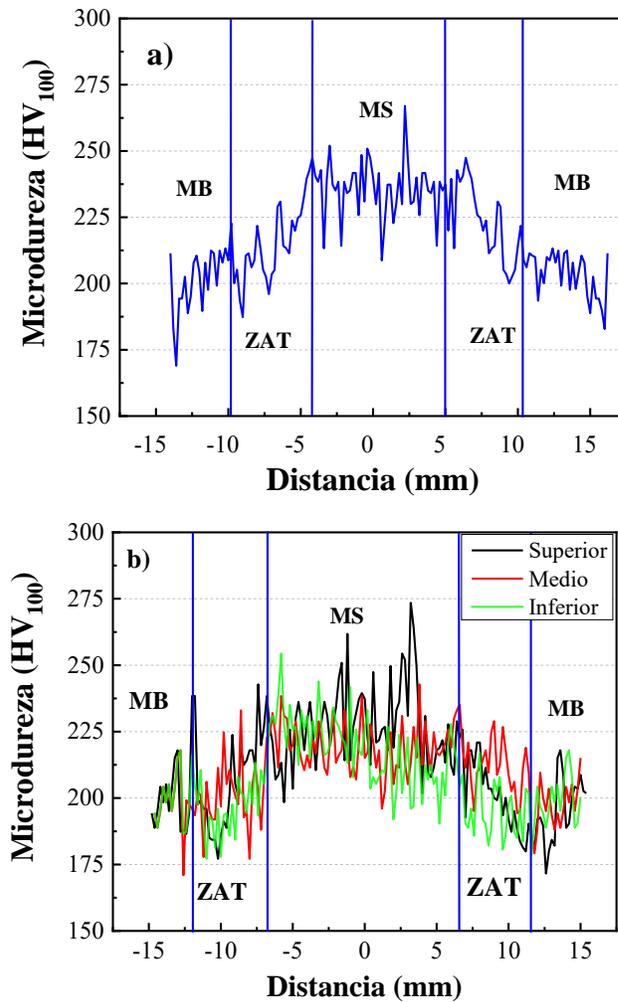


Figura 4.60. Perfil de microdureza acero microaleado API X52, a) unión SCM y b) unión CCM.

La zona superior del cordón presentó un comportamiento típico de una junta soldada, a pesar de que el gráfico muestra picos de microdureza más elevados que la junta soldada SCM, la dispersión de los datos es suficientemente consistente para obtener promedios por debajo de la junta soldada SCM en cada una de las zonas. Por otro lado, la zona inferior del cordón muestra su valor más alto en la línea de fusión del lado izquierdo. Debido al refinamiento de grano y obtención de ferrita en la ZCG, así como la generación de granos poligonales en el MS, los promedios de microdureza disminuyen en la zona centro del cordón CCM. Esto se puede observar en la Figura 4.61a), donde el valor máximo obtenido para la ZPT se obtiene en la parte superior de la sección transversal, con

un valor de 202 unidades Vickers. El máximo obtenido en la ZRG se generó en la zona centro de la sección transversal, la zona inferior de la sección transversal muestra el máximo valor para la ZCG, la línea de fusión obtiene se máximo valor en la zona inferior con 261 unidades Vickers. Por último, el metal de soldadura registro su valor máximo en la zona inferior del cordón.

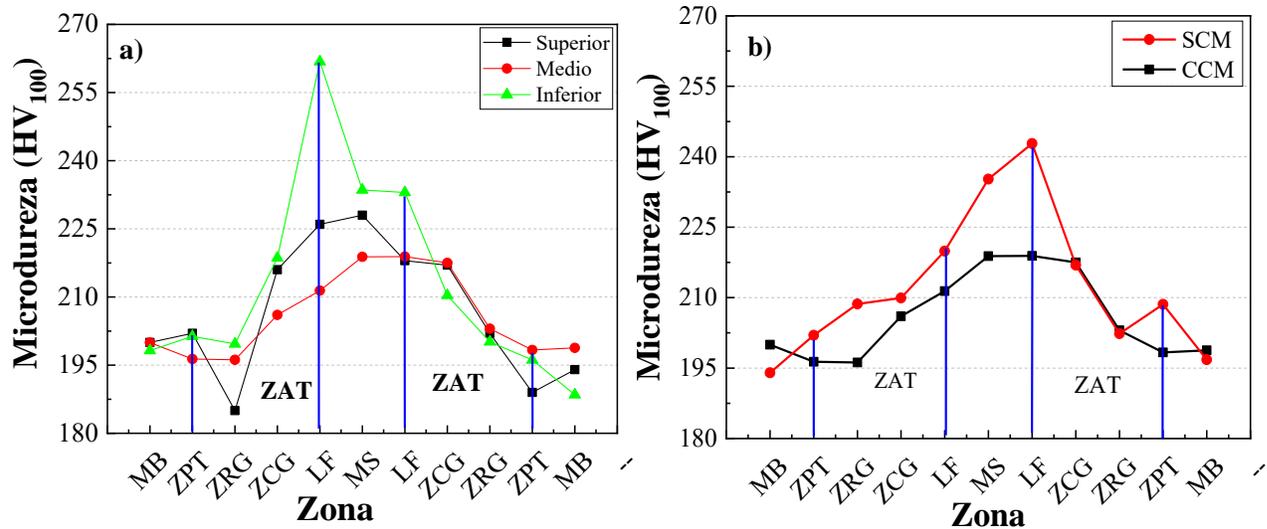


Figura 4.61. Promedio de microdureza por zonas en acero microaleado API X52; a) unión CCM y b) Comparativa entre unión CCM y SCM.

El grafico X-R permite medir la variabilidad de los datos de estudio, en la Figura 4.62 se muestra el grafico X-R para los valores obtenidos en el perfil de microdureza de la sección transversal de ambas uniones, en la parte superior de las gráficas se observa el grafico X, en el cual describe los promedios de cada grupo y en la parte inferior de los gráficos se presenta el gráfico de rangos (R), que permite visualizar la dispersión de los datos. En este estudio se definieron grupos de 3 valores. El gráfico X-R de la junta soldada SCM se muestra en la Figura 4.62a), donde el metal de soldadura se mantiene por encima de la media (218 unidades Vickers) por 30 unidades, a excepción del centro del MS, donde se presenta un grano ferrítico epitaxial, se muestran valores promedio 10 unidades por encima de la media. LA ZAT y el MB presentan valores promedio por debajo de la media, con un comportamiento ascendente desde MB hacia MS. Este comportamiento es interrumpido en la ZRG donde se muestra por debajo de la media con 100 unidades de diferencia en ambos lados, esto debido al refinamiento de grano presente en la zona. En general, la ZAT se posiciona 18 unidades

por debajo de la media. Sin embargo, este comportamiento no se observa en la unión CCM de la Figura 4.62b), donde el MB y la ZAT del gráfico X muestran un comportamiento aleatorio e inclusive se muestran valores por encima de la media en la ZCG del lado derecho, de esta forma, estadísticamente se puede deducir que los datos de la unión CCM presentan un comportamiento más cercano a la media de los datos. Esto se traduce en un comportamiento más homogéneo a través de toda la sección transversal, el MS de la junta soldada CCM se posiciona 10 unidades por encima de la media, de manera que, la diferencia de los datos con respecto a la media en el MS disminuye 66%, de igual forma la ZAT de la junta soldada CCM se posiciona 8 unidades alejada de la media de los datos, es decir, se redujo 64% la dispersión de los datos.

A pesar de que la media de los datos entre las dos juntas soldadas no varía más de 8 unidades, el tratamiento de los datos permite determinar el efecto de los campos magnéticos estadísticamente. Esto es observable en el gráfico R, en donde se grafica la diferencia de cada uno de los subgrupos con respecto a la media, y esto permite determinar de manera cuantitativa la dispersión que se presenta en los valores de microdureza por zona. En la Figura 4.62b) se observa que los datos de microdureza en el MS de la junta soldada CCM presentan menor dispersión al posicionarse en su mayoría, cercanos a la media de los datos. Por otro lado, la ZAT presenta mayor dispersión solamente del lado izquierdo, esto se relaciona con las micrografías presentadas en la Figura 4.40b), donde la microestructura observada, disminuye los valores de microdureza medidos en la ZCG. Caso contrario, para de la ZCG de la junta soldada SCM de la Figura 4.40a), la presencia de austenita retenida, una fase más dura que la ferrita, eleva la microdureza de esta zona.

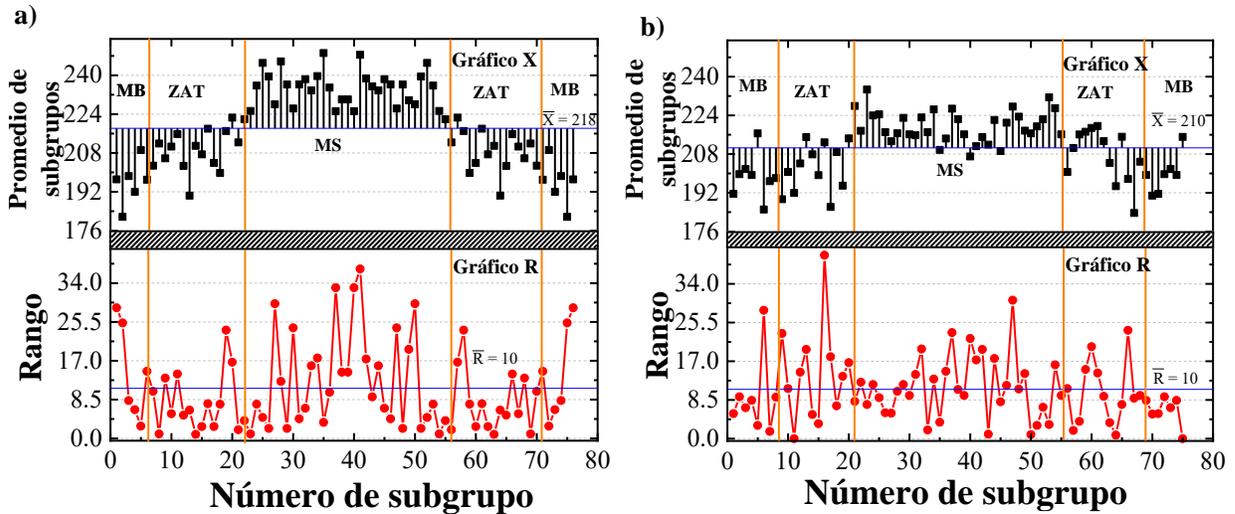


Figura 4.62. Gráfico estadístico X-R; a) unión SCM y b) unión CCM.

4.2.7 Medición de concentración de ferrita.

Las gráficas de medición de ferrita de las juntas soldadas SCM y CCM se muestran en la Figura 4.63. En la gráfica de la Figura 4.63a) se muestran los perfiles de ferrita obtenidos en cada una de las secciones analizada de la junta soldada SCM y se comparan contra los perfiles de microdureza analizados en la sección anterior. En el gráfico de la junta soldada CCM presentado en la Figura 4.63b), el metal de soldadura presenta un porcentaje de ferrita de 95.4% en la unión CCM mientras que en la junta soldada SCM se observa un promedio de 96.35%. La pileta liquida es más propensa a sufrir modificaciones en el proceso de solidificación con la interacción con las líneas de flujo magnético, la interacción entre la corriente en la pileta liquida por el proceso de soldadura y el campo magnético externo es más compleja, y el efecto de ajuste de la fuerza electromagnética sobre las condiciones de flujo en la pileta de soldadura puede ser más poderoso [111]. En el caso de la ZAT muestra valores de 94.9% en la unión CCM y de 96.24% en la unión SCM. Esto indica que hubo menor transformación de la fase ferrítica debido a la interacción de los campos magnéticos en la unión CCM, donde las líneas de flujo de ambas bobinas (las cuales se encuentran al final de la junta) tienen la mayor interacción entre ellas y la corriente de flujo del proceso SAW. Ambas uniones presentan un decremento del porcentaje de ferrita en la ZCG, registrando valores de 94% tanto en la junta soldada CCM, como en la junta soldada SCM. Esto se puede atribuir a la

aparición de austenita retenida en la zona de mayor temperatura alcanzada durante la transformación en estado sólido. Indicando claramente que el porcentaje de ferrita no cambia en la ZCG, simplemente su estructura se presenta de forma diferente al restringir la difusión de la fase ferrítica para la formación de la austenita en la junta soldada CCM. La fase ferrítica que forma ferrita proeutectoide en la ZCG de la unión SCM, ahora se encuentra incrustada como granos ferríticos poligonales en la fase austenítica.

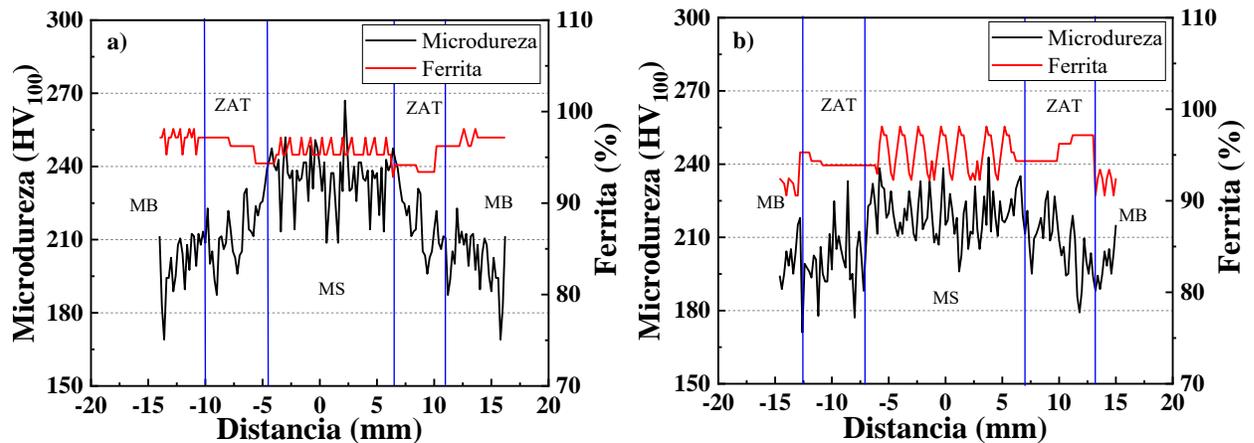


Figura 4.63. Perfil de microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (API X52); a) unión SCM y b) unión CCM.

En el análisis del promedio de microdureza versus los promedios de porcentaje de ferrita que se muestran en la Figura 4.64, se observa como a través de la junta soldada con campo magnético de la Figura 4.64b) los perfiles distorsionan su comportamiento. Debido a la modificación de la microestructura en la ZAT de la junta soldada CCM, la fase ferrítica se distribuyó más homogéneamente en la ZCG, dado que la ferrita es más blanda que la austenita, se observa una correlación directa entre la disminución de los promedios de microdureza en las zonas de transformación en estado sólido y el incremento del porcentaje de ferrita obtenido. Dado a las altas velocidades de enfriamiento en la ZAT, se observa un decremento de la fase ferrita en la gráfica de la Figura 4.64a), debido a la formación de austenita retenida. Además, se observa el incremento de microdureza en la zona de transformación en estado sólido de la junta soldada SCM.

Las ondas del campo magnético interactúan al entrar en contacto en la zona media del cordón, dependiendo del ángulo y dirección de la onda, estas se pueden sumar, generando un efecto mayor en el acero, debido a que en la Figura 4.64c) se observa que en el lado derecho de la junta soldada CCM el porcentaje de ferrita obtenido se mantuvo similar al MB y el MS, se asume que esta fue la zona con mayor afectación del campo magnético externo aplicado durante el proceso de unión. En la Figura 4.64d) se presenta la comparación de los perfiles de ferrita entre la junta soldada con campo magnético y sin campo magnético, se observa que el perfil de la unión SCM presenta mayor dispersión en los datos, mientras que la junta soldada con campos magnéticos, presenta mayor homogeneidad en los promedios obtenidos de las diferentes zonas analizadas. Este último efecto es altamente deseable en una junta soldada, y que está relacionado con la heterogeneidad microestructural a través de la sección transversal de la junta soldada.

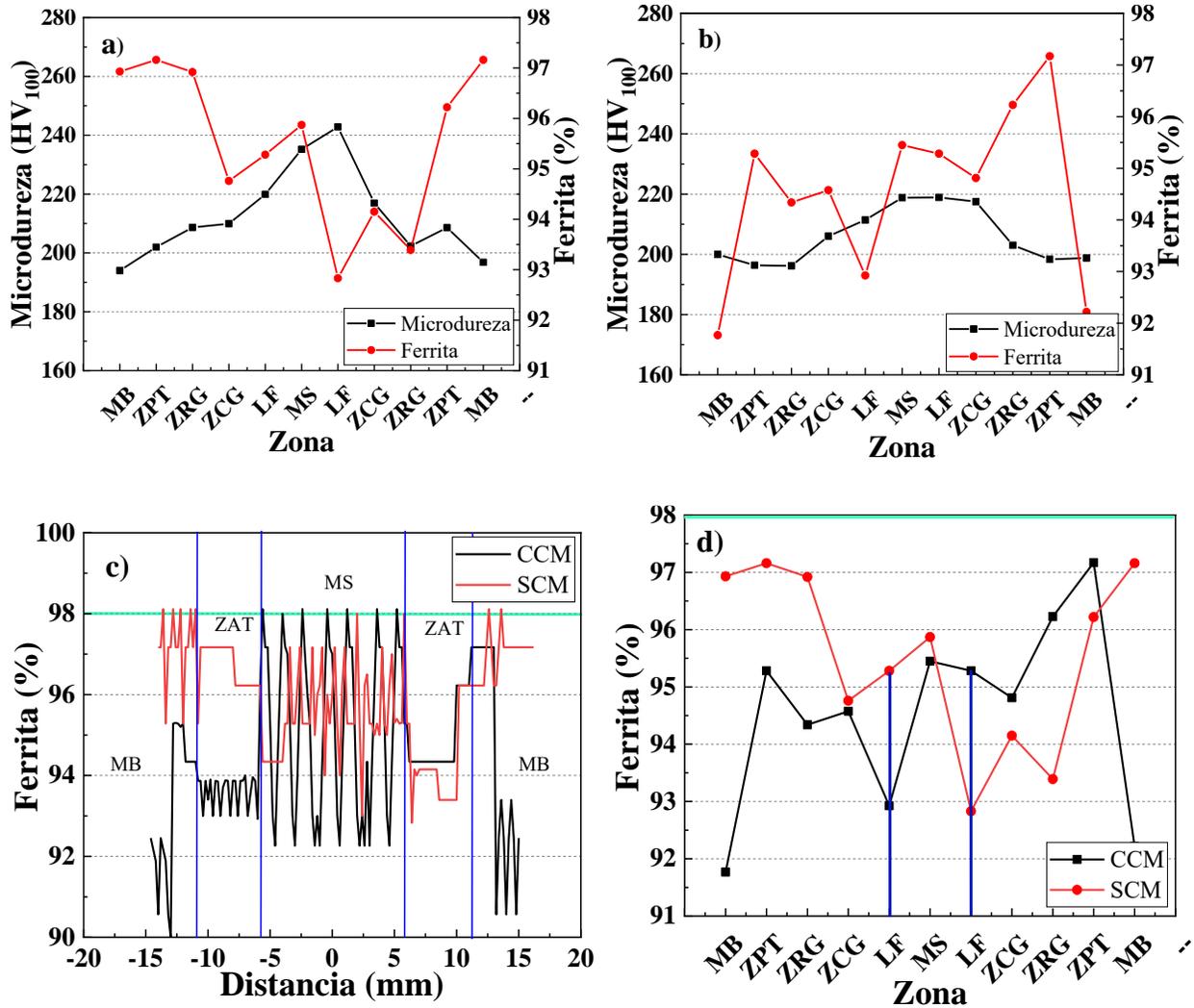


Figura 4.64. Perfiles de promedios por zona en microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (API X52); a) unión SCM, b) unión SCM, c) comparativa del perfil de porcentaje de ferrita y d) comparativa promedios de ferrita.

4.2.8 Resistencia a la tensión de la junta soldada.

La Figura 4.65 muestra los resultados del ensayo de tensión de la junta soldada con campo magnético y sin campo magnético. En ambos casos, la falla fue inducida en la ZCG con hendiduras a ambos lados del cordón, se aumentó la ductilidad del acero en la ZCG en un 36% y la resistencia

a la tracción en un 17.6% para la unión CCM. Estos resultados se presentan en la Tabla 5.9, donde se concentran todos los valores obtenidos en los ensayos. Por otro lado, en ambos casos aparece un comportamiento de caída e incremento del esfuerzo entre el esfuerzo de fluencia (σ_y) y el esfuerzo máximo (σ_{max}), este efecto es llamado resiliencia, es una caída de la resistencia con una recuperación, esto debido al refinamiento de grano que se encuentra en la ZAT. Sin embargo, aunque el fenómeno es apreciable en los dos ensayos, es repetitivo y de mayor amplitud en la unión SCM, lo cual deduce que existe un cambio importante entre cada una de las zonas producidas por el aporte térmico del proceso y las fases presentes en los contenidos y morfologías correspondientes para cada soldadura. Vega y col. [112] analizaron los resultados de múltiples reparaciones de soldadura en la misma zona de una tubería de acero microaleado API X52 sin costura. Los autores caracterizaron cuatro condiciones de reparaciones de soldadura por arco de metal y una muestra soldada en la circunferencial para determinar los cambios en la microestructura, el tamaño de grano en la ZAT y evaluar su efecto en las propiedades mecánicas de las uniones soldadas. En el estudio determinaron que el comportamiento en el esfuerzo de fluencia (σ_y) y el esfuerzo máximo (σ_{max}) se puede atribuir a la contribución del refinamiento de grano de la ZAT para la primera reparación en las áreas superior y central en comparación con la condición soldada. La técnica de cordón revenido (temper bead) genera cordones superpuestos produciendo refinamiento de grano en la ZCG del cordón anterior y disminuyendo las tensiones residuales debidas al aporte de energía térmica adicional. Estos comportamientos en el σ_y son muy similares a los que se presentan en los resultados mostrados en el presente estudio. Es decir, los campos magnéticos no permiten el movimiento atómico en la ZCG fomentando la recrystalización. El incremento de la densidad de deformación en la Figura 4.51b) y la saturación de la matriz con los aleantes que normalmente se presentarían como incrustaciones esféricas, muestra una correlación clara entre el valor KAM más alto determinado para la muestra CCM la cual se comporta con un esfuerzo máximo mayor sin restringir la deformación.

Tabla 4.9. Resultados de prueba de tensión de las soldaduras de acero microaleado API X52.

	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ
SCM	318	461	0.07
CCM	383	560	0.11

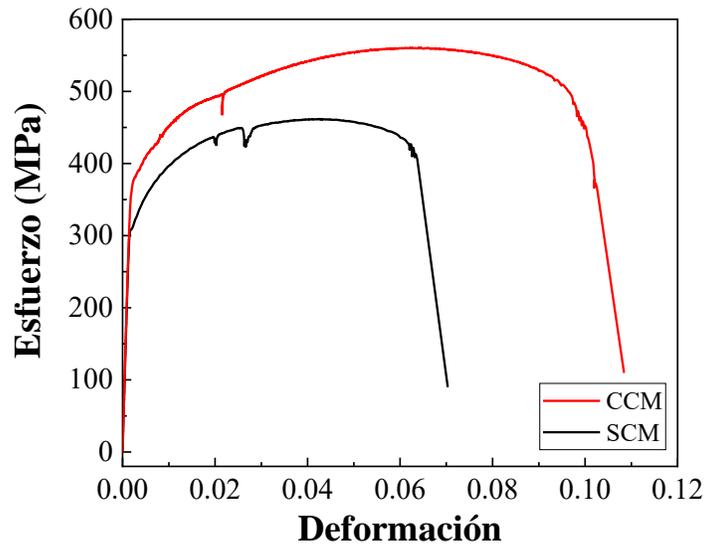


Figura 4.65. Curvas esfuerzo versus deformación de las juntas soldadas del acero API X52.

Las imágenes de la Figura 4.66 corresponden al análisis de fractografía en las juntas soldadas SCM y CCM. Tanto la fractura de la junta soldada SCM y CCM en las Figuras 4.66a) y d) muestran una fractura dúctil a bajas magnificaciones, con zonas de alta absorción de energía. Sin embargo, aunque la presencia de micro hoyuelos es vista en ambas condiciones de unión (Figura 4.66b y e) con morfología de elongamiento axial por la naturaleza de la prueba de tensión, la junta SCM presenta zonas de baja absorción de energía al encontrar planos de deslizamiento en la Figura 4.66c y los hoyuelos muestran precipitados esféricos en el centro de los mismos. La mezcla de fractura dúctil y fractura frágil en la junta SCM corresponde a la presencia de granos de ferrita poligonal y ferrita acicular, respectivamente [113].

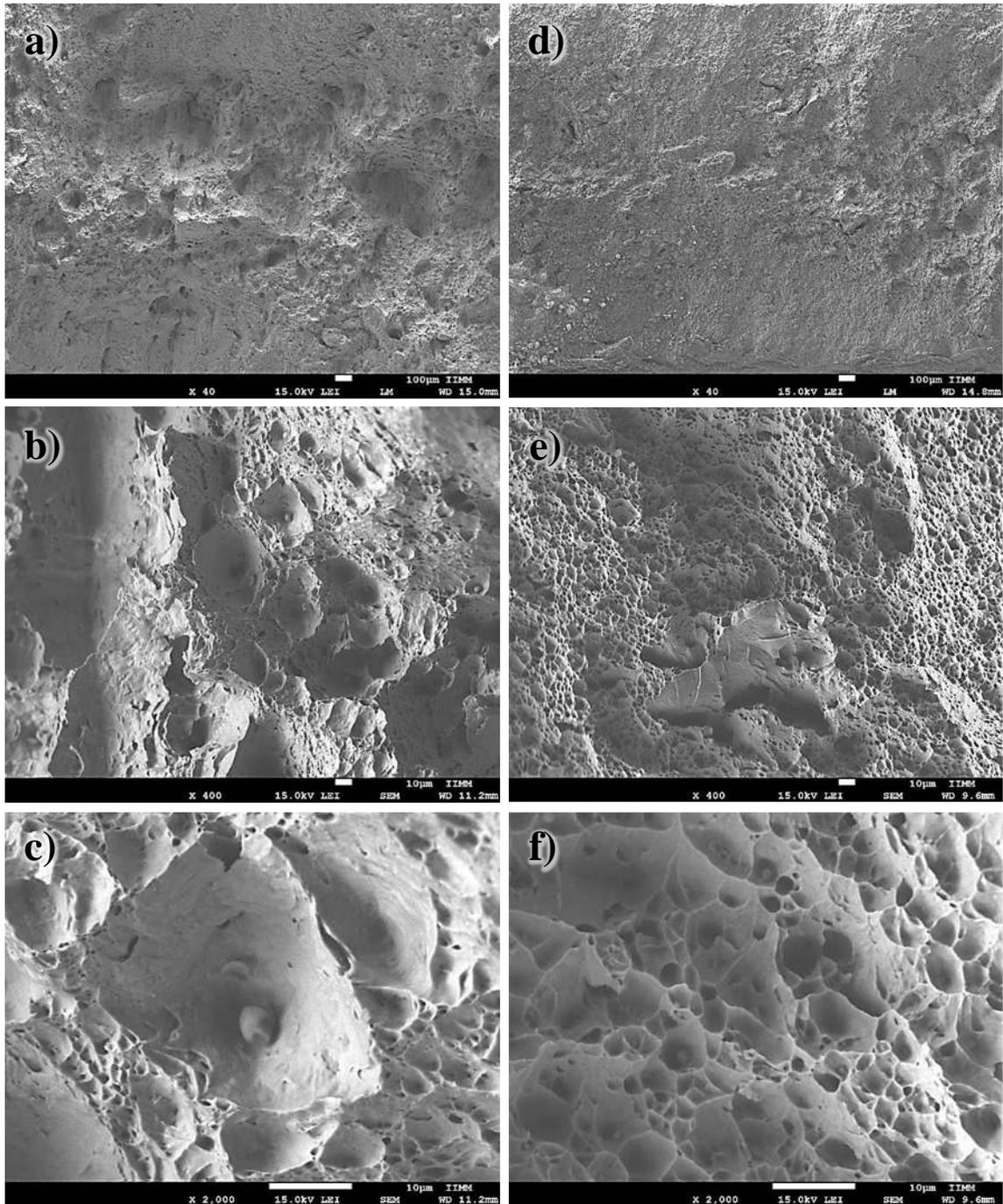


Figura 4.66. Fractografía en acero microaleado API X52, a-c) junta soldada SCM y d-f) junta soldada CCM.

4.2.9 Corrosión

4.2.9.1 Potencial de circuito abierto (OCP, por sus siglas en inglés).

La Figura 4.67 presenta los gráficos del potencial de circuito abierto en la ZAT y MS de ambas uniones, la prueba se realizó a fin de identificar el comportamiento del material expuesto a un medio salino (NaCl 5%) durante 1800 segundos. En la Figura 4.67a) se presenta la gráfica de OCP en las dos zonas de análisis para la junta soldada SCM, comparadas contra MB. El material base presenta un potencial estable de -0.705 V a partir de los 262 segundos, mientras que el MS presenta una pendiente continua a través del tiempo, finalizando en un OCP de -0.654 V, debido a la presencia de austenita retenida en la ZAT de la muestra SCM, el flujo de corriente entre las diferentes zonas y el electrolito es mayor, dando pie a lo que se observa en el gráfico de la ZAT (línea azul), una gráfica con tendencia a potenciales más activos, con un pico de cedencia de una de las fases presentes. Por otro lado, las zonas analizadas en la junta soldada con campo magnético en la Figura 4.67b), muestran potenciales más homogéneos entre cada una, lo cual indica que, si la junta soldada es expuesta a un medio salino, el proceso de corrosión será más lento por la poca diferencia de potenciales.

La comparativa del MS entre la junta soldada SCM y CCM se muestra en la Figura 4.67c). El MS de la junta soldada CCM muestra un potencial más activo (-0.694 V) en comparación con el MS de la junta soldada SCM, que presenta un OCP de -0.654 V. Esto indica que la refinación de grano en la zona aledaña al cordón de soldadura propicio un aceleramiento del flujo de electrones entre el electrolito y el cordón de soldadura. Sin embargo, en la ZAT el comportamiento es inverso, el refinamiento de grano en la ZAT permitió homologar la microestructura de la zona y disminuir el flujo de corriente entre la ZAT de la junta soldada CCM y el medio de exposición (Figura 4.67d), Este comportamiento es similar al observado por el Wangs y col. [114], quienes al soldar tuberías de acero API X80 con diferentes aportes de calor, encontraron que a menor aporte térmico durante el proceso, el OCP se desplaza a valores más activos y conforme avanza el tiempo todas las muestras analizadas comienzan a incrementar los valores a potenciales más positivos, este efecto es atribuido a la película de sulfuros generada en la superficie [115].

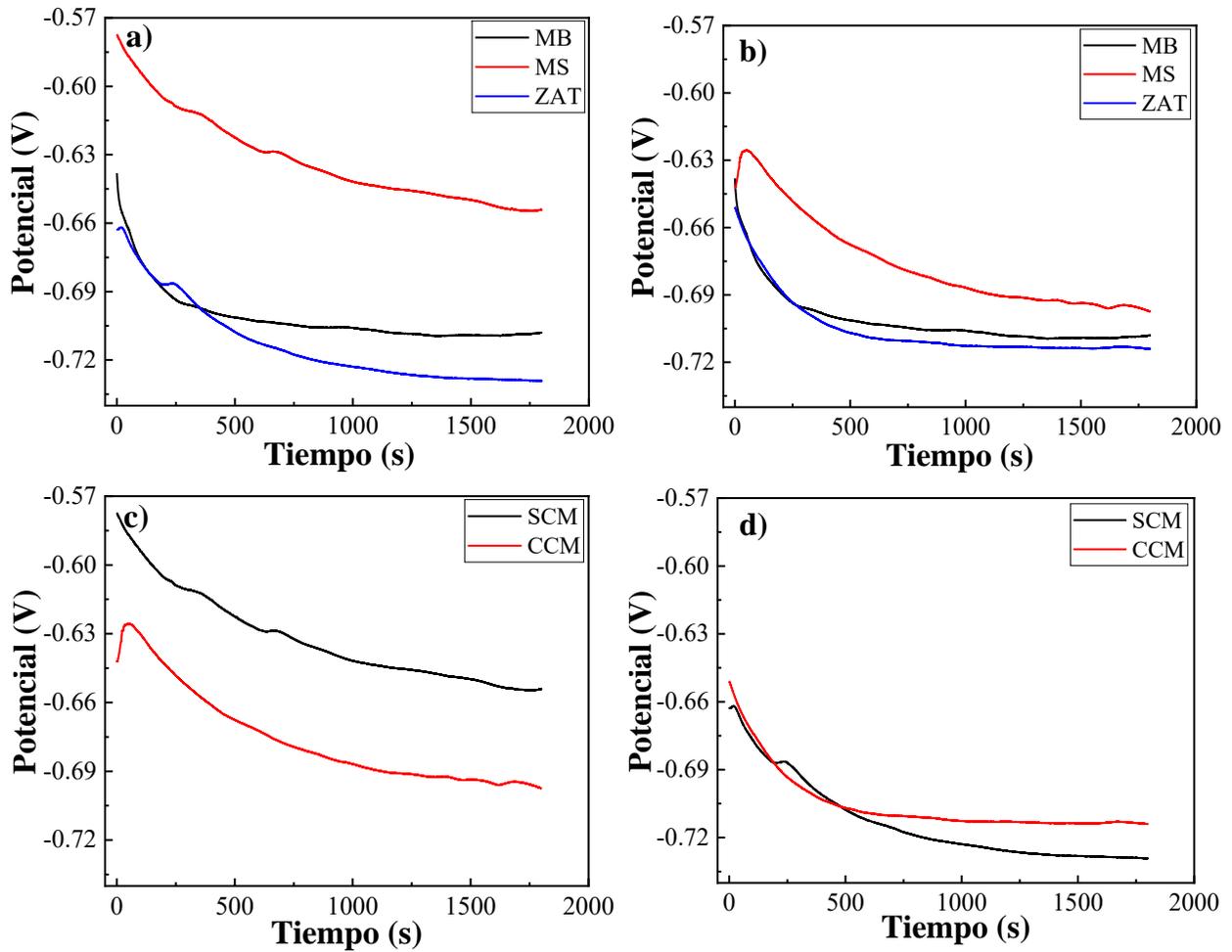


Figura 4.67. Grafica de potencial de circuito abierto del acero API 5L X52; a) SCM, b) CCM, c) Comparativa de MS y d) Comparativa ZAT.

4.2.9.2 Curvas cíclicas de polarización (CCP).

La Figura 4.68 presenta las curvas cíclicas de polarización en la ZAT y MS de ambas uniones. En la Figura 4.68a) se muestran las CCP del MS y ZAT en la junta soldada SCM, comparadas contra el MB. La presencia de granos grandes de austenita retenida en la ZAT y una transición con una discrepancia de tamaño importante entre la zona de crecimiento de grano y la zona de refinamiento de grano, genera un incremento en el flujo de corriente en el sistema, por lo cual, se muestra un desplazamiento de la densidad de corriente en la Figura 4.68a), el MB y el MS presentan una densidad de corriente igual. En la Figura 4.68b) se muestran las CCP de las dos zonas analizadas en la junta soldada CCM comparadas contra MB. La aplicación de campos magnéticos durante el proceso de soldadura, permite la presencia de zonas con fragmentación de granos austeníticos y granos ferríticos con morfología irregular en la ZAT de la junta soldada CCM, esto promueve que

el flujo de corriente entre el ánodo y el cátodo sea a menor velocidad, resultado en una disminución de la densidad de corriente, las curvas correspondientes a las tres zonas analizadas están traslapadas entre sí. Está bien documentado que la microestructura está directamente relacionada con la resistencia a la corrosión [114]. Por lo tanto, en el presente trabajo se demuestra como la aplicación de campos magnéticos puede mejorar la resistencia a la corrosión de las zonas de análisis expuestas a medios salinos, en virtud de los cambios microestructurales inducidos en estado sólido.

La CCP comparativa del MS entre la junta soldada SCM y CCM se muestra en la Figura 4.68c). Los granos dendríticos de menor tamaño en el MS, generados por nuevos puntos de nucleación en la pileta líquida debido a la trampa magnética aplicada durante el proceso de soldadura, provoca un incremento local de la relación catódica-anódica en las regiones soldadas, incrementando el potencial de corrosión (E_{corr}) como se aprecia en la Figura 4.68c). A pesar del incremento en el punto de confluencia, la densidad de corriente de corrosión (i_{corr}) presenta una disminución de una década en el MS de la junta soldada CCM. Ambas juntas muestran un proceso de corrosión mixto, dado que el regreso de la histéresis se realiza por dentro del gráfico, se inicia con un proceso de corrosión por picaduras, posteriormente, la histéresis de regreso cruza la histéresis inicial en la zona anódica, dando paso a un proceso de corrosión generalizado.

La CCP comparativa de la ZAT entre la junta soldada SCM y CCM se muestra en la Figura 4.68d). La fragmentación de los granos austeníticos y la presencia de granos ferríticos de morfología irregular en la ZAT de la junta soldada CCM, da lugar a un decremento de la densidad de corriente y un incremento en la densidad de corriente de corrosión de 3 unidades. Por otro lado, la reducción local de la relación catódica-anódica en las ZAT de la junta soldada SCM, mejora su resistencia a la corrosión. La ZAT de la junta soldada CCM presenta un regreso de la histéresis por dentro del gráfico, lo que indica que predominó la corrosión por picaduras, la amplitud entre la histéresis de subida y la histéresis de regreso es menor, lo que implica menores productos de corrosión, mientras que la ZAT de junta soldada SCM comienza la zona anódica con un proceso de corrosión generalizado, al formar un capa de óxidos, esta presenta un ruptura en zonas de transición (zonas de alta energía), induciendo el proceso de corrosión por hendidura, esto se muestra al obtener un cruce en la histéresis de vuelta al potencial de repasivación.

Tanto la ZAT como el MS presentan un potencial de repasivación (E_{rp}) anódico en ambas juntas. Esto se debe a que los residuos de corrosión en la solución y los óxidos presentes en la superficie

de estudio, actúan como inhibidores anódicos, reduciendo la velocidad de la reacción anódica causando un menor efecto en la reacción catódica [116].

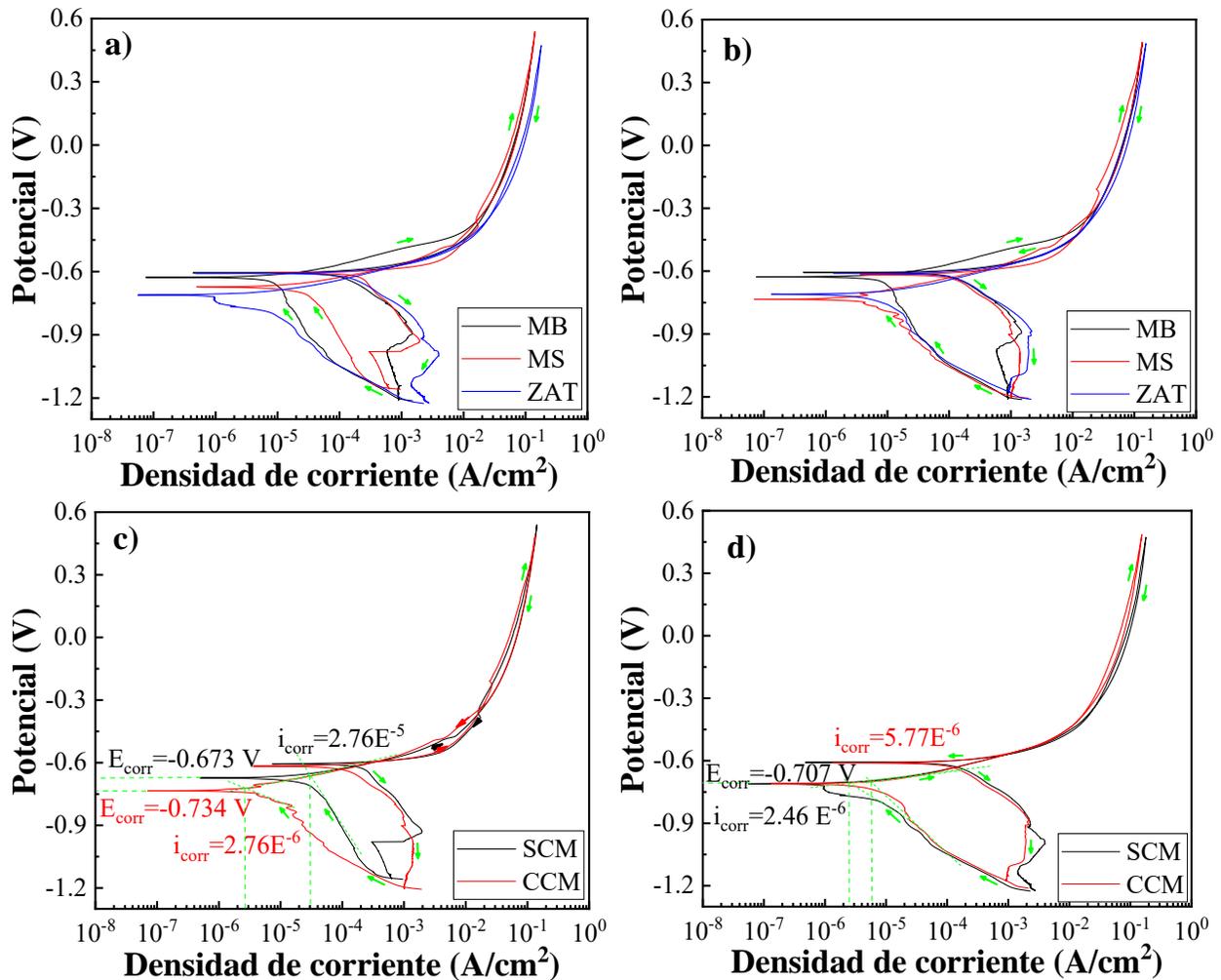


Figura 4.68. Curvas cíclicas de polarización en el acero API 5L X52; a) SCM, b) CCM, c) comparativa del MS y d) comparativa de la ZAT.

Conclusiones parte 2

La aplicación de campos magnéticos durante la soldadura del acero microaleado API 5L X52, tuvo un marcado efecto en las características macroestructurales de la junta soldada, las cuales se describen a continuación:

- El ancho de los granos columnares en el MS de la junta soldada CCM fue disminuido.
- El ancho del cordón no muestra cambios significativos en la zona media de la junta soldada CCM, en comparación con esta zona de la junta soldada SCM. Sin embargo, se obtuvo una

estructura más cónica en la zona inferior de la sección transversal para la junta soldada CCM. Este efecto se debe a que el charco del metal de aporte es desplazado por el campo magnético en el eje de las bobinas y funde menor cantidad de material base en la raíz del arreglo inicial.

- La ZAT de la junta soldada CCM presenta una disminución del ancho en un 10% en comparación con la junta soldada SCM.

La aplicación de campos magnéticos durante la soldadura en un acero API 5L X52, generó diversas modificaciones en la microestructura de las diferentes zonas analizadas en la ZAT:

- La perlita laminar en la ZPT y ZRG se vio afectada por el flujo del campo magnético al promover la difusión del carbono, es por esto, que se observaron zonas enriquecidas en precipitados de Fe_3C .
- Se fragmento la austenita retenida en la ZCG de la junta soldada CCM debido a la precipitación de granos ferríticos aleatorios. Por EBSD se registró que en la matriz ferrítica de la ZCG en la junta CCM se obtuvieron granos deformados con un tamaño 45% mayor que en la junta soldada SCM. Como consecuencia de este efecto, el ángulo máximo de la desorientación incrementó.
- La LF de la junta soldada SCM presenta granos ferríticos aciculares, mientras la LF de la junta soldada CCM presenta granos poligonales por microscopía óptica,
- En ambas uniones se observaron granos columnares en el MS creciendo a partir de los granos parcialmente fundidos en la ZCG, en la dirección perpendicular a la isoterma. Sin embargo, en la junta soldada CCM estos granos son de menor tamaño.
- La aplicación de campos magnéticos acelera el proceso de difusión de aleantes, provocando una sobresaturación de la matriz, es por esto que, al aplicar campos magnéticos, la presencia de inclusiones es casi nula tanto en la ZAT como en el MS.

La aplicación del campo magnético durante el proceso de soldadura en el acero microaleado y los cambios microestructurales tuvieron un efecto significativo en las propiedades mecánicas:

- La modificación del proceso de transformación en estado sólido, promovió la aparición de zonas completamente ferríticas, lo que hace que los valores de microdureza disminuyan en

la ZAT para la junta soldada CCM. Los valores de microdureza registran un comportamiento más homogéneo en la sección transversal de la junta soldada CCM, con una disminución de la dispersión de los datos.

- El incremento en la densidad de la deformación obtenida por EBSD en la ZCG de la junta soldada SCM genera mayor resistencia a la tracción en el acero microaleado. Por lo cual el esfuerzo máximo se incrementa en un 17.6% con respecto a la junta soldada SCM. La variación en el porcentaje de fases en la ZAT favoreció la disminución el efecto de resiliencia en los gráficos de tensión.
- El análisis de corrosión por la técnica de potencial de circuito abierto mostró que el comportamiento es inverso entre el MS y la ZAT de la junta soldada CCM. La presencia de granos ferríticos dispersos entre la austenita retenida en la ZAT, favoreció para disminuir el potencial de activación. En el MS el refinamiento de grano y la diferencia de morfologías y tamaños aceleró el flujo de corriente entre el acero y el electrolito. Al tener esta diferencia de zonas en el MS, el análisis por CCP incrementó una década en la corriente de corrosión en la junta soldada CCM.

PARTE 3 Caracterización acero 9840.

4.3.1 Caracterización microestructural del material base.

En la Figura 4.69 se muestra la microestructura del acero 9840 como se recibió. En la Figura 4.69a) se aprecian las bandas de austenita en color café y en la Figura 4.69b) se observan los granos ferríticos con láminas de cementita. Dado que el porcentaje de composición del acero 9840 esta hacia la izquierda del punto eutectoide, al solidificar presenta residuos de austenita así como ferrita proeutectoide, la perlita gruesa que se observa en la imagen está conformada por láminas de cementita y ferrita eutectoide [117].

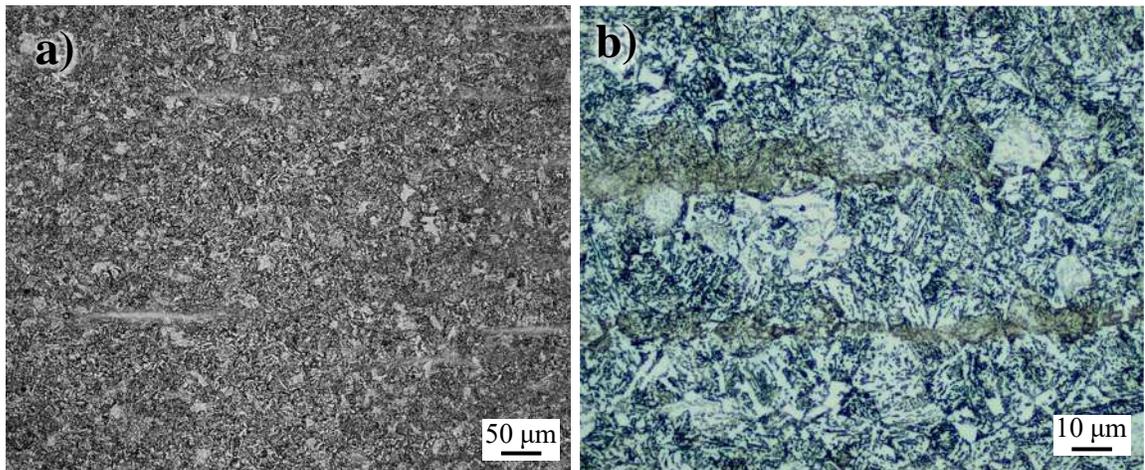


Figura 4.69. Microestructura del del acero 9840.

El análisis del material como se recibió por microscopia electrónica de barrido del acero 9840 se presenta en la Figura 4.70. En la Figura 4.70a) se observa la matriz ferrítica en color oscuro y las láminas de cementita en color claro, aunque este acero no contiene una composición de carbono por la derecha del punto eutectoide, se distinguen bordes de grano con cementita proeutectoide. En la Figura 4.70b) se observa una placa de austenita retenida en la cual se realizaron dos análisis por EDS, ambos puntos se indican en la imagen. En la Figura 4.70c) se muestra el espectro EDS del punto indicado en la Figura 4.70b), este análisis se realizó en el centro de la placa austenítica de la Figura 4.70b), hierro, carbono y manganeso son los elementos de mayor contenido encontrados.

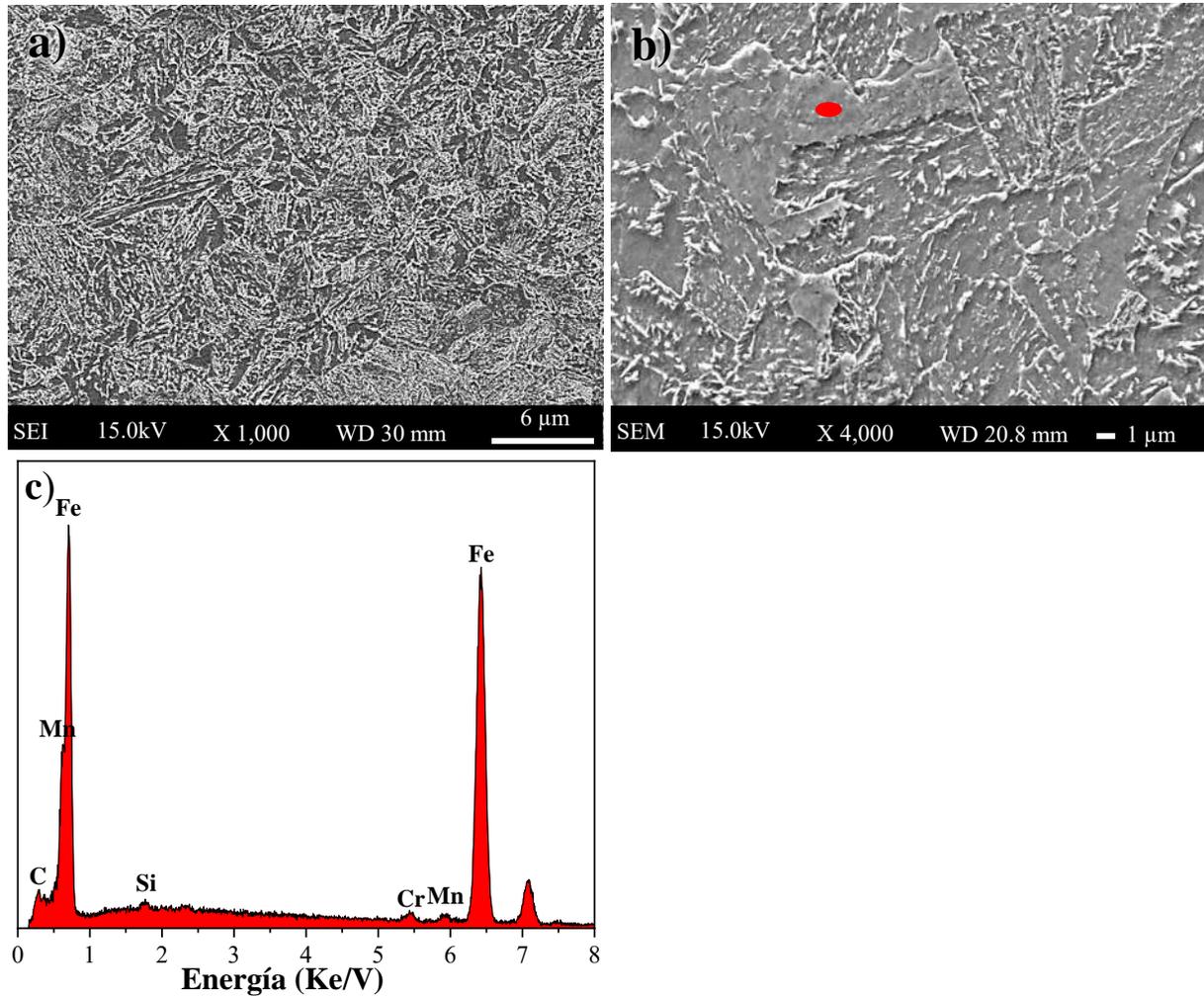


Figura 4.70. Microscopia electrónica de barrido en acero 9840, a-b) Metal como se recibió y c) EDS en punto.

En la Tabla 4.10 se muestra el desglose de los elementos encontrados en los espectros EDS de la Figura anterior. Los elementos registrados en el punto 1 coinciden con los elementos que son parte de la aleación en la Tabla 3.1. sin embargo, estos se muestran en la Tabla 4.10 en mayores cantidades.

Tabla 4.10. Análisis por EDS en MB del acero 9840 (% peso).

Elemento	Punto
Carbono	2.4
Cromo	1.11
Níquel	NP
Cobre	NP
Manganeso	1.62
Molibdeno	0.82
Silicio	0.48
Hierro	93.53

Se realizaron diez mediciones de microdureza en el material como se recibió, lo cual dio un promedio de 304.98 unidades Vickers.

4.3.2 Caracterización macroestructural de la junta soldada en el acero 9840.

La Figura 4.71 muestra las macrografías de las uniones con campo magnético y sin campo magnético. El cordón de la soldadura muestra variaciones en la amplitud medida a la altura media de la sección transversal, mientras que el ISCM de la Figura 4.71a) presenta un ancho de cordón de 12.68 mm, el cordón del ICCM en la Figura 4.71b) no muestra una variación importante, ya que registra un ancho del cordón de 12.25. Por otro lado, la MSCM de la Figura 4.71c) registró un ancho del cordón de 15.47mm, aquí la MCCM si muestra una disminución considerable al registrar un ancho del cordón de 12.35 mm. Por último, la zona FSCM de la Figura 4.71e) registró un ancho del cordón de 14.06 mm, mientras el ancho del cordón en la zona FCCM se incrementó a 14.25 mm. Dado que la inducción del campo magnético se encontraba en una posición angular sobre el plano longitudinal del cordón, la zona media es el punto de intersección de ambas líneas de flujo, dado lo anterior, el ancho del cordón de la junta soldada CCM, presenta una reducción del 16.6% en comparación con la junta soldada SCM.

La zona afectada térmicamente (ZAT) también presenta modificaciones en su amplitud, el inicio de la junta soldada SCM en la Figura 4.71a) tiene un promedio de 8.25 mm, mientras que en la junta soldada CCM de la Figura 4.71b) el promedio es de 8.10 mm. Por otro lado, la zona media

de la ZAT en la junta soldada SCM en la Figura 4.71c) muestra un promedio de 8.8 mm, mientras que la ZAT de la junta soldada CCM en la Figura 4.71d), también presenta una disminución del ancho en la zona media, con un promedio de 8 mm, se redujo al ancho en un 10%. Por último, la zona final del cordón en la junta soldada SCM de la Figura 4.71e), presenta un promedio de 9.6 mm en la amplitud de la ZAT, mientras que en la junta soldada CCM de la Figura 4.71f) muestra un promedio de 8.48 mm, lo que se traduce en una reducción del 11.6%.

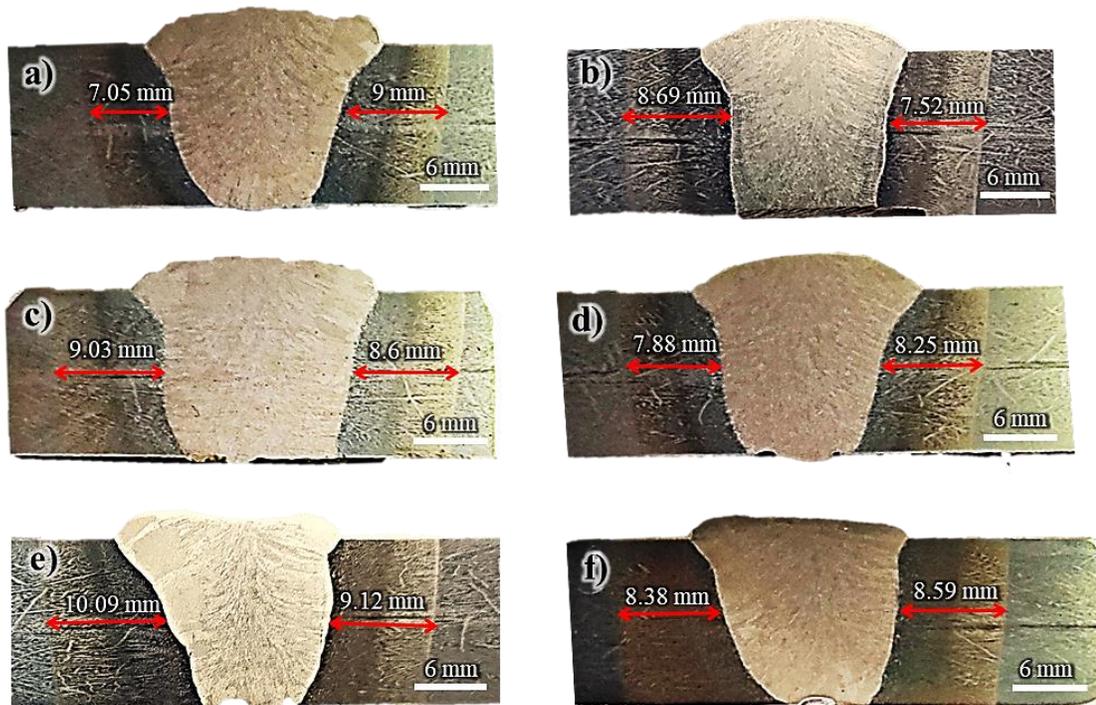


Figura 4.71. Macrografías de las juntas soldadas del acero 9840; a) ISCM, b) ICCM, c) MSCM, d) MCCM, e) FSCM, f) FCCM.

El MS de la junta soldada CCM en la Figura 4.71d), muestra una disminución del área, debido a que el campo magnético facilita una distribución de temperatura constante y reduce el gradiente de temperatura debido a los efectos del movimiento rotacional en la pileta líquida [118]. Esto reduce el área de transferencia requerida para el proceso de solidificación en el metal de soldadura. La aplicación de campos magnéticos en la dirección del proceso permitió que estos manipulen la pileta líquida de tal modo que ocurra un fenómeno de empuje en la dirección del campo, en este caso, es

paralelo a la ranura de la junta. Además, este efecto también precalienta más el metal base que se encuentra delante de la piletta líquida, reduciendo a su vez, la corriente del proceso de soldadura y en consecuencia, el aporte de calor y la anchura de la ZAT en la zona MCCM.

4.3.3 Caracterización microestructural de la junta soldada en el acero 9840.

La Figura 4.72 muestra la microestructura característica del acero 9840 en el material base (MB), tanto la junta soldada SCM de la Figura 4.72a) y la junta soldada CCM de la Figura 4.72b),

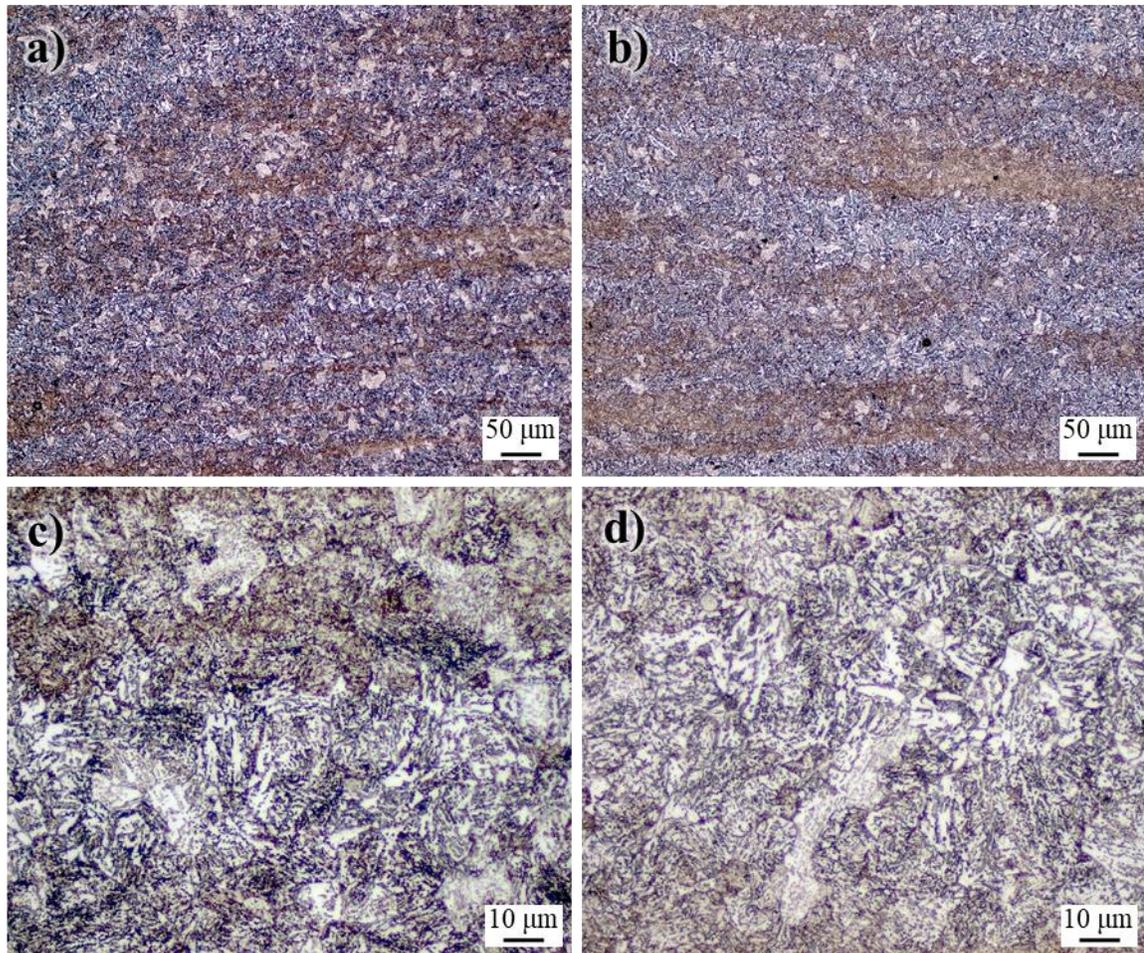


Figura 4.72. Micrografía del material base acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

muestran bandas de austenita en una matriz ferrítica. En la junta soldada SCM de la Figura 4.72c) se muestran agujas de martensita dispersas en la matriz, mientras en el MB de la junta soldada CCM de la Figura 4.72d) no se muestran rastros de martensita, solo se registran láminas de cementita dentro de los granos ferríticos.

Las micrografías correspondientes a la ZRG en ambas uniones se presentan en la Figura 4.73. La ZRG en la junta soldada SCM de la Figura 4.73a) presenta una mezcla de perlita dentro de una matriz ferrítica y bandas de austenita con tendencia a formación de agujas martensíticas, esto se puede apreciar mejor en la Figura 4.73c). Esto debido al alto contenido de carbono, lo cual permite la presencia de fases metaestables como la martensita. No obstante, la temperatura alcanzada en la ZRG no es lo suficiente para que se transforme por completo en martensita. Por otro lado, dado que la matriz ferrítica es una fase paramagnética por encima de la temperatura de Curie, le permite alinear los dipolos, los electrones que se encuentran en la nube del enlace metálico presentan un momento magnético permanente. Así, el campo magnético externo produce un momento que tiende a alinear los dipolos magnéticos en la dirección del campo. Así los átomos de hierro se alinean hacia la zona más intensa del campo, eliminando la posibilidad de que otras fases puedan desplazar la fase ferrítica. Esto se muestra en la Figura 4.73b), la fase ferrítica se observa en ciertas zonas que coinciden con las líneas de flujo del campo magnético, como se aprecia a detalle en la Figura 4.73d), donde también es visible que predomina la formación de granos ferríticos y austeníticos.

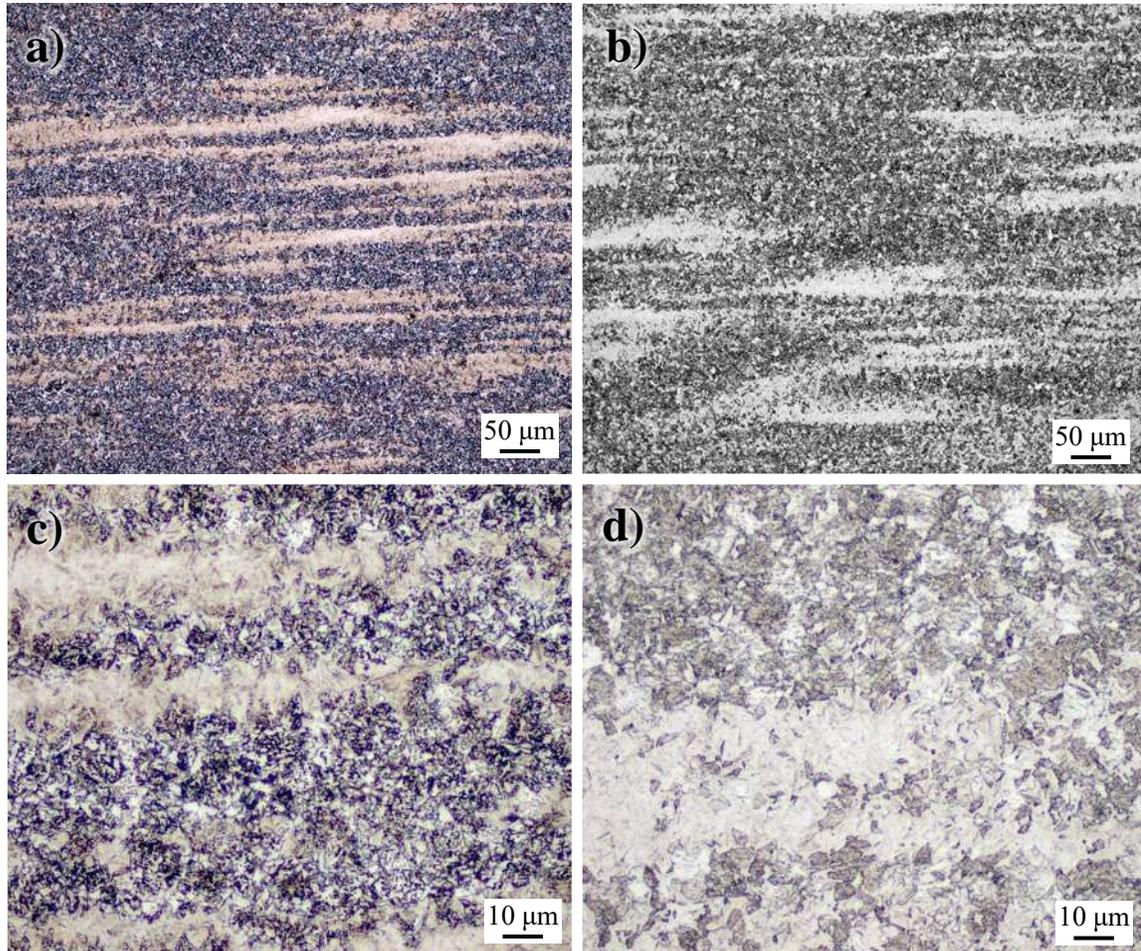


Figura 4.73. Micrografías en la ZRG de la junta soldada en el acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

Debido a las altas temperaturas, el contenido de carbono existente y el rápido enfriamiento, se observa como la microestructura es completamente martensítica y con presencia de bainita superior en la ZCG de la junta soldada SCM (Figura 4.74a). Al presentar un enfriamiento rápido desde la zona austenítica, la difusión actúa en forma muy restringida debido al poco tiempo disponible, por lo cual, se mantiene austenita sin transformar a temperaturas de 200 a 300 °C por debajo de la línea de equilibrio del diagrama Fe-C. Esta austenita subenfriada es inestable. Dado lo anterior, la ferrita se encuentra en óptimas condiciones de comenzar a nuclear, y lo hace en los bordes de grano de la austenita, dado que para nuclear debe segregar el C excedente, da origen a precipitados de Fe_3C en los lados adyacentes, como se aprecia en la Figura 4.74c). En esta imagen se observan las finas agujas de martensita y zonas con bainita superior en forma de pluma, es decir, agujas de matriz ferríticas encerradas entre Fe_3C . Al aplicar los campos magnéticos, el desplazamiento de los

átomos de hierro al borde de los granos austeníticos se ve interrumpido debido a la alineación de los mismos con las líneas de flujo, esto no permite el proceso de difusión mencionado anteriormente y la formación de bainita se ve interrumpida como se muestra en la Figura 4.74b), así mismo, zonas ferríticas nuclean en el interior de la austenita como se muestra en la Figura 4.74d), las zonas con mayor presencia de austenita son relacionadas con el paso de las líneas de flujo del campo magnético aplicado. Otra teoría apunta a la velocidad de nucleación y crecimiento de la bainita, la cual es controlada por la difusión del carbono, en el rango de temperatura de transformación. El crecimiento de la bainita solo puede ocurrir en una interface móvil no coherente. Una interface móvil coherente se da cuando el plano de la interfaz tiene la misma configuración atómica en ambas fases, por ejemplo (111) en FCC, así, al modificar la orientación preferencial de la red (Figura 4.74b), no existen las condiciones para la formación de la fase bainítica [119].

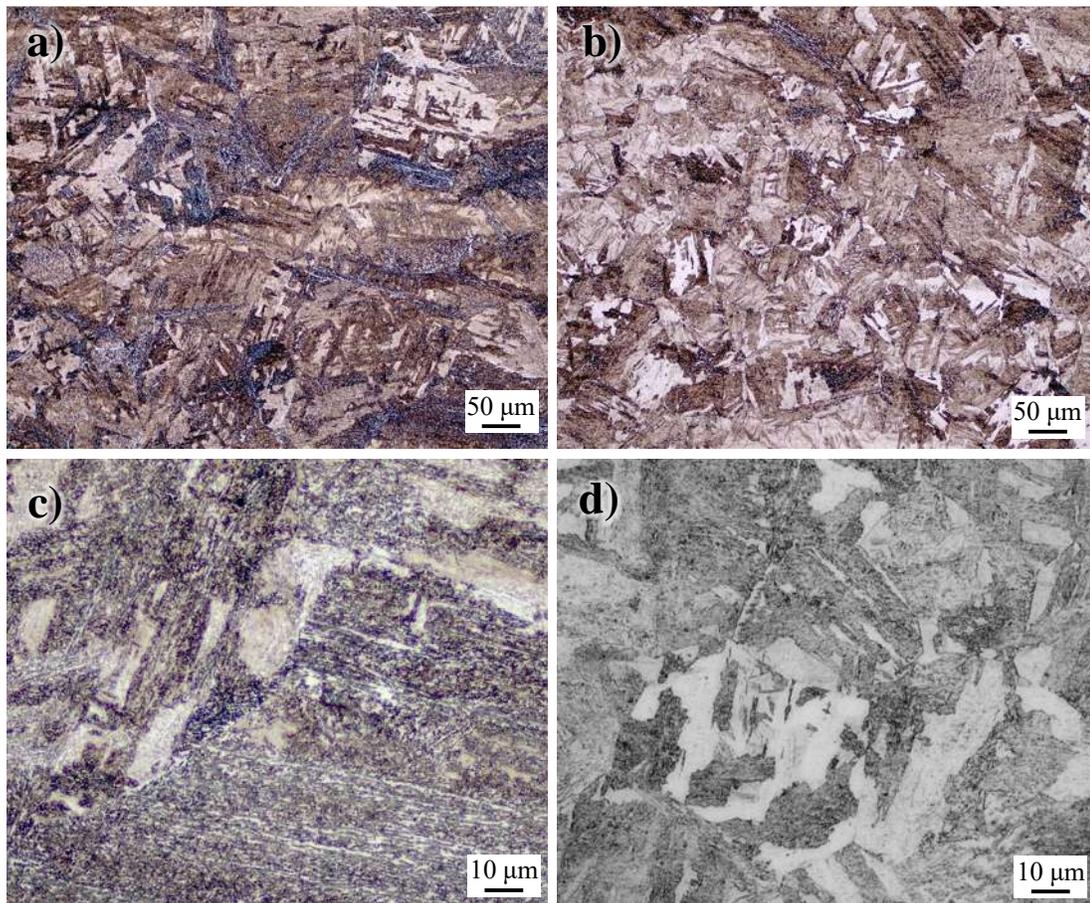


Figura 4.74. Micrografías en la ZCG de la junta soldada en el acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

La Figura 4.75 corresponde a la línea de fusión en ambas uniones. En el proceso de enfriamiento la austenita se transforma, además de la martensita, otra fase a formar es la bainita, la cual, debido a procesos de difusión, se promueve debido a la interacción de la fase ferrita y cementita. Según la temperatura de transformación y el tiempo, la bainita se puede encontrar en agujas o placas [120]. En la Figura 4.75a) se observa bainita superior en forma de pluma desde la línea de fusión hacia la ZAT. Sin embargo, conforme se aleja de la línea de fusión, la formación de bainita se transforma a bainita inferior en forma de placas, dado a la disminución de la temperatura alcanzada en esta zona.

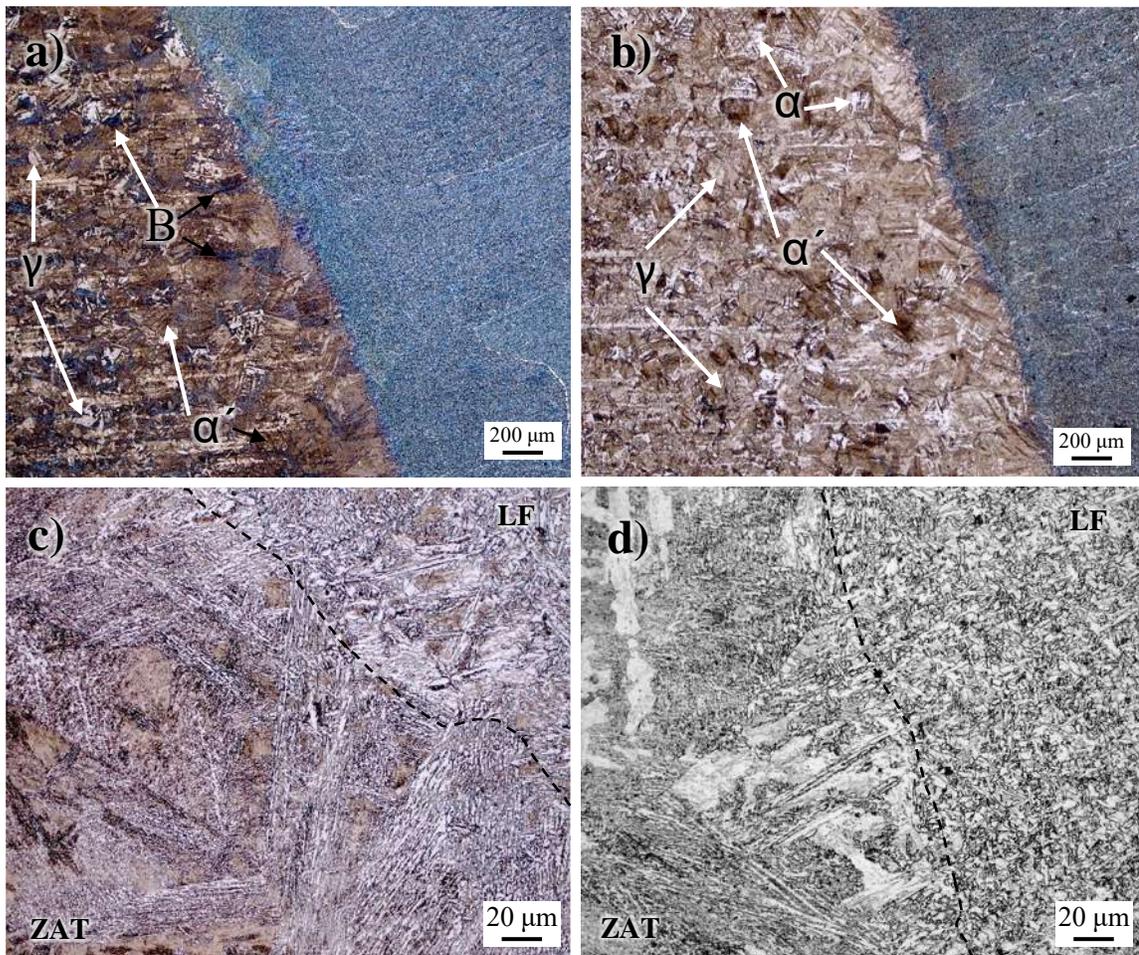


Figura 4.75. Micrografías en la LF de la junta soldada en el acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

La aplicación de campos magnéticos permite detener el proceso de segregación en la transición de líquido a sólido, lo cual elimina la posibilidad de formar bainita superior en forma de plumas en la línea de fusión, mostrando nucleación de la fase ferrítica en forma aleatoria, también se observa un refinamiento de los granos columnares que inician en la línea de fusión hacia el centro del metal de soldadura. Las zonas presentes en la LF de la junta soldada SCM de la Figura 4.75c), muestra granos ferríticos aciculares, mientras que en la junta soldada CCM se observan granos poligonales o de morfología irregular en la línea de fusión, esto se puede observar en la Figura 4.75d).

En la Figura 4.76 se presentan las micrografías del metal de soldadura en la junta soldada SCM y CCM. En la Figura 4.76a) se aprecia el interior de un grano columnar en el MS de la junta soldada SCM, mientras en la Figura 4.76b) se muestran varios bordes de granos columnares, esto refuerza lo observado en la Figura 4.75b). Por otro lado, en la Figura 4.76c) se observan granos ferríticos aciculares en el MS de la junta soldada SCM, mientras en el MS de la junta soldada CCM se aprecian granos ferríticos poligonales con cementita diluida en la Figura 4.76d), la agitación térmica de la piletta aumenta con la temperatura y el efecto EMILI, por ende, el proceso de enfriamiento es más rápido. Durante el proceso de solidificación, los campos magnéticos restringen el acomodo de los átomos para la solidificación de los granos columnares, propiciando la precipitación de ferrita proeutectoide.

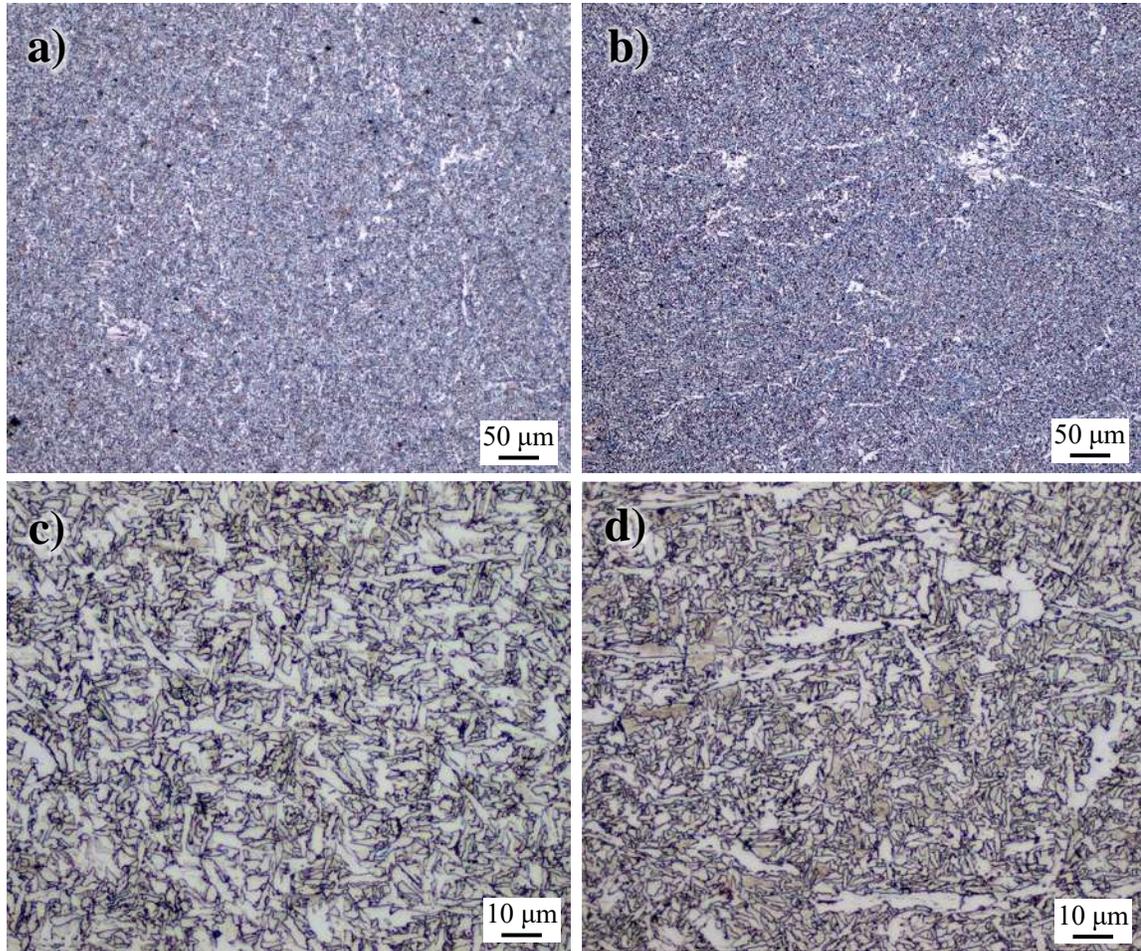


Figura 4.76. Micrografías del MS de la junta soldada en el acero 9840; a) unión SCM, b) unión CCM, c) unión SCM y d) unión CCM.

4.3.4 Caracterización por microscopía electrónica de barrido.

En la Figura 4.77 se observa la ZRG de la unión CCM y de la unión SCM, respectivamente. Sin embargo, en la unión SCM de la Figura 4.77a), se observa dentro de los granos listones de martensita sin revenir, muy similares a los resultados de Osorio y col. [121]. En cambio, en la unión CCM de la Figura 4.77b), se observa en su mayoría la fase austenita retenida con algunas zonas de martensita y líneas de cementita.

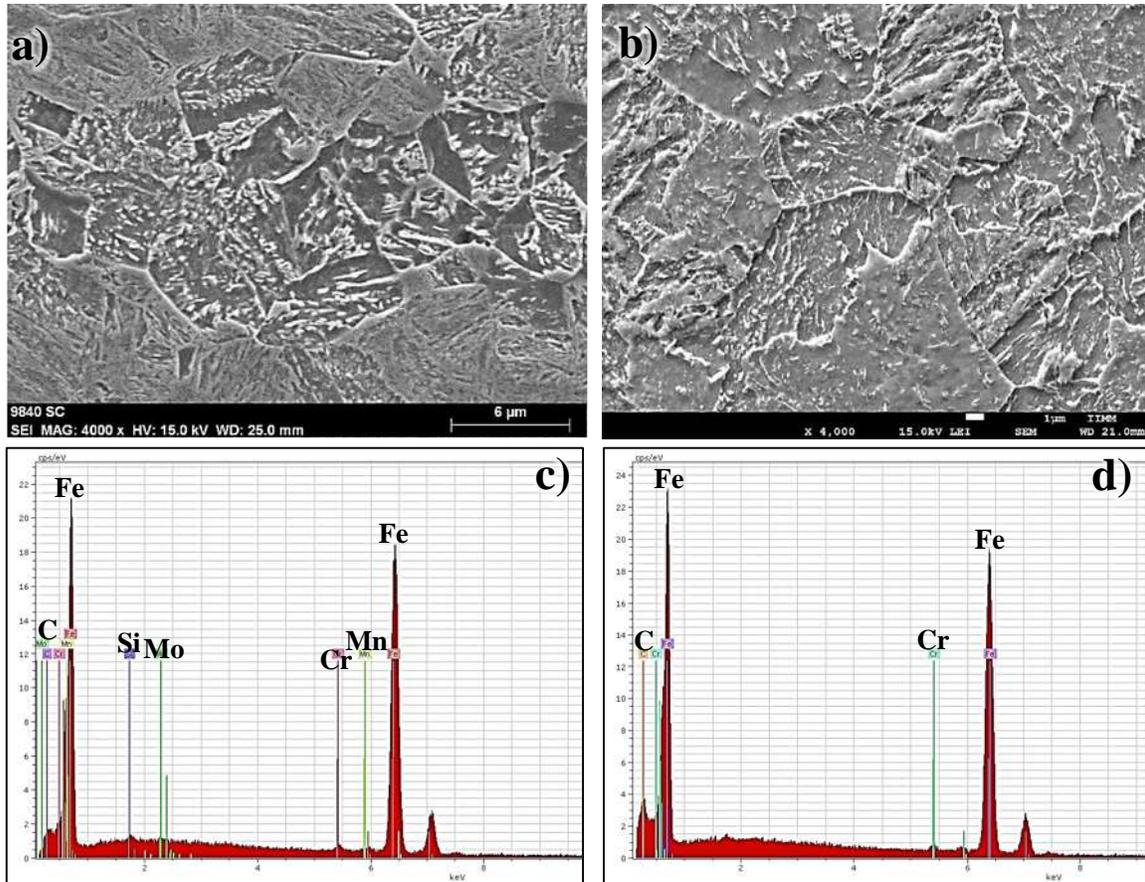


Figura 4.77. Micrografías por MEB en la ZRG; a) unión SCM, b) unión CCM, c) EDS en ZRG unión SCM y d) EDS en ZRG unión CCM.

En las Figuras 4.77c) y 4.77d) se observan los resultados obtenidos en la técnica EDS para la unión SCM y la unión CCM, respectivamente. Los resultados cuantificados se muestran en la Tabla 4.12, donde se puede observar que para la unión CCM, los aleantes presentes son el hierro, carbono y el cromo, mientras en la ZRG de la junta soldada SCM se registran elementos aleantes como manganeso, molibdeno y silicio.

Tabla 4.11. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en ZRG (% peso).

Elemento	CCM	SCM
Carbono	5.84	2.21
Cromo	1.85	1.07
Manganeso	-----	1.40
Molibdeno	-----	0.78
Silicio	-----	0.45
Hierro	92.29	93.96

La Figura 4.78 muestra la ZCG en el área más próxima a la línea de fusión, en la unión SCM de la Figura 4.78a) se observan los granos austeníticos y largas láminas de martensita (fase clara) que coexisten con una subestructura de placas de martensita (regiones marcadas como M-oscuras). Sin embargo, al analizar la ZCG de la unión CCM que se muestra en la Figura 4.78b), estas zonas de martensita acicular delgada se han disminuido, esto se indica en la Figura 4.78a). Se observa una zona con placas de martensita más gruesas y láminas de martensita diluidas en la matriz, así como en la parte superior de la imagen se observa la presencia de ferrita. Estos resultados son similares a los obtenidos por Betancur y col. [121], quienes realizaron tratamiento térmico post soldadura a un acero inoxidable martensítico con diferentes condiciones de temperatura y tiempos. Encontraron que la aplicación de un tratamiento térmico post soldadura promueve la formación de martensita en estado revenido. Tanto el carbono como el cromo son elementos que se observan en mayor porcentaje de aparición, según lo muestra la Tabla 4.13. El manganeso se muestra en la unión SCM presente, sin embargo, en el análisis realizado en la unión CCM, este elemento no es detectado por la técnica.

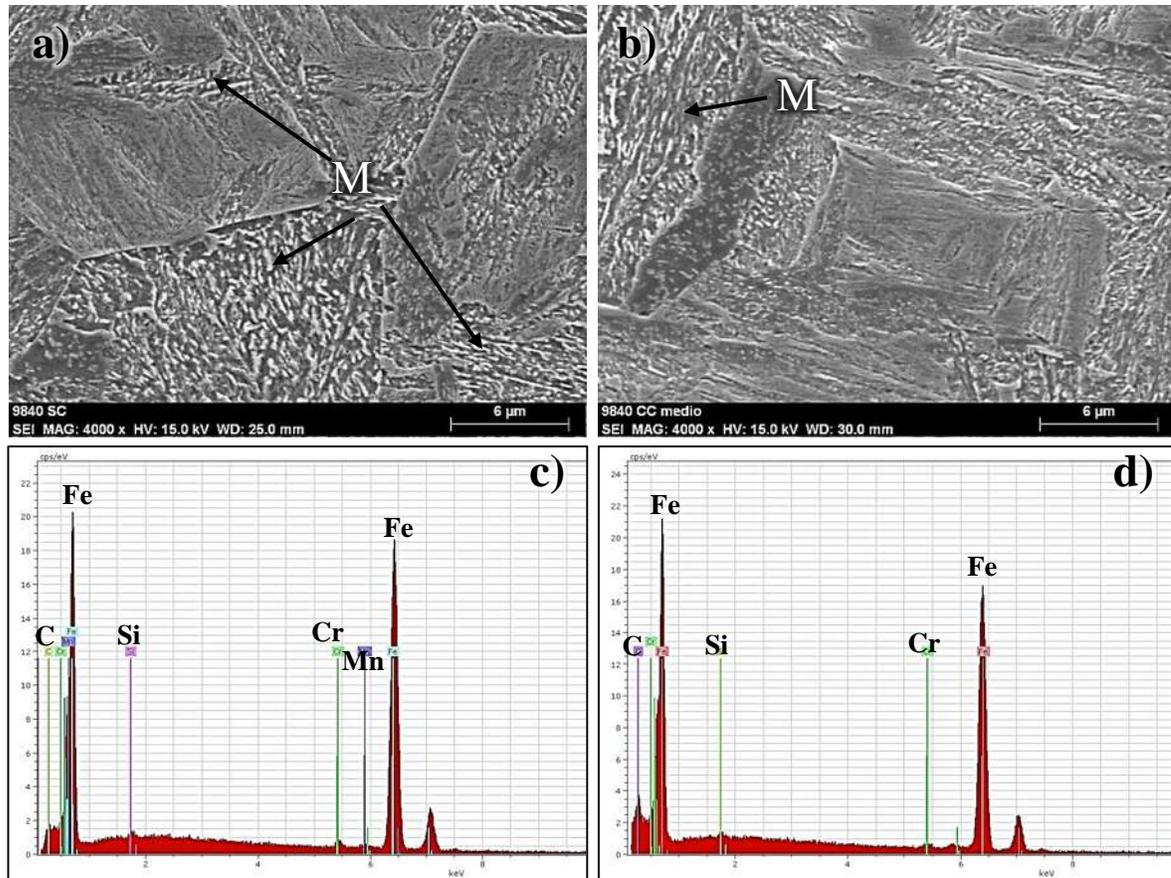


Figura 4.78. Micrografía por MEB en ZCG; a) unión SCM, b) unión CCM, c) EDS en ZCG unión SCM y d) EDS en ZCG unión CCM.

Tabla 4.12. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en ZCG (masa %).

Elemento	CCM	SCM
Carbono	5.76	2.46
Cromo	2.03	1.12
Hierro	91.69	94.54
Manganeso	-----	1.50
Silicio	0.50	0.36

En la Figura 4.79 se realizó un mapeo de análisis químico para determinar la distribución de elementos aleantes en la ZCG, se observa que en la unión CCM presentada en la Figura 4.79b), del lado izquierdo de la imagen, se muestra una zona más lisa, rica en Mo en la Figura 4.79d) y Cr en la Figura 4.79f), a comparación de la zona analizada en la unión SCM en la Figura 4.79a), esto

puede explicar porque los elementos aleantes se incrementan en el análisis por EDS de la Tabla 4.13, así como el Mo, el cual no aparece presente en la zona analizada de la Figura 4.79b).

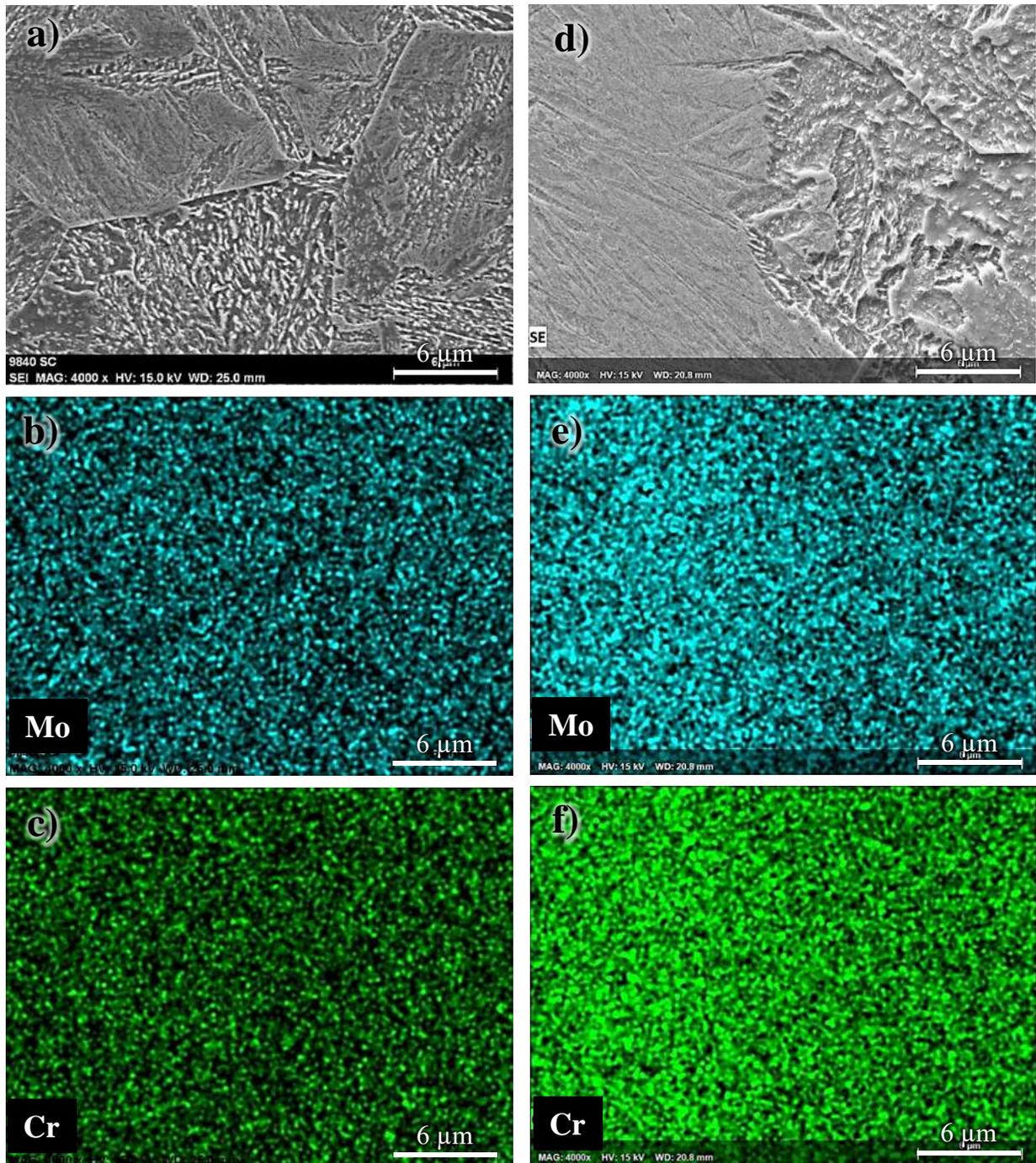


Figura 4.79. Mapeo de elementos en ZCG; a-c) unión SCM y d-f) unión CCM.

La Figura 4.80 muestra las micrografías obtenidas pro MEB en la LF para ambas uniones. La LF de la junta soldada SCM se muestra en la Figura 4.80a), donde predomina una estructura acicular que surge desde la LF hacia la ZAT, estas agujas de ferrita encerradas por láminas de cementita corresponden a la precipitación de la bainita B, esta bainita superior que precipita altas temperaturas se encuentra alternada con la martensita α' , se observan muy pocas zonas de la fase austenita precipitada en esta área de análisis. Por otro lado, el área del MS más cercano a la LF muestra como solidificaron granos ferríticos con morfología irregular. En la LF de la junta soldada CCM que se muestra en la Figura 4.80b) se denota que las agujas de bainita que se observaban en la junta soldada SCM ya no están presentes, dando espacio a mayor precipitación de la fase austenítica. Sin embargo, los granos ferríticos del MS cercano a la LF muestran una estructura acicular.

En la Figura 4.80c) y d) se muestran los análisis puntuales por EDS en la LF para la junta soldada SCM y CCM, respectivamente. Tanto en la ZCG analizada anteriormente, como en los espectros de EDS en la LF, la junta soldada CCM carece de Mn, cuando su composición si muestra la presencia de este elemento, esto es debido a que los campos magnéticos promueven la segregación de elementos afines al flujo del mismo y estos se concentran en áreas de alto flujo de ondas magnéticas, por otro lado, los aleantes no afines al efecto del campo magnético se aglomeran en zonas de bajo flujo de las ondas magnéticas, esto se puede apreciar mejor en la Figura 4.79.

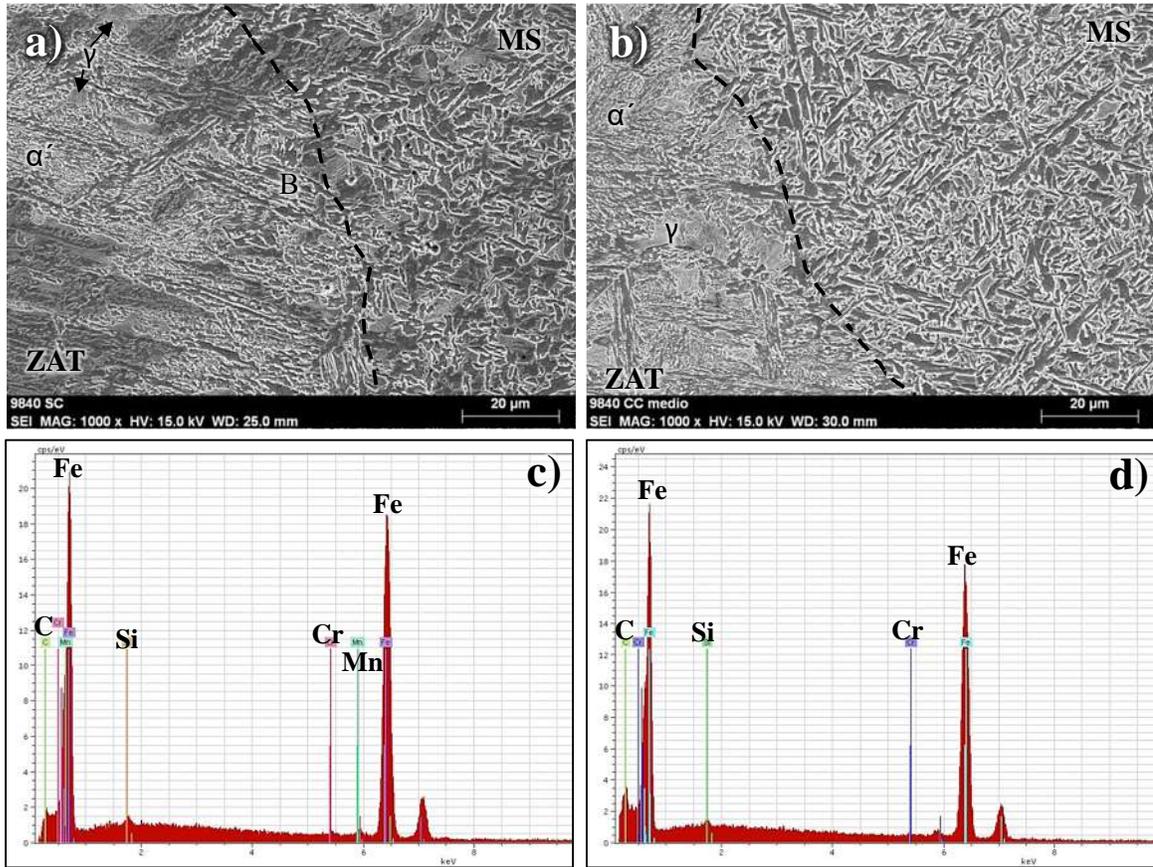


Figura 4.80. Imágenes a detalle por MEB en línea de fusión; a) unión SCM, b) unión CCM, c) EDS en LF unión SCM y d) EDS en LF unión CCM.

Al igual que en la ZCG, en la LF, se observa el aumento del porcentaje en peso de elementos aleantes como el carbono y el cromo, así como la disminución del manganeso en la unión CCM, a grado de no ser detectado por la técnica, esto se muestra en la Tabla 4.14.

Tabla 4.13. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en LF (% peso)

Elemento	CCM	SCM
Carbono	5.65	2.35
Cromo	2.03	0.72
Hierro	91.73	94.58
Manganeso	-----	1.81
Silicio	0.57	0.52

Por último, se analizó el MS en la junta soldada SCM y CCM, las micrografías por MEB se muestran en la Figura 4.81. En la Figura 4.81a) se observa el MS de la unión SCM, donde la estructura es completamente acicular y se observan zonas de austenita retenida en la esquina superior izquierda. Caso contrario, del MS de la unión CCM, que se muestra en la Figura 4.81b), donde la matriz es completamente ferrítica y los granos muestran una morfología irregular.

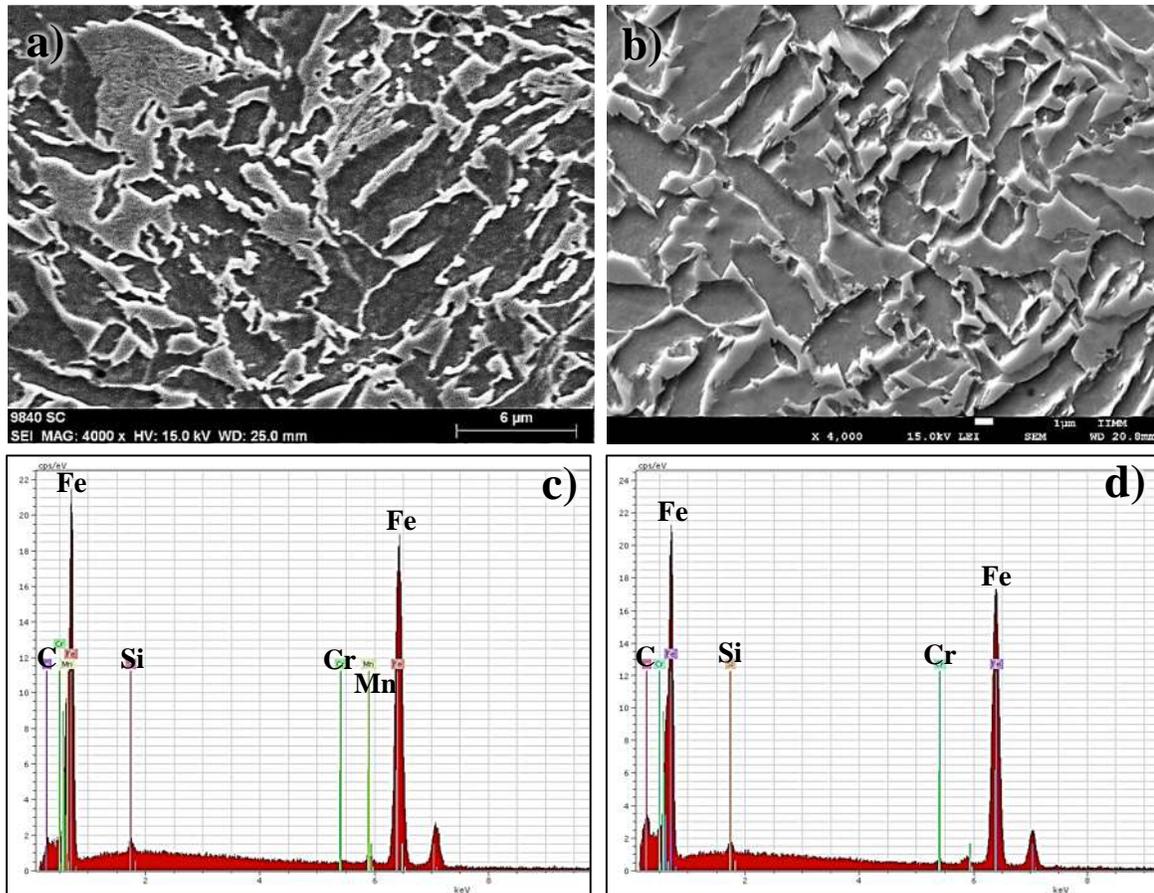


Figura 4.81. Imágenes a detalle por MEB del MS; a) unión SCM, b) unión CCM, c) EDS en MS de unión SCM y d) EDS en MS de unión CCM.

Al igual que en las zonas analizadas anteriormente se muestra que los elementos de carbono y cromo duplican su porcentaje en peso en esta zona al realizar el análisis químico por EDS. En la Figura 4.81d) se muestra el EDS de la LF en la unión CCM y el pico de carbono presenta más intensidad que en el MS de la unión SCM que se muestra en la Figura 4.81c).

Al analizar la Tabla 4.14, se muestra la misma tendencia que en las zonas analizadas anteriormente, inclusive con el silicio, el cual, a pesar de no duplicar su cantidad, si presenta un incremento en su porcentaje de masa en la unión CCM. El manganeso tiene alta afinidad para unirse al oxígeno y formar óxidos de manganeso, esta aleación se comporta como un material cerámico de carácter iónico, dado que presen los iones Mn^{2+} y O^{2-} . Esta unión no presenta un momento magnético neto, porque estos se cancelan entre sí, comportándose como un material anti ferromagnético. La segregación del Mn en la junta soldada CCM permite asumir que este aleante se segrego hacia zonas de baja intensidad del campo magnético aplicado.

Tabla 4.14. Elementos obtenidos por la técnica de EDS en MS (masa %).

Elemento	CCM	SCM
Carbono	5.84	2.39
Cromo	2.06	0.62
Hierro	90.30	95.89
Manganeso	-----	2.53
Silicio	0.82	0.73

4.3.5 Difracción de electrones retro dispersados (EBSD, por sus siglas en inglés).

4.3.5.1 Zona afectada térmicamente

La Figura 4.82 presenta micrografías obtenidas por la técnica de EBSD. Dado que la fase bainita es una fase metaestable, no es posible cuantificar su contenido por la técnica de electrones retrodispersados. Sin embargo, es evidente en la Figura 4.82a), como las plumas de bainita superior se forman desde la LF hacia la ZAT en la junta soldada SCM. Gracias al retardo provocado en la difusión de átomos de hierro para la formación de la fase austenita y martensita en la ZAT de la junta soldada CCM en la Figura 4.82b), la formación de bainita se restringe y se observan zonas de cementita aisladas. Se obtuvo una disminución del tamaño promedio de los granos de 17.35 μm en la junta soldada SCM a 14.65 μm en la junta soldada CCM. En el caso de los diagramas de Euler, no se muestra cambios notables entre ambas uniones, el ángulo φ_1 y φ_2 tienden a estar a

ángulos altos, mientras el ángulo Φ se muestra a ángulos bajos en la cementita formada, tanto en la fase bainítica de la junta SCM de la Figura 4.82c), como en las islas dispersas de la junta soldada CCM en la Figura 4.82d).

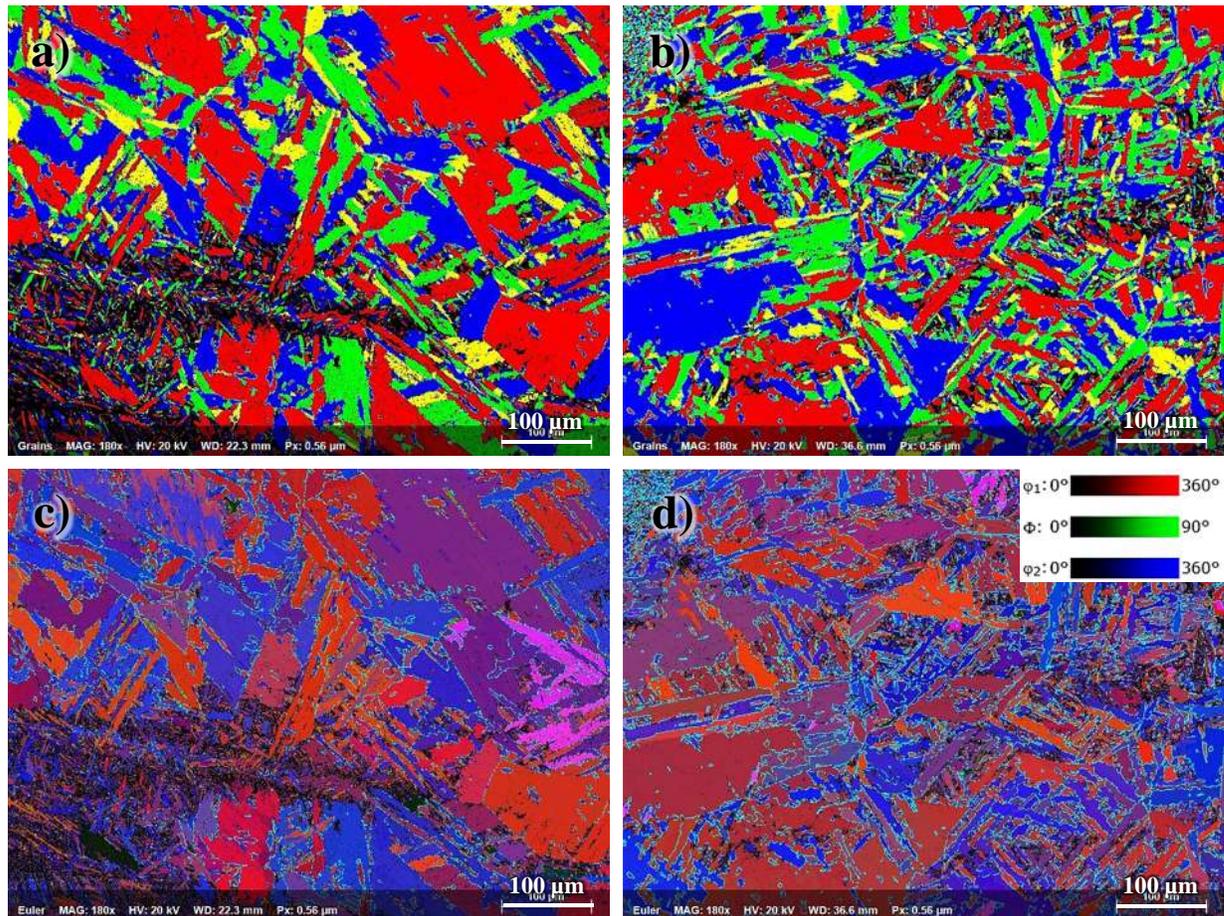


Figura 4.82. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la ZCG (acero 9840); a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) diagrama de Euler unión SCM y d) diagrama de Euler unión CCM.

La ZAT de la junta soldada SCM de la Figura 4.83a) muestra una orientación preferencial al plano (001), el cual corresponde hacia donde el crecimiento columnar competitivo se dirige durante el proceso de soldadura desde el origen en los granos padres [122]. En la Figura 4.83a) se observan zonas oscuras que corresponden a puntos sin recolección de datos y dado que la cementita no fue una fase declarada durante el análisis por EBSD, se asume que estas zonas corresponden a listones

de cementita. Dado que la bainita superior es una estructura plumosa [123], con una microestructura resultante de la descomposición de la austenita y se conforma de listones o placas de ferríticas nucleada en los límites de grano austeníticos, con agujas de cementita alrededor [124]. El arreglo observado en la Figura se atribuye a la precipitación de la fase bainítica. La aplicación de campos magnéticos permite retrasar la difusión de los átomos de hierro a los límites de grano austeníticos, obstaculizando la formación de la fase metaestable como se muestra en la Figura 4.83b), adicional a esto, la orientación preferencial de la red se modificó al plano (111), siendo este plano, la dirección más fácil de magnetización para el níquel. Si una aleación es sometida a la aplicación de un campo magnético externo, en este plano, los dominios se orientan con la dirección del campo magnético aplicado, logrando magnetizar el material [125]. Sin embargo, este fenómeno solo ocurre por debajo de la temperatura de Curie. A su vez, durante el proceso de unión, la ZAT sufre una transformación alotrópica al alcanzar temperaturas por encima de T_{A1} , los átomos se encuentran alineados para realizar la transferencia de energía térmica desde la fuente de poder hacia el material base y con una distancia mayor entre ellos, obstruyendo así la magnetización del metal. [126]. Sin embargo, la misma transferencia de energía térmica provoca la excitación de los electrones en la nube del enlace metálico, esto abre una ventana para que las líneas de flujo del campo magnético interactúen con los átomos ionizados en la zona aledaña a la LF. Dado que el acero 9840 presenta un porcentaje cercano al 1% en contenido de Ni según la Tabla 3.1, este elemento aleante, que además de lo discutido anteriormente, es un elemento que posee una intensa remanencia magnética, promueve la orientación de la red hacia el plano (111) como se observa en la Figura 4.83b).

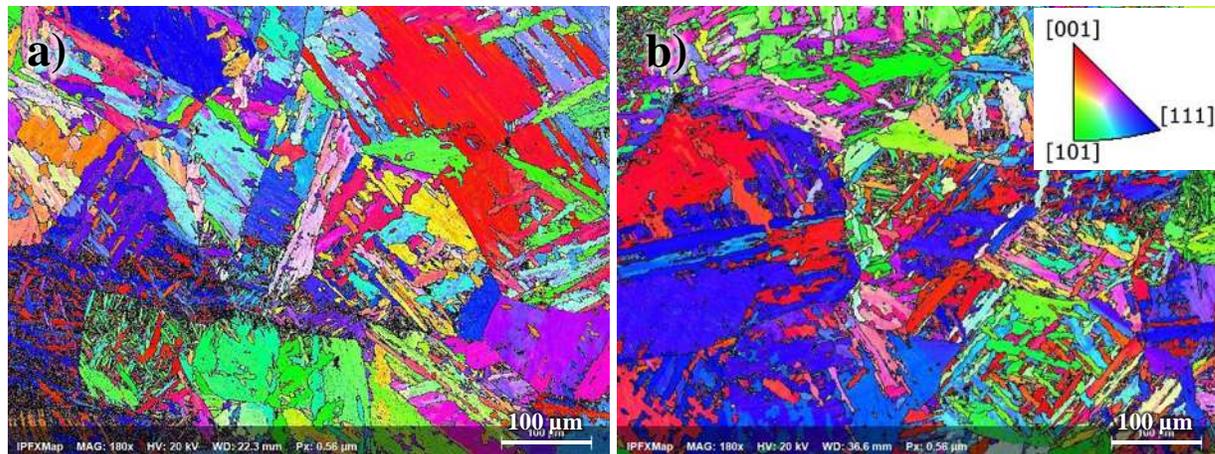


Figura 4.83. Figura de polos inversa en ZAT (acero 9840); a) unión SCM y b) unión CCM.

La característica común de las diferentes estructuras bainíticas es que todas contienen ferrita con alta densidad de dislocaciones lo cual comúnmente tiene una morfología parecida a acicular. La ferrita en estructura bainítica es más dura que la ferrita normal debido a su alto contenido de dislocaciones, con una densidades de dislocaciones que van aproximadamente de 10^{15} a $10^{14}m^{-2}$ [124]. Aun así, las zonas con mayor valor en el GAM se encuentran en la junta soldada SCM, es específico en la martensita en forma de placa M_P en la Figura 4.84a). Además, se observan zonas con martensita acicular marcadas como M_L , en forma de listón, las cuales están compuestas por un eje central y maclas que atraviesan este eje, mientras que la región exterior a esta, forma un borde de dislocaciones [127], como se observa en la junta soldada SCM. Esta distribución de promedios de desorientación no se muestra en la junta soldada CCM de la Figura 4.84b), aunque las dos muestras registran ángulos de desorientación bajos, la junta soldada CCM muestra una disminución del pico máximo en la gráfica de la Figura 4.84a) por 0.2 unidades.

Por otro lado, el KAM, la cual está relacionada con los esfuerzos residuales plásticos, exhibe como la junta soldada SCM de la Figura 4.84c) presenta una uniformidad de estas deformaciones en el área analizada. En contraste, la junta soldada CCM de la Figura 4.84d) exhibe zonas con reducción del KAM. Esto se puede corroborar con los números observados en la gráfica de la Figura 4.85b), donde la intensidad de ocurrencia en la junta CCM disminuye aproximadamente 4000 unidades, así como el GAM, también muestra una disminución del pico máximo por 0.3 unidades.

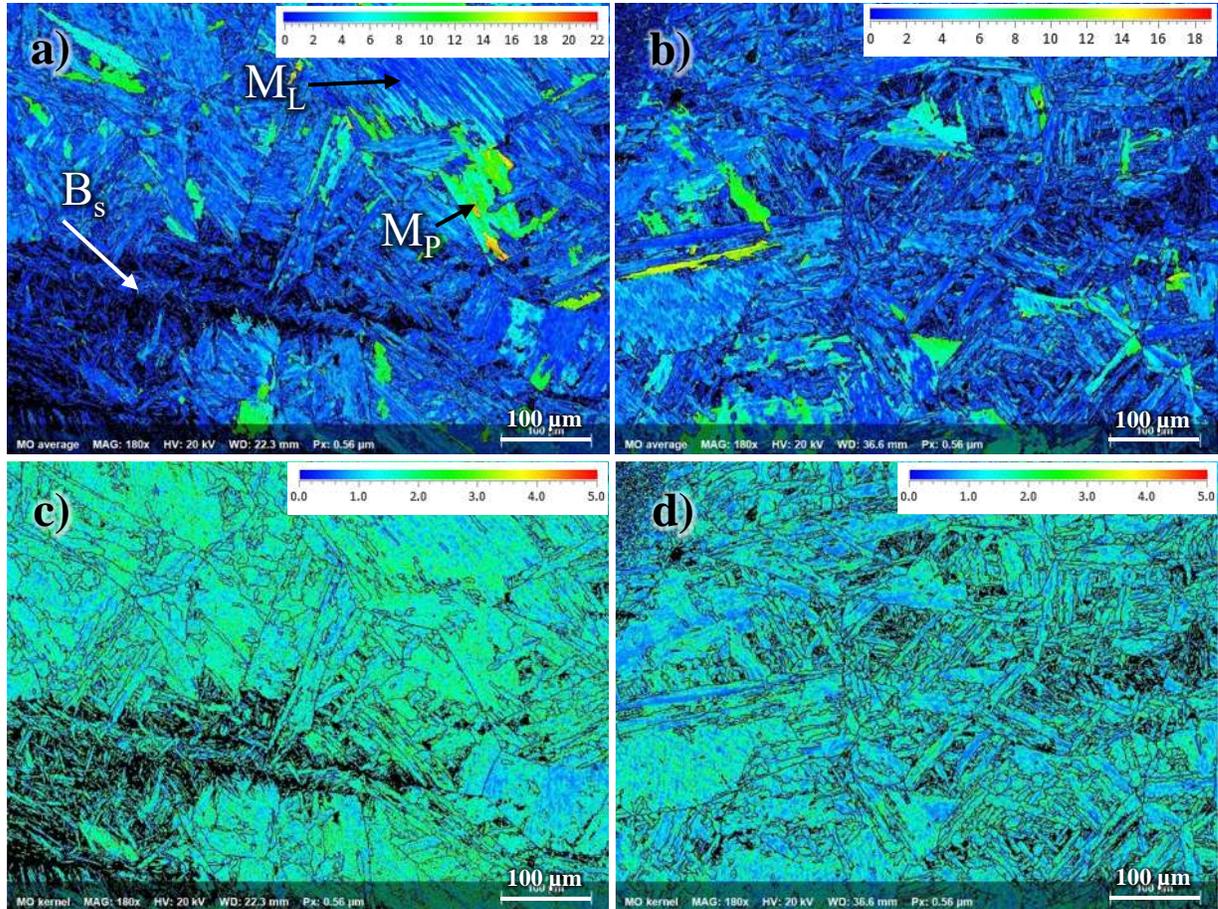


Figura 4.84. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la ZAT (acero 9840); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.

A pesar de que los valores máximos del GAM no se muestran menor a 1° en la Figura 4.85a), la disminución de 0.2° en el pico máximo de la junta soldada CCM indica mayor recrystalización en la ZCG de la junta soldada CCM.

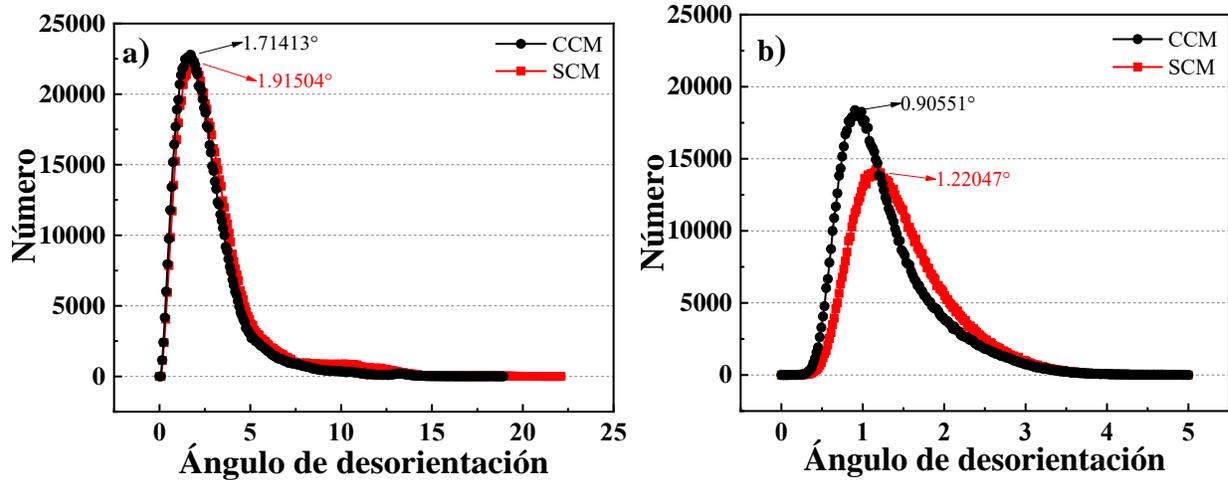


Figura 4.85. Promedio de desorientación por EBSD en la ZAT (acero 9840), a) GAM, b) KAM.

4.3.5.2 Línea de fusión.

La Figura 4.86 muestra la distribución de granos y los diagramas de Euler en las juntas soldadas SCM y CCM. El tamaño de los granos en la ZAT incrementó con la aplicación de campos magnéticos en la LF, de 11 μm en la junta soldada SCM en la Figura 4.86a), se incrementó a 18 μm en la junta soldada CCM. Este efecto no es relevante para el alcance del proyecto, dado que es una zona de microestructura mixta, no obstante, permite observar que los granos de la ZAT en la junta CCM presentan una estructura acicular y estructura poligonal cerca de la LF en la Figura 4.86b).

El ángulo φ_1 sufrió un desplazamiento a ángulos altos en la junta SCM de la Figura 4.86c), mientras que un movimiento en este ángulo fue casi nulo para la junta CCM de la Figura 4.86d), para el caso del ángulo Φ , este mostró mayor modificación en la junta soldada CCM a ángulos bajos. Por último, el ángulo φ_2 , muestra tendencia a ser ajustado en ángulos altos, esto en su mayoría en la junta soldada SCM. Esto muestra que la junta soldada SCM tuvo mayor movimiento rotacional en su red al momento del calentamiento por el proceso de unión.

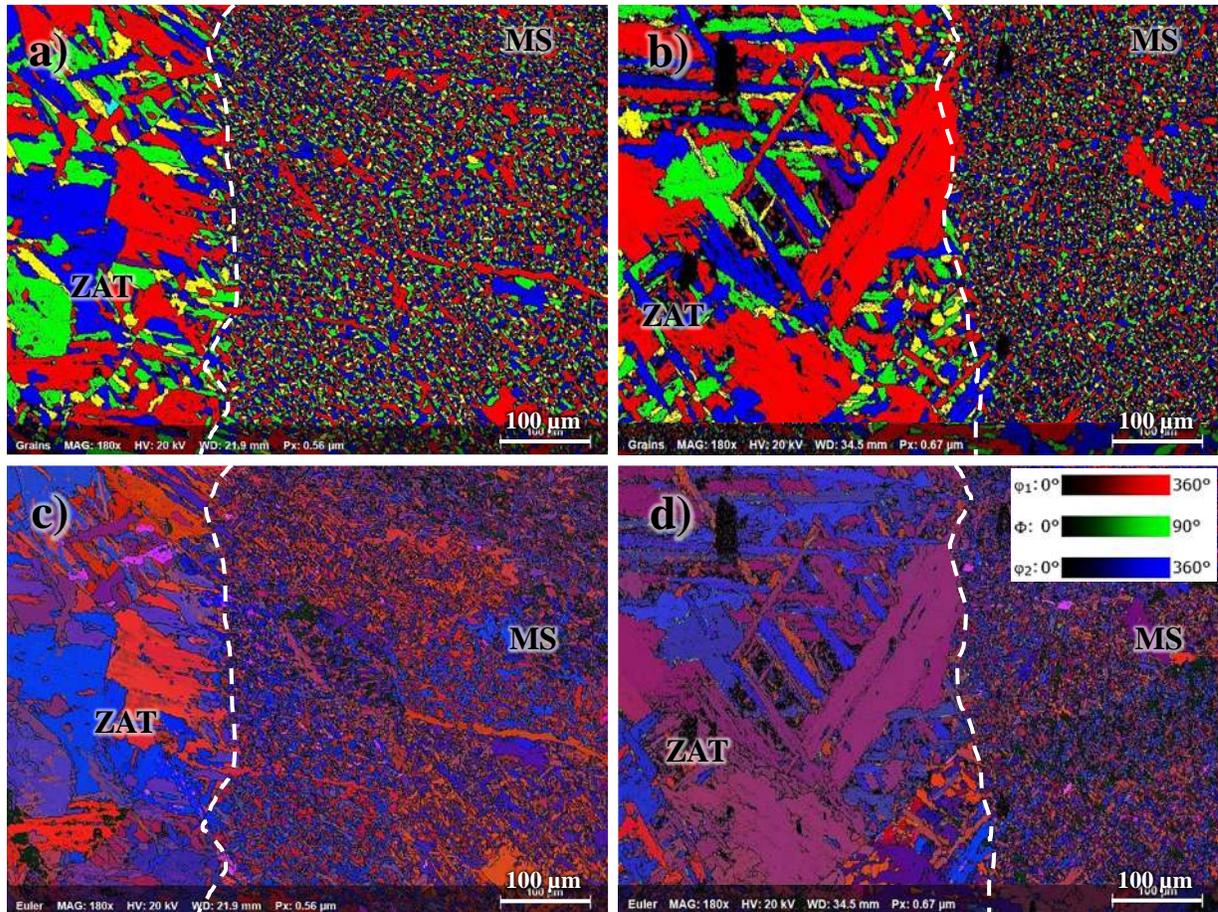


Figura 4.86. Micrografías obtenidas con la técnica EBSD de la LF (acero 9840); a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) diagrama de Euler unión SCM y d) diagrama de Euler unión CCM.

En la Figura 4.87 se muestra los mapas de figuras de polos inversas (IPF, por sus siglas en inglés) de EBSD, los cuales revelan la existencia de varias orientaciones y la naturaleza jerárquica de las estructuras martensíticas (paquetes de listones en la junta soldada CCM y placas en la junta soldada SCM) en la ZAT dentro del límite de grano austenítico. Debido a las similitudes (con una baja tetragonalidad y bajos contenidos de carbono) entre las estructuras cristalográficas de la ferrita δ (bcc) y la martensita α (bct), fue imposible distinguir estas dos fases entre sí utilizando el software OIM con esta técnica EBSD tradicional.

El caso de la junta soldada SCM, de la Figura 4.87a), presenta una orientación preferencial hacia el plano (111) y el (001), mientras que en la junta soldada CCM, la orientación es completamente

hacia el plano (001), el cual representa la dirección de ionización hacia la fuente de poder. Esto indica que la interfaz entre MS y ZCG, sufre una ligera magnetización por el flujo de corriente en un proceso sin campos magnéticos, es por esto, la tendencia al plano (111). Por lo contrario, la aplicación de campos magnéticos y el flujo de corriente del proceso, permite una interferencia electromagnética en esta zona, promoviendo que la orientación de la red sea al origen, es decir, al plano (001), esto se determina de la Figura 4.87b).

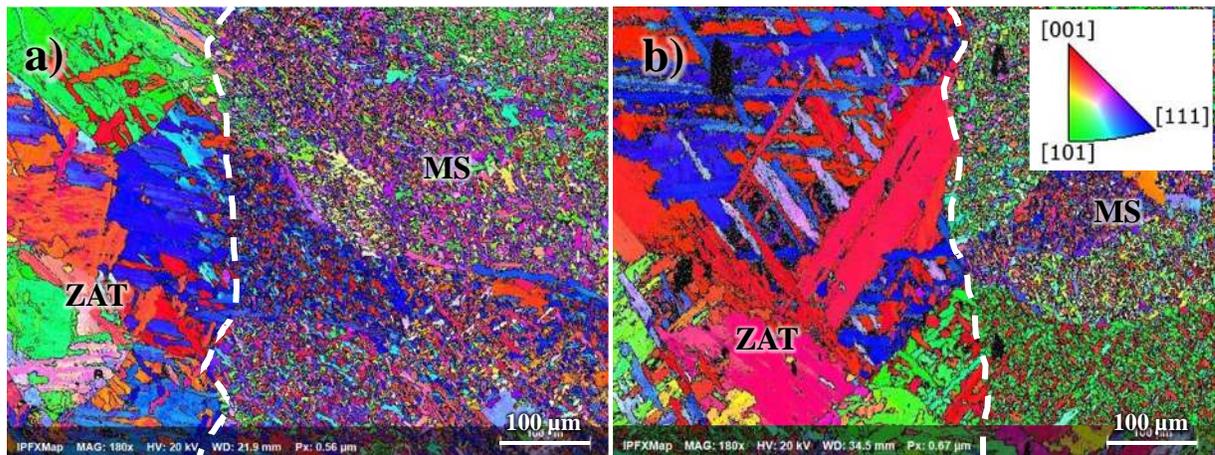


Figura 4.87. Figura de polos inversa en LF (acero 9840), a) unión SCM, b) unión CCM.

En la Figura 4.88 presenta las imágenes de GAM y KAM para ambas uniones. En la Figura 4.88a) se muestra el GAM para la junta soldada SCM, mientras que la Figura 4.88b) corresponde a la junta soldada CCM. La ZAT adyacente a la línea de fusión muestra varios puntos con altas concentraciones de desorientación, mientras que en la soldadura CCM de la Figura 4.88b) se muestra una reducción de los ángulos y las zonas concentradas. Esto se corrobora con el gráfico de la Figura 4.89a), en el cual se muestra que la junta soldada SCM muestra ángulos de hasta 1.04° , mientras en la LF de la soldadura CCM el ángulo máximo es de 0.76° . Esto puede estar asociados con la reducción en la densidad de dislocaciones. El análisis de KAM es una medida de la desorientación local de los granos durante el análisis de EBSD. El análisis KAM cuantifica la desorientación promedio alrededor de un punto de medición en relación con un conjunto definido de puntos vecinos más cercanos. En la Figura 4.88c) y d) se muestra el análisis KAM en la junta soldada SCM y CCM respectivamente, al igual que el GAM, la aplicación de campos magnéticos

permite disminuir el ángulo de desorientación, dando lugar a una disminución en la densidad de dislocaciones.

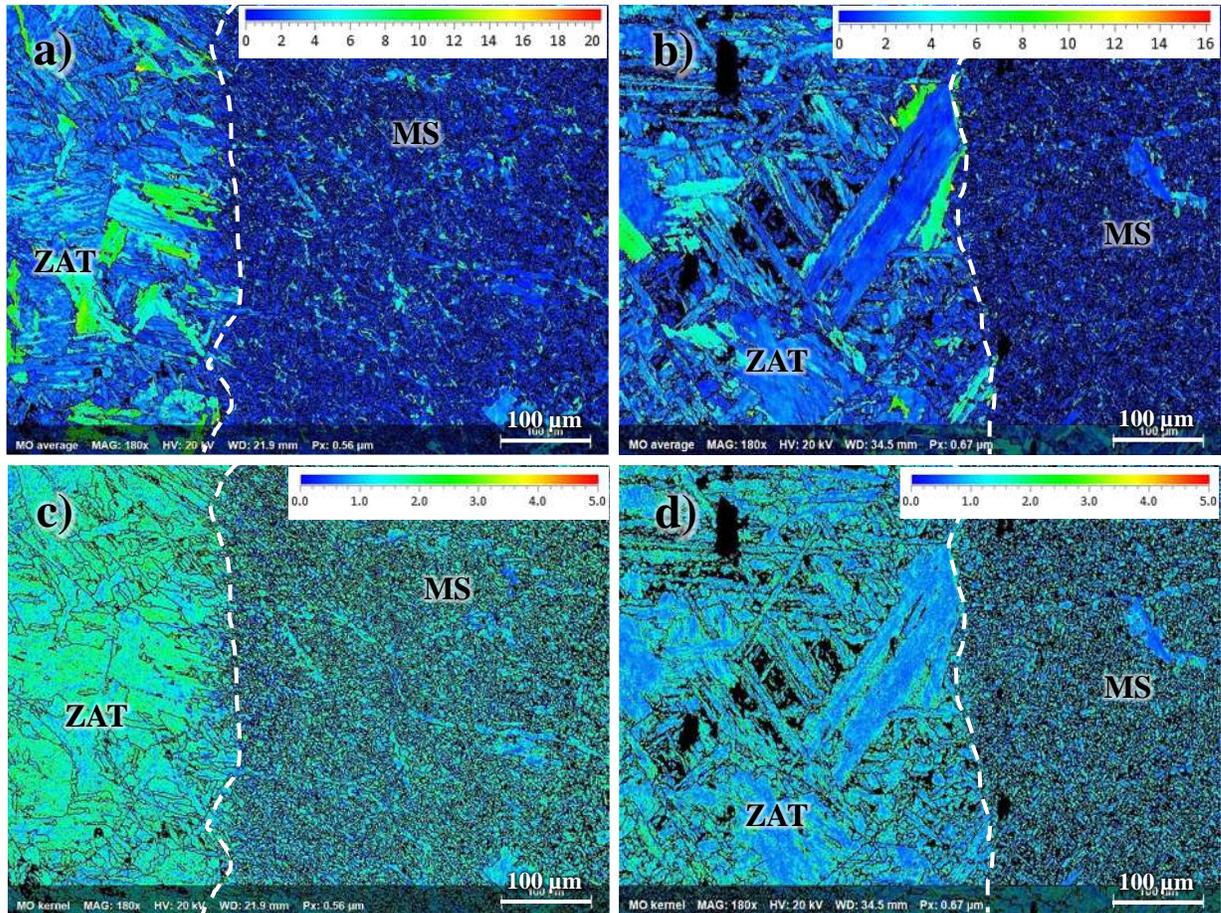


Figura 4.88. Micrografías obtenidas con técnica EBSD de la LF (acero 9840); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.

La disminución del ángulo máximo tanto en el gráfico de GAM en la Figura 4.89a) y en el gráfico KAM en la Figura 4.89b) para la junta soldada CCM indica una mayor recrystalización en las zonas analizadas, esto permite que se liberen esfuerzos residuales.

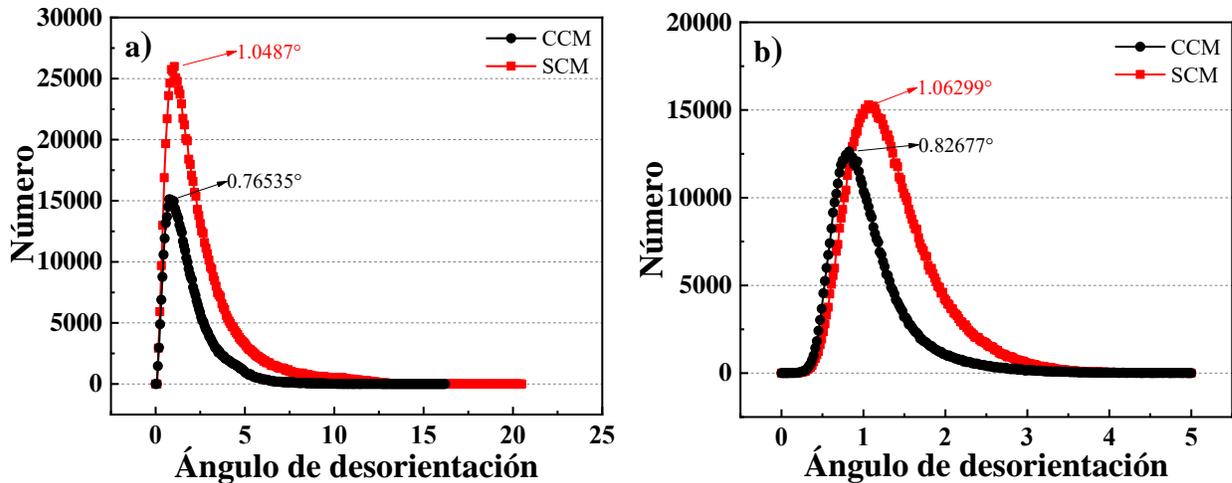


Figura 4.89. Promedio de desorientación por EBSD en la LF (acero 9840); a) GAM y b) KAM.

4.3.5.3 Metal de soldadura

La morfología de los granos y los diagramas de Euler en el MS son presentados en la Figura 4.90. El tamaño de grano en el MS de la junta soldada SCM de la Figura 4.90a) y la junta soldada CCM de la Figura 4.90b), no muestra un cambio significativo, con una medida de $8.73 \mu\text{m}$ y $8.79 \mu\text{m}$, respectivamente. De igual manera los ángulos de Euler se mantienen similares, el ángulo φ_1 muestra desplazamiento hacia ángulos medios y altos en ambas uniones. Para el caso del ángulo φ , se observan pocas zonas de giro en ambas uniones y el ángulo φ_2 , se muestra en la matriz para ambas uniones con giros a ángulos altos.

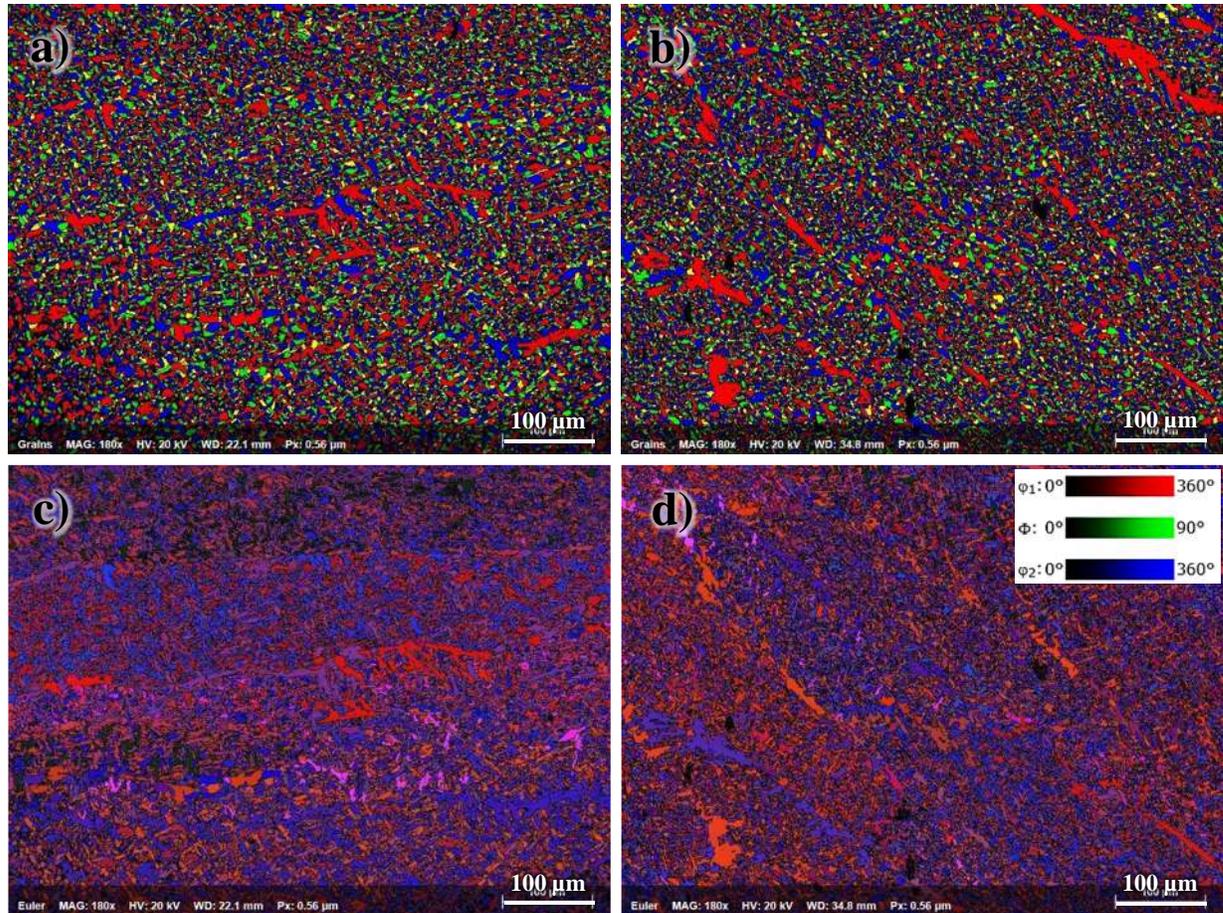


Figura 4.90. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS (acero 9840); a) granos unión SCM, b) granos unión CCM, c) diagrama de Euler unión SCM y d) diagrama de Euler unión CCM.

La Figura 4.91 muestra los planos de orientación preferenciales en la junta soldada SCM y CCM. La orientación preferencial permite identificar los planos que la zona de análisis muestra con mayor conteo, en el caso de la junta soldada SCM en la Figura 4.91a), la orientación máxima se encuentra entre el plano (001) y (101). La aplicación de campos externos en la piletta líquida permite generar granos con morfología equiaxial, también permite generar nuevos puntos de nucleación en el proceso de solidificación, todo esto, pueden ser factores que determinen un cambio en la orientación del MS, según el IPF, el MS de la junta soldada CCM de la Figura 4.91b), presenta tres puntos máximos de orientación, el primero en el plano (111), el segundo entre los planos (001) y (101), el tercero se encuentra entre los planos (001) y (111).

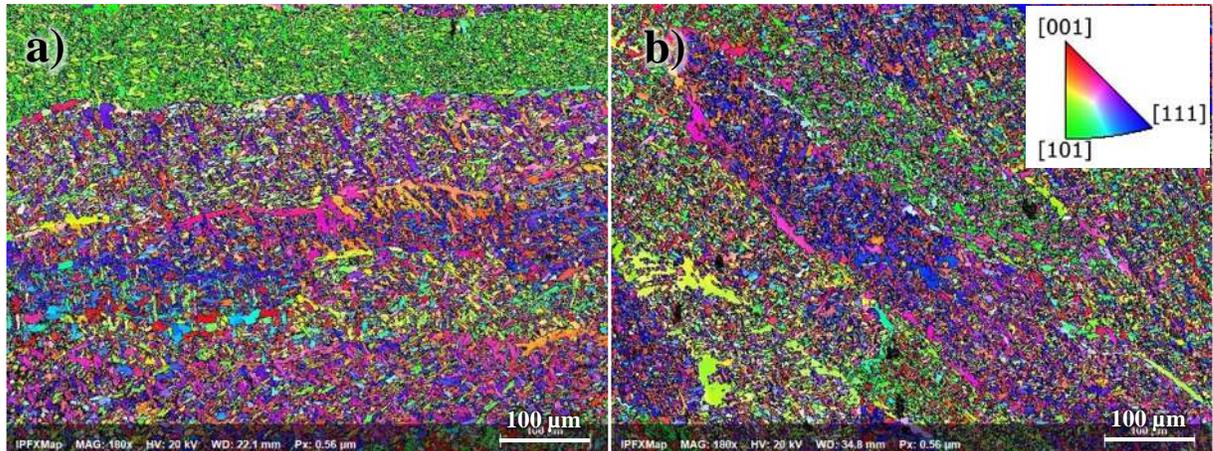


Figura 4.91. Figura de polos inversa en MS (acero 9840); a) unión SCM y b) unión CCM.

En la Figura 4.92 se presentan los diagramas de GAM y KAM para ambas uniones. El MS de la junta soldadas SCM en la Figura 4.92a) y de la junta soldada CCM de la Figura 4.92b), muestran una distribución similar de las dislocaciones. Por otro lado, el análisis de KAM en la Figura 4.92c) muestra que el MS de la junta soldada SCM presenta una distribución uniforme de esfuerzos residuales por una alta densidad de dislocaciones, con ángulos de hasta 1.1° . Mientras en la junta soldada CCM se observa una tendencia a disminuir la concentración de dislocaciones en la ferrita proeutectoide, con ángulos de hasta 0.78° .

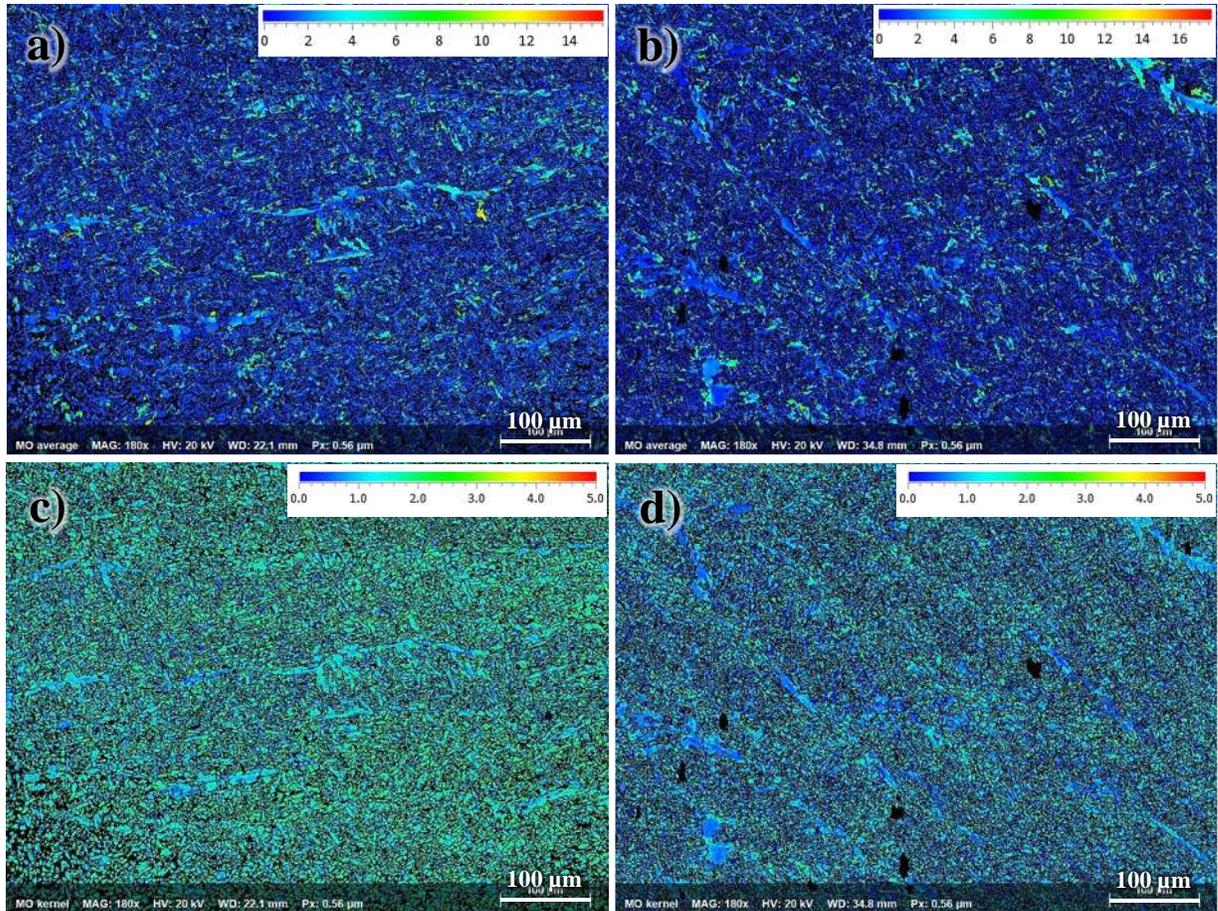


Figura 4.92. Micrografías obtenidas con técnica EBSD del MS (acero 9840); a) GAM de la unión SCM, b) GAM de la unión CCM, c) KAM en unión SCM y d) KAM en unión CCM.

A pesar de que en la Figura 4.93a) y b) no se muestra una diferencia significativa en la distribución del GAM, en el gráfico de la Figura 4.93a) se registra un decremento del ángulo máximo por 0.2° . La disminución del ángulo de desorientación en ambas mediciones indica mayor recristalización en la junta soldada CCM.

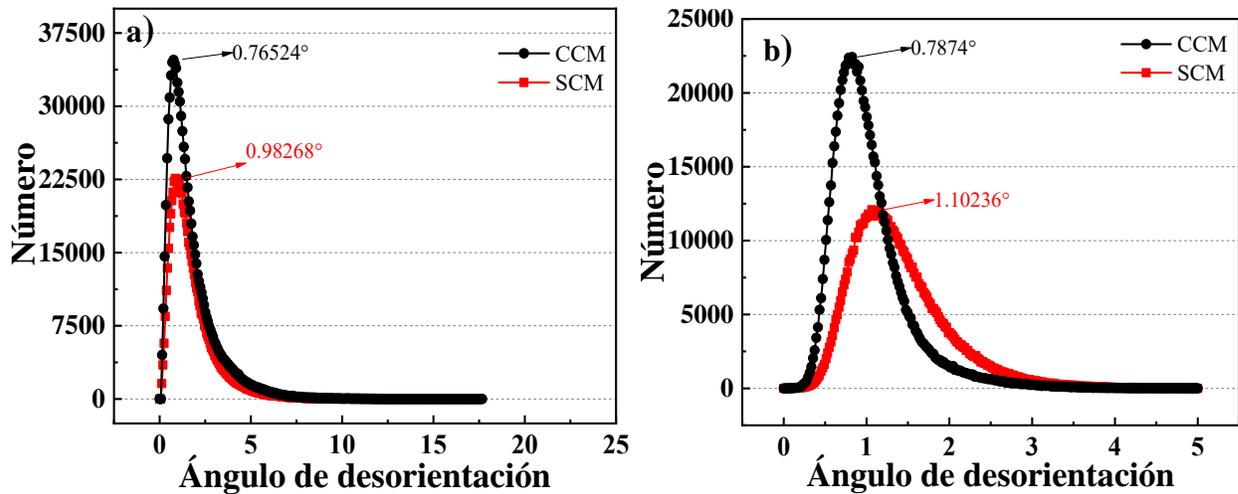


Figura 4.93. Promedio de desorientación por EBSD en MS (acero 9840); a) GAM y b) KAM.

4.3.6 Perfiles de microdureza

La Figura 4.94 muestra los perfiles de microdureza realizados en la junta soldada SCM y CCM. En la Figura 4.94a) se muestra el perfil de microdureza realizado en el centro de la sección transversal en la unión SCM. El material base muestra valores entre 280 y 340 unidades Vickers, el metal de soldadura muestra valores por debajo de las 300 unidades Vickers al igual que la junta soldada CCM, mientras en la ZAT, del lado izquierdo se muestran valores de hasta 720 y de 750 unidades Vickers del lado derecho. Esto debido al efecto del aporte térmico durante el proceso de soldadura, la zona más cercana a la LF, tiende a tener una inducción de temperatura de alrededor de 1400°C, el enfriamiento súbito de esta zona y la cantidad de carbono existente [128], provoca la generación de martensita acicular en esta zona. Como es sabido, la martensita es una fase metaestable, caracterizada por una gran dureza [47, 123]. En la Figura 4.94b) se muestran los perfiles de microdureza, realizados en la sección transversal de la zona media del cordón de soldadura con la aplicación de campos magnéticos durante el proceso de unión, el material base, presenta valores entre 347 y 254 unidades Vickers en ambos lados de la unión. Sin embargo, la ZAT sufrió una reducción de 206 unidades en sus picos máximos con respecto a la junta soldada SCM, del lado derecho se aprecia que la parte superior y el centro de la sección transversal, presentan una reducción de 50 unidades contra la ZAT del lado izquierdo. En el caso de la parte inferior del

cordón, la ZAT presenta una reducción de su ancho debido al arreglo de junta realizado, este se puede apreciar en la Figura 3.1. Por otro lado, el MS presenta valores por debajo de los 300 Vickers, esto debido al electrodo utilizado (ER70s), el cual, cumple con las características mostradas en el perfil [129].

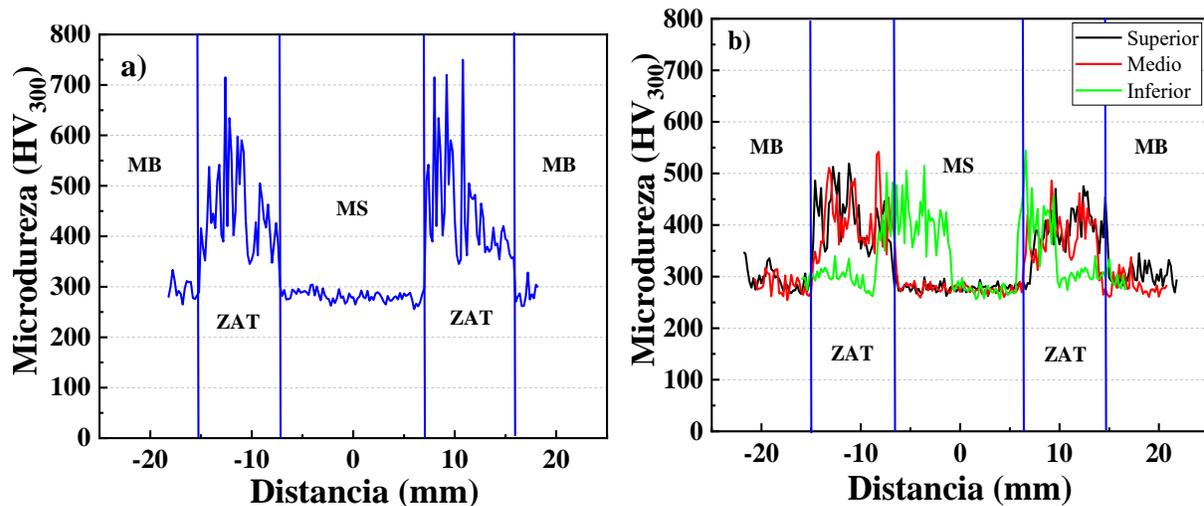


Figura 4.94. Perfil de microdureza en acero 9840; a) unión SCM y b) unión CCM.

En la Figura 4.95 se presentan las gráficas de promedios pro zona en la junta soldada SCM y CCM. En la Figura 4.95a) se muestra los promedios de microdureza en cada perfil realizado a la junta soldada CCM, dado que la zona superior e inferior, se consideran zonas con mayores defectos superficiales, el proceso de enfriamiento es diferente en estas zonas. La parte inferior está sometida a un choque térmico mayor al iniciar el contacto con la pileta líquida, la zona superior se encuentra en contacto con el fundente granular, el cual crea una capa de escoria para brindar propiedades específicas a la unión, lo cual podría permitir un proceso de enfriamiento más retardado. A pesar de lo anterior, la zona media del cordón CCM fue la que presentó valores más homogéneos en el gráfico.

Al comparar la zona media de la junta soldada CCM y la junta soldada SCM en la Figura 4.95b), se observa como a excepción del MS, todas las zonas de análisis se muestran con promedios por debajo de la junta soldada SCM. Esto puede ser atribuido a la disminución de dislocaciones observadas en la Figura 4.84 y 4.88, las cuales permiten generar mayor dureza en el material debido

a la tensión generada entre ellas. Según la literatura, el esfuerzo residual en un material, está estrechamente ligado con las propiedades mecánicas del mismo [130-132].

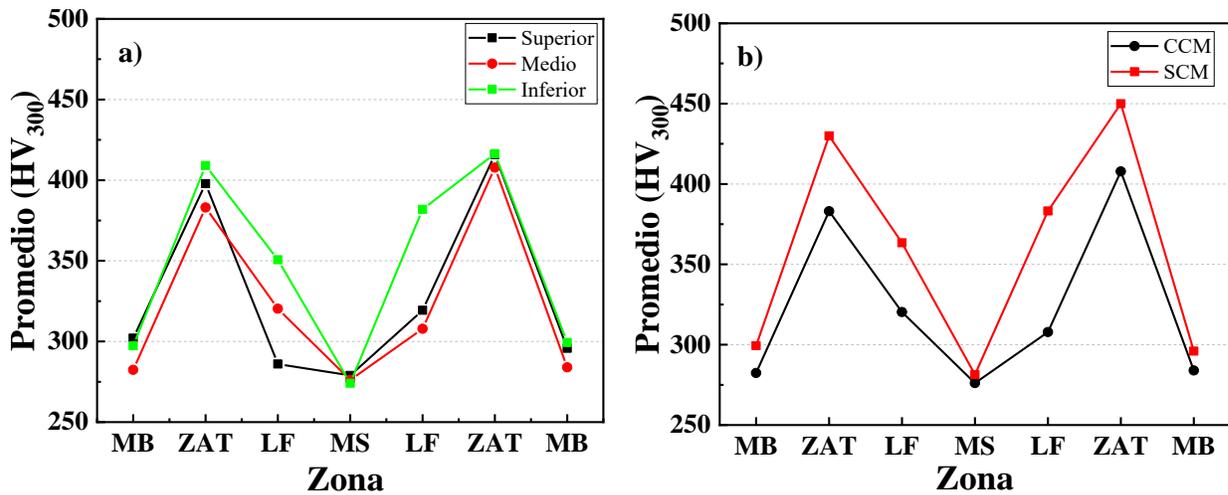


Figura 4.95. Promedios de microdureza por zonas en acero 9840; a) junta soldada CCM y b) comparación entre junta soldada CCM y SCM.

4.3.7 Medición de concentración de ferrita.

La Figura 4.96 exhibe los gráficos del porcentaje de ferrita en la sección transversal de la junta soldada SCM y CCM, comparado contra los perfiles de microdureza. La ZAT de la junta soldada SCM presenta un comportamiento escalonado aleatorio en el porcentaje de aparición de ferrita en la Figura 4.96a) con valores entre 80 y 84%, mientras en la junta soldada CCM se observa un comportamiento escalonado desde la LF hacia el MB.

La zona cercana a la LF es la que mayor temperatura alcanza durante el proceso de transformación en estado sólido. Adicionalmente, el arreglo de bobinas utilizado provoca que las ondas del campo magnético converjan en la zona media. Según lo observado en el lado derecho del gráfico para la Figura 4.96b), se deduce que en esta zona se dio la interacción máxima de las ondas del campo magnético y actúan como estabilizadores de la fase austenítica. Caso contrario del lado izquierdo de la sección transversal del cordón, donde en la junta soldada SCM se presentan valores de 81%. En el MB los valores se encuentran entre 82 y 83% de concentración de ferrita para ambas uniones. A pesar de la disminución en un 2% en los valores máximos del porcentaje de ferrita obtenidos en

el metal de soldadura de la junta soldada CCM en la Figura 4.96b), también se muestra una disminución de los valores máximos de la microdureza en la misma zona en un 4%, comparado contra los valores obtenidos en la junta soldada SCM de la Figura 4.96a). Por otro lado, la ZAT del lado izquierdo (con mayor divergencia de ondas electromagnéticas en la junta soldada CCM) presenta una disminución de 3% del porcentaje de ferrita en la junta soldada CCM, acompañado de una disminución del 24% en el valor máximo obtenido en microdureza. En la ZAT se obtuvo una disminución del 2% en el valor máximo obtenido en el porcentaje de ferrita medido, así como una disminución del 35% en el valor máximo obtenido en microdureza.

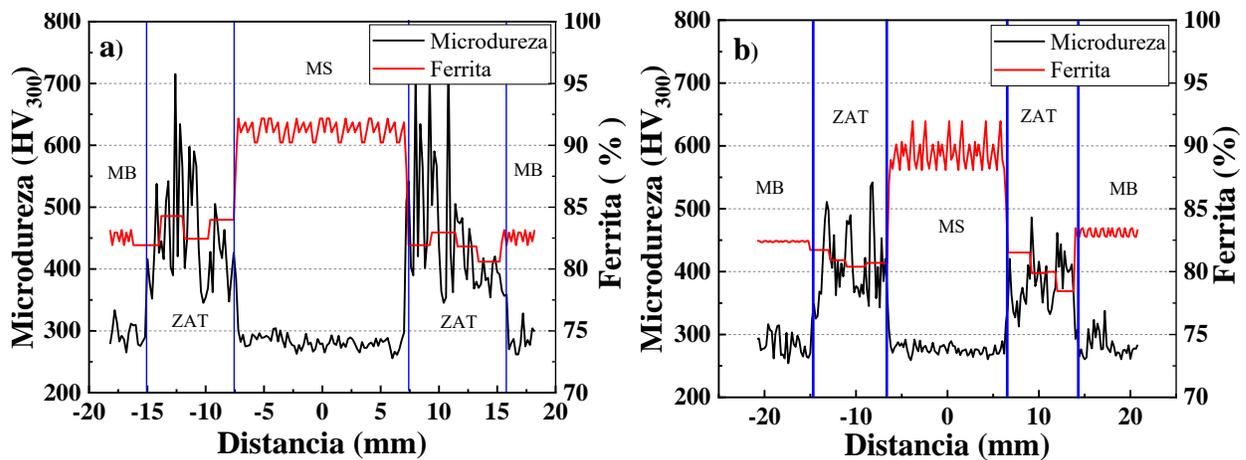


Figura 4.96. Perfil de microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (acero 9840); a) unión SCM y b) unión CCM.

La relación entre el promedio de porcentaje de ferrita y el promedio de microdureza por zona es evidente en las gráficas de la Figura 4.97a)-b), donde las zonas de mayor porcentaje de microdureza, presentan menor porcentaje de ferrita y las zonas de menor porcentaje de dureza, presentan mayor porcentaje de ferrita. A pesar de que esta relación se mantiene en la unión CCM, la diferencia entre cada una de las gráficas disminuye. En la Figura 4.97c) se observa al comparativa del porcentaje de ferrita medido en la junta soldada CCM y SCM. La junta soldada SCM se muestra por encima de la junta soldada CCM en todas las zonas muestreadas de la sección transversal del cordón, dadas las condiciones del proceso de unión, es decir, las altas temperaturas, un enfriamiento acelerado y el alto contenido de carbono, la fase austenita tiene condiciones más

idóneas para su precipitación que la fase ferrítica. En la Figura 4.97d), se observa que, en el análisis de promedios, la ZAT de la junta CCM se mantiene debajo por 2%.

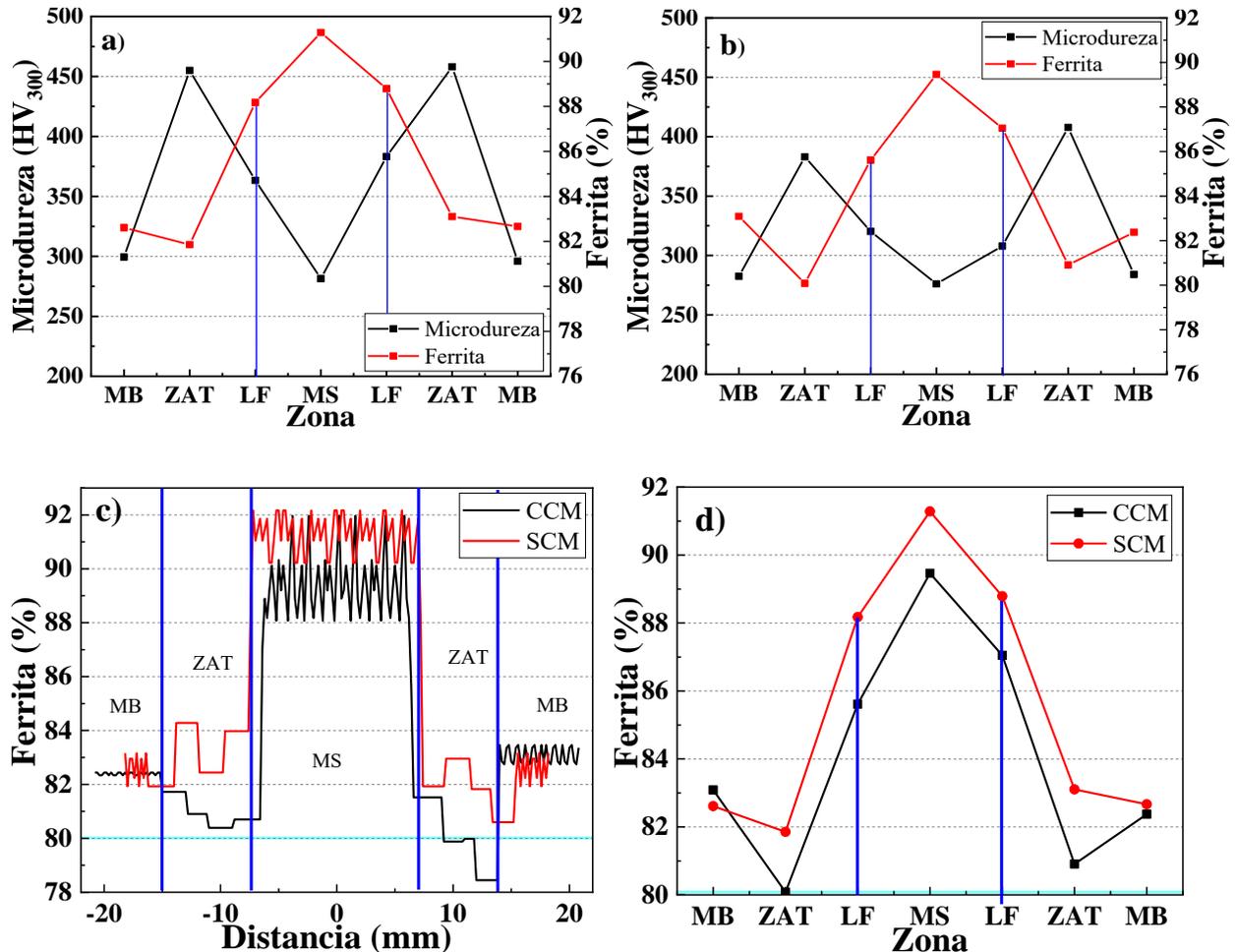


Figura 4.97. Perfil de promedios por zona en microdureza y porcentaje de ferrita en sección transversal (acero 9840); a) unión SCM, b) unión SCM, c) comparación en perfil de porcentaje de ferrita y d) comparación en promedios de ferrita por zona.

4.3.8 Resistencia a la tensión de la junta soldada.

El acero 9840 presenta excelente templabilidad, resistencia mecánica, ductilidad y tenacidad, se aplica en partes sometidas a mucho esfuerzo, engranes, flechas, piñones, pernos de alta resistencia, partes de maquinaria, etc. [133]. Al observar los resultados obtenidos en las pruebas de tensión en

la Figura 4.98, se deduce que al eliminar la aparición de fases duras como la bainita y aumentar la amplitud de las agujas de martensita en la zona cercana a la LF, el esfuerzo máximo se incrementó en un 9.57%. Sin embargo, la ductilidad del material disminuyó 35.48% con respecto a la junta soldada sin la aplicación de campos magnéticos. Este comportamiento es similar al obtenido por Biggiero [134], quien trabajando con el acero 9840, utilizando dos métodos diferentes; el método de fractura prematura y el ensayo de tracción bajo el método de carga de hidrógeno, sobre probetas de acero AISI 9840 con tensión-corrosión. En estos ensayos se encontró que la prueba de tensión bajo carga de hidrógeno es una condición de prueba extrema para el material, en comparación con los otros métodos, el trabajo de deformación específico es muy pequeño. Además, es evidente el comportamiento frágil a la fractura, observando en las gráficas una reducción de la deformación plástica. La reducción de la deformación plástica es la misma que se obtiene en los resultados del presente reporte en la junta soldada del acero 9840 CCM.

Según Bag y col. [135], la presencia de largas cintas de martensita entre zonas de ferrita, promueve una mayor resistencia a lo largo de la dirección de laminación, a expensas de reducir la ductilidad. Esto se puede corroborar con la disminución de la ductilidad en la junta soldada CCM y las micrografías de la ZAT en la Figura 4.74d). Por otro lado, la disminución de las relaciones de aspecto de la martensita, como es el caso de la Figura 4.78b), da como resultado una mayor ductilidad, sin embargo, disminuye la resistencia.

En la Tabla 4.16 se presentan los resultados obtenidos en ambas condiciones de prueba, con un aumento del esfuerzo de fluencia en la junta soldada CCM de 4.75%.

Tabla 4.15. Resultados prueba de tensión acero 9840.

	σ_y (MPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ
SCM	421	529	0.031
CCM	442	585	0.02

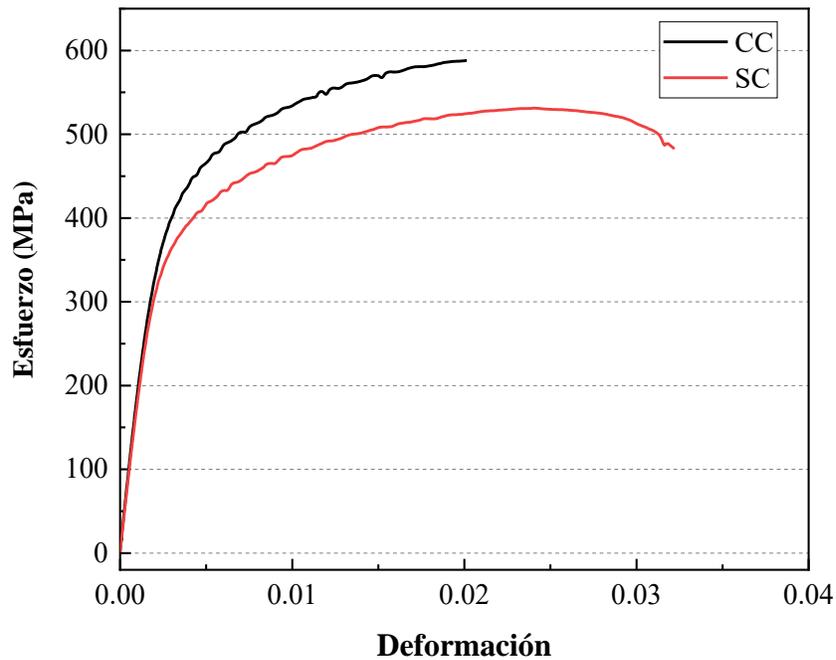


Figura 4.98. Curvas esfuerzo contra deformación unión CCM vs unión SCM para el acero 9840.

En la Figura 4.99 se observa el análisis por fractografía de las juntas soldadas CCM y SCM, tal como lo muestra los resultados de la gráfica de esfuerzo vs deformación de la Figura 4.98, en la junta soldada SCM predomina una fractura dúctil como se muestra en la Figura 4.99a). en cambio, en la junta soldada CCM de la Figura 4.99d), predomina una fractura del tipo frágil, esto es coincidente con la falla de la pieza en el esfuerzo máximo. A pesar de que la junta soldada SCM, presente una fractura dúctil, en la Figura 4.99b), se observa una zona con escalonamiento y menor absorción de energía, mientras que en la Figura 4.99e), la junta soldada CCM, muestra zonas completas de baja absorción de energía, lo que define una fractura súbita en el ensayo. Los microhoyuelos observados en la Figura 4.99c) para la junta soldada SCM, presentan una morfología axial debido a la tracción axial de la prueba. Dada la morfología de hojuelas en la junta soldada CCM de la Figura 4.99f), se puede deducir que la falla se dio de manera transgranular.

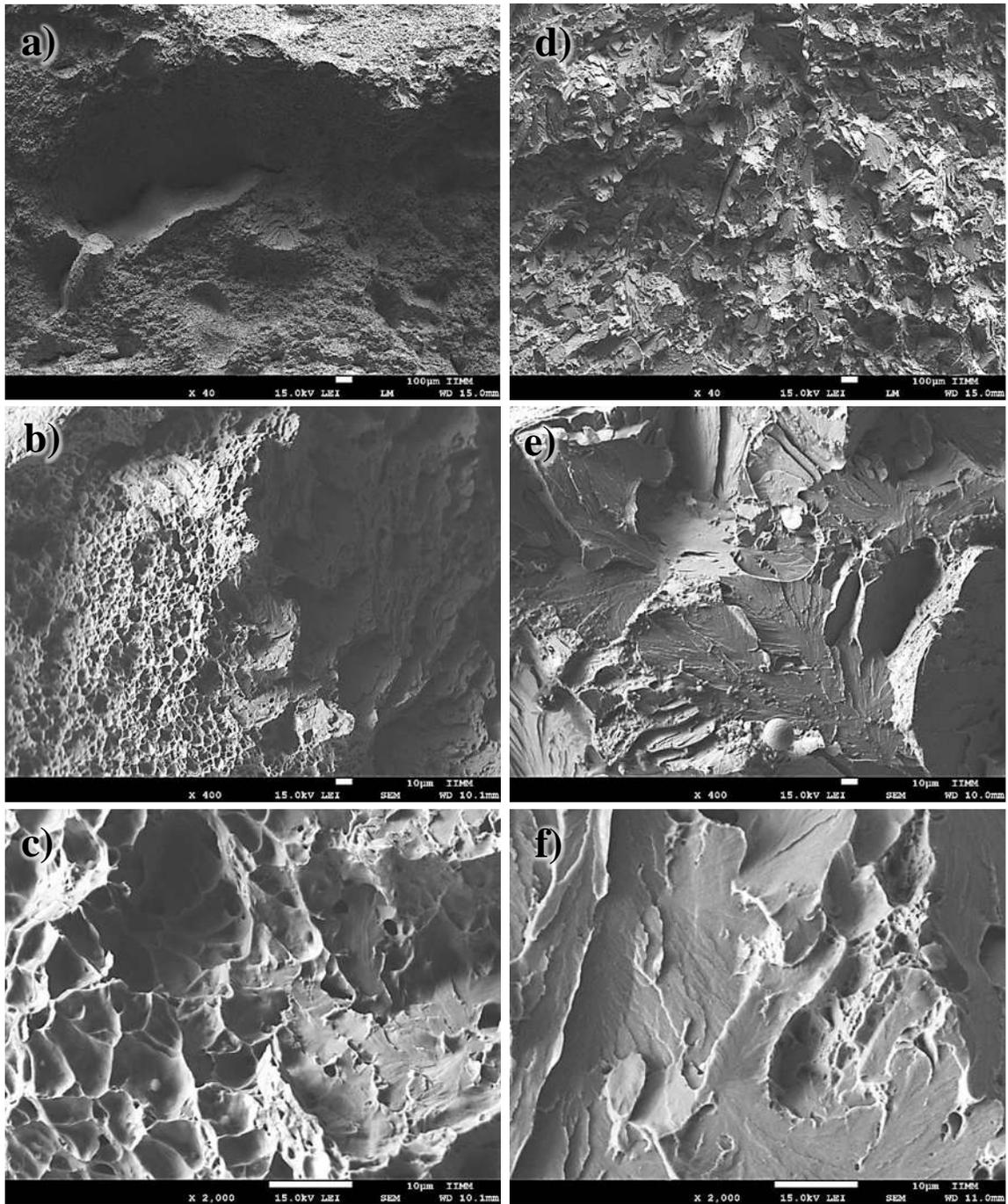


Figura 4.99. Fractografía en acero 9840; a-c) junta soldada SCM y d-f) junta soldada CCM.

Esto puede estar relacionado con lo reportado por Terrazas y col. [136], quienes estudiaron los efectos de la microestructura en la formabilidad de aceros de fase dual a través de experimentos de expansión de orificios con la relación de expansión de orificios. Encontrando que la relación de

expansión de orificios (HER, por sus siglas en inglés) tiene la correlación más fuerte con la cantidad de carbono en la martensita y el número de colonias de martensita por unidad de área; HER disminuye con el aumento del contenido de carbono en la martensita y aumenta a medida que aumenta el número de colonias de martensita por área. Se registró que las altas relaciones de dureza martensita-ferrita son perjudiciales para la ductilidad en aceros de doble fase, debido al papel que tienen los límites martensita-ferrita y el tamaño de grano de ferrita.

4.3.9 Corrosión.

4.3.9.1 Potencial de circuito abierto (OCP, por sus siglas en inglés)

La Figura 4.100 presenta las gráficas de potencial de circuito abierto en ambas uniones. En la Figura 4.100a) se muestra las diferentes zonas analizadas en la junta soldada sin campo magnético, al igual que los aceros analizados anteriormente, el material base presenta un contraste considerable contra el OCP de las zonas analizadas. Esto provoca que los procesos de estabilización de la junta expuesta a un medio salino, sean más agresivos y con mayor flujo de corriente entre el MS y el MB, acelerando los procesos de corrosión. Por otro lado, la aplicación de campos magnéticos en la junta soldada de la Figura 4.100b), muestra que, al exponer las diferentes zonas a un medio salino, el flujo de corriente para estabilizar el sistema será mínimo, por lo cual, no se verá un gran desprendimiento de iones⁻ de hierro en la interfaz de las zonas.

En la microestructura del MS para la junta soldada CCM, en la Figura 4.76b) se observa la formación de granos poligonales en el MS de la junta soldada CCM, lo que promueve un OCP a potenciales más pasivos, caso contrario del MS de la junta soldada SCM en la Figura 4.76a), donde la formación de granos aciculares y tamaños más variados permite acelerar el flujo de corriente entre el MS y el electrolito, la ZAT de ambas juntas soldadas presentan inestabilidad para la obtención del OCP. Sin embargo, la eliminación de la fase bainítica en la junta soldada CCM, permitió que el potencial se elevara a valores más pasivos, esto se aprecia en la Figura 4.100d).

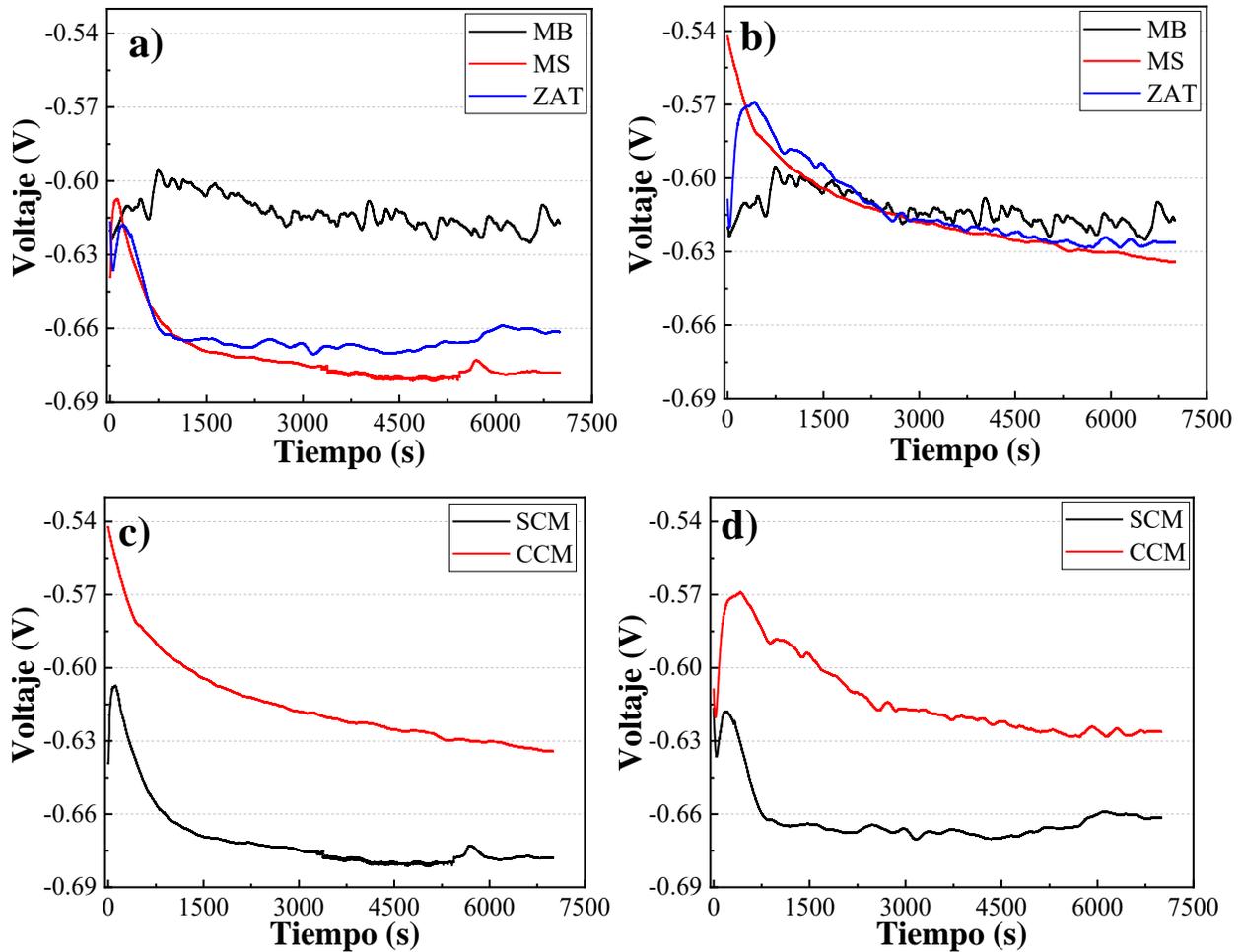


Figura 4.100. Grafica de potencial de circuito abierto acero 9840; a) sin campo magnético, b) con campo magnético, c) MS y d) ZAT.

4.3.9.2 Curvas cíclicas de polarización potenciodinámica.

La Figura 4.101 muestra las curvas cíclicas de polarización (CCP) en ambas uniones. La presencia de fases secundarias en una zona desencadena una velocidad de corrosión relativamente alta [114, 137], esto se observa tanto en los gráficos de la junta soldada CCM y SCM en las Figuras 4.101a) y b), respectivamente, donde el MS y la ZAT presentan desplazamiento de la histéresis en el estado anódico a valores más positivos, lo cual destaca, mayor flujo de corriente. Por otro lado, a pesar de que el comportamiento es el mismo en ambas uniones, en la junta soldada SCM de la Figura 4.101a), el MS y la ZAT se aproximan a valores de 10^{-1} , mientras en la junta soldada CCM se muestran en valores de 10^{-2} en la Figura 4.101b). Así mismo, las tres zonas analizadas muestran

una histéresis de reversa por dentro del gráfico, indicando un proceso de corrosión inicial por picaduras, estas picaduras, se inician en la interfaz entre las faces presentes. No obstante, la ZAT de la junta soldada CCM muestra un comportamiento atípico, debido a que en el regreso de la histéresis se muestra una múltiple combinación de mecanismos de corrosión en el comportamiento de la histéresis. Algunos autores atribuyen que la presencia de fases, su porcentaje en la zona analizada y su resistencia a la transferencia de carga, influyen directamente en la velocidad de corrosión [138].

Las imágenes de MO revelan que en el MS de la junta soldada CCM, se generaron zonas de grano ferrítico equiaxiado refinado, lo cual, aumenta la resistencia a la corrosión debido a que los granos son más finos y menos homogéneos [137]. Esto se observa en la gráfica de la Figura 4.101c), donde el OCP se desplaza a valores más pasivos, lo cual se traduce en menor energía necesaria para entrar a un estado de equilibrio. Debido a que el MS de la junta CCM presenta un mayor flujo de corriente en la zona catódica, la densidad de corriente en la junta mencionada se incrementa una década. Sin embargo, la zona catódica del MS de la junta SCM presenta una cinética del proceso de corrosión mixto, que se lleva a cabo por una mezcla de control por activación y control por difusión, debido a la falta de linealidad presentada en esta zona.

La ZAT de la junta soldada CCM presenta al igual que el MS un desplazamiento del OCP a valores más pasivos, con un valor de -0.386 V, es la zona que mayor afectación presentó en la disminución de la OCP, ambas ZAT presentan la misma densidad de corriente de corrosión. Sin embargo, el proceso de corrosión en la zona anódica presenta menor flujo de corriente en la junta soldada CCM de la Figura 4.101d).

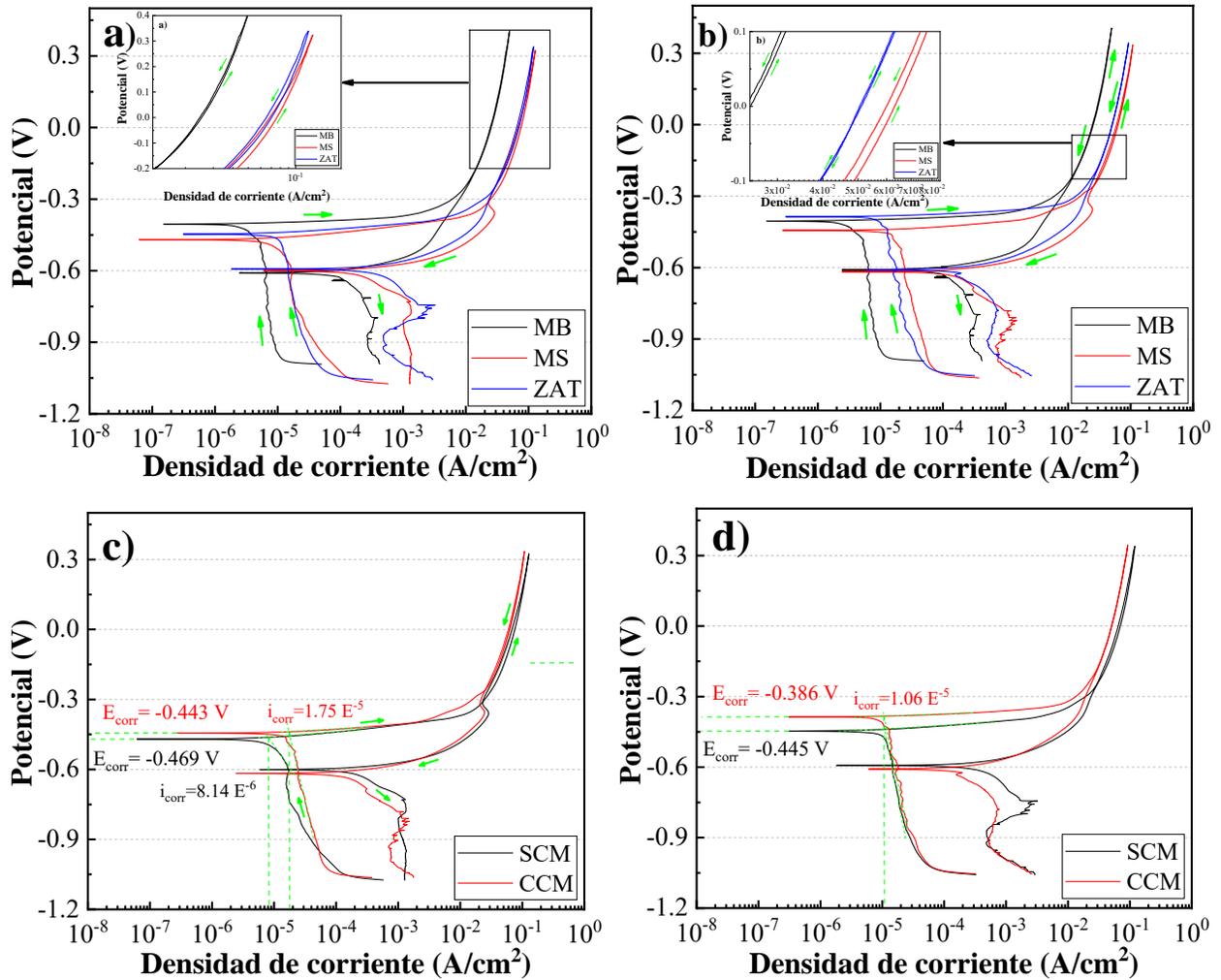


Figura 4.101. Curvas cíclicas de polarización en el acero 9840; a) SCM, b) CCM c) comparativa de MS y d) comparativa de ZAT.

Conclusiones parte 3

La aplicación de campos magnéticos durante la soldadura del acero 9840, tuvo un efecto en las características macroestructurales de la junta soldada, las cuales se describen a continuación:

- El ancho del MS fue menor en las tres secciones analizadas de la junta soldada CCM. Este efecto se atribuye al fenómeno de empuje en la pileta líquida en el sentido de la soldadura debido al campo magnético aplicado.
- Se obtuvieron granos columnares delgados en el MS de la junta soldada CCM.

- La agitación inducida en la pileta líquida por el campo magnético permite que el gradiente térmico disminuya y el área requerida para difundir esta energía térmica sea menor. Por lo cual, el ancho de la ZAT en la junta soldada CCM es menor.

La aplicación de campos magnéticos durante la soldadura en el acero 9840, generó diversas modificaciones en la microestructura de las diferentes zonas analizadas en la ZAT:

- Se observó la desintegración de la cementita en los granos ferríticos de la ZRG para la junta soldada CCM. En cambio, se encontraron granos ferríticos enriquecidos en carbono.
- Se registró que la presencia de la bainita es casi nula en la ZCG de la junta soldada CCM. Este fenómeno se atribuye a que los campos magnéticos modifican la orientación preferencial de la zona durante el proceso de transformación en estado sólido y no permiten que la bainita precipite hacia el plano en el cual le es más fácil.
- Las zonas con mayor presencia de ferrita son asociadas con el paso de las líneas de flujo del campo magnético aplicado.
 - La aplicación del campo magnético limita la difusión de carbono en la transformación austenita-martensita y, por ende, las láminas de martensita precipitan con una estructura de recocido.
 - Ciertos elementos aleantes como el Mn, tienen propiedades anti ferromagnéticas, por lo cual, no interactúan con el flujo del campo magnético, esto provoca que los aleantes se aglomeren en zonas de baja intensidad del campo.
 - La disminución del ángulo máximo en los gráficos de GAM indica una recristalización en la ZCG de la junta soldada CCM. En la transformación en estado sólido de la ZAT la coalescencia de los granos es limitada, lo cual actúa como un mecanismo de recristalización que se puede observar en las imágenes de granos por EBSD para cada una de las zonas analizadas.
- Dado que el plano preferencial de magnetización del níquel es el (111), se asume que la presencia de este aleante en el acero promovió la modificación en la orientación de la ZAT.

La aplicación del campo magnético durante el proceso de soldadura en el acero 9840 y los cambios microestructurales tuvieron un efecto significativo en las propiedades mecánicas:

- La variación del volumen presente de las fases metaestables, permite disminuir los esfuerzos residuales.
- La restricción en la precipitación de fases duras como la bainita y la martensita, permitió disminuir la microdureza en la sección transversal de la ZAT para la junta soldada CCM en un 26%.
- El comportamiento mecánico a la tensión de las juntas soldadas CCM es similar al observado en otros trabajos y estudios, donde se reportó que la modificación de la morfología de la martensita tiene un efecto en el comportamiento mecánica. Por lo cual se concluye que, mientras que la martensita delgada aumenta la ductilidad y reduce la resistencia, la martensita gruesa entre zonas ferríticas reduce la ductilidad y mejora la resistencia de las juntas soldadas CCM.

A continuación, se discuten los efectos de la aplicación de campos magnéticos en la junta soldada del acero 9840 en las propiedades electroquímicas:

- Al contrario de las propiedades mecánicas, la disminución en la diferencia volumétrica de las fases presentes, permite que las zonas analizadas disminuyan sus potenciales de circuito abierto, esto debido a que las diferencias de energía libre disminuyen y el flujo de corriente para establecer un equilibrio entre superficies anódicas y catódicas es menor. Por lo tanto, la junta soldada CCM expuesta a ambientes salinos tendrá mayor resistencia a la corrosión.
- Aunque el potencial de corrosión siempre es menor en la junta CCM, el metal de soldadura no muestra cambios en su comportamiento electroquímico al registrar la misma corriente de corrosión que en la ZAT. Lo cual indica que la energía libre para cada zona es similar y en condiciones de uso real, no habrá daños significativo por corrosión.

Capítulo 5 CONCLUSIONES GENERALES.

En la presente tesis se realizó el análisis de un acero estructural A36, un acero microaleado API 5L X52 y un acero grado herramienta 9840, unidos por el proceso de arco sumergido con y sin la aplicación de campo magnético. A partir del estudio y la información generada se presentan las siguientes conclusiones.

En los tres aceros se encontraron coincidencias significativas en cuanto a los cambios microestructurales debido a la aplicación de campos magnéticos durante el proceso de unión, estas se describen a continuación:

- El ancho del MS fue disminuido significativamente en el acero estructural A36 y el acero 9840, mientras que en el acero microaleado se muestra una estructura más cónica en la parte inferior. En los tres casos, este fenómeno se atribuye al empuje de la pileta líquida debido al flujo del campo magnético.
- En los tres aceros se registró la reducción del ancho de los granos columnares que crecen de los granos parcialmente fundidos hacia la fuente de calor. Esto se atribuye a que el atrapamiento de átomos permite generar nuevos puntos de nucleación en la pileta líquida y se logra la solidificación de mayor cantidad de granos columnares.
- En los tres aceros estudiados se registró una disminución del ancho de la ZAT. Esto se atribuye a dos teorías; la primera es que la agitación adicional de la pileta líquida por el campo magnético disminuye el gradiente térmico entre la pileta líquida y el MB. Esto permite que el área requerida para la difusión térmica sea menor; la segunda teoría es que los electrones excitados en la zona aledaña a la línea de fusión, encargados de la difusión de la energía térmica, se encuentran atrapados por la interacción electromagnética, esto solo si su espín está en el sentido en el cual se da la atracción. Por lo consiguiente, los electrones no difunden la energía térmica en su totalidad, incrementando la vibración en la zona más cercana a la LF.

A continuación, se discuten las diferencias encontradas entre los tres aceros analizados en cuanto a sus cambios microestructurales en las diferentes zonas de la ZAT, esto debido a la aplicación de los campos magnéticos durante el proceso de unión:

- Las fuerzas magnéticas permiten manipular las posiciones y velocidades de los átomos a tal modo que los átomos pueden detenerse y mantenerse en su lugar durante largos periodos de tiempo, en consecuencia, la coalescencia de los granos es limitada y la restricción de los átomos induce límites de grano ferríticos con bordes de grano deformados para los aceros de bajo contenido de carbono. En el caso del acero 9840, se limita la precipitación de la bainita y se incrementa la precipitación de la austenita.
- Para el caso del acero A36 y acero 9840 la aplicación de campos magnéticos disminuye la aparición de ferrita en la ZAT, por 3% y 2%, respectivamente. Esto indica que los campos magnéticos fungen como estabilizadores de la fase austenita. Sin embargo, en el acero API X52, no se muestra un cambio significativo entre la junta soldada CCM y SCM.
- La amplitud de los granos columnares en el MS dirigidos hacia la fuente de poder fue afectada por la aplicación de campos magnéticos. En el acero A36 se muestran granos columnares paralelos a la dirección de la fuente de poder, mientras que en el API X52, la amplitud de los granos columnares disminuye en un 52% y se incrementa la aparición de ferrita en el MS del acero API X52. En el acero 9840 se observó una disminución del 48% en la amplitud de los granos columnares.
- El papel que desempeña el niobio en el acero microaleado API 5L X52 tiene que ver con el retraso en la recrystalización de la austenita deformada cuando este elemento se encuentra en solución sólida o en forma de carbonitruros de tamaños nanométricos, pues se obstaculiza el deslizamiento de los límites de grano, de tal forma que la elongación de los granos y la deformación acumulada mejoran la nucleación de la ferrita y aumentan el endurecimiento por precipitación. Por otro lado, el acero A36 no contiene Nb, las diferencias en los elementos aleantes permiten cambios microestructurales diferentes al aplicar campos magnéticos en el proceso de soldadura para el acero API X52.
- En el caso del acero 9840 con una composición muy diferente a los aceros anteriores, mostró cambios significativos al restringir la formación de la fase bainítica, el crecimiento de la bainita solo puede ocurrir en una interface móvil no coherente. Una interface móvil coherente se da cuando el plano de la interfaz tiene la misma configuración atómica en ambas fases, por ejemplo (111) en FCC, así, al modificar la orientación preferencial de la red, no existen las condiciones para la formación de la fase bainítica.

- Solo el acero microaleado API X52 presentó un incremento en el ángulo de desorientación en el análisis por EBSD, lo cual se traduce en un incremento de la densidad de dislocaciones.
- La vibración generada en la pileta líquida por la transferencia de corriente, más la vibración adicional por el flujo de los campos magnéticos, permite un reacomodo más ordenado de la red cristalina en la zona más cercada a la línea de fusión, promoviendo la disminución del GAM y de KAM.

Las diferencias entre los tres aceros de estudio y sus afectaciones en las propiedades mecánicas son mencionadas a continuación:

- A pesar de que la diferencia en los perfiles de microdureza no es significativa entre la junta soldada CCM y SCM de los aceros A36 y API X52, la dispersión de los datos disminuye en ambos aceros, esto es debido a menores zonas de esfuerzos residuales. Por otro lado, el acero 9840 presentó una reducción de la microdureza en un 24% para la ZAT, es el acero que presenta el cambio más significativo de los tres materiales en estudio, esto se atribuye a la disminución casi total de la fase bainítica en la ZAT.
- Los efectos del campo magnético cambian no solo la microestructura, sino también el parámetro de red, lo que provoca distorsión, dando como resultado el cambio del enlace atómico y la resistencia. Es por esto que el esfuerzo máximo se incrementa, 12% para el acero A36, 17.6% en el acero API X52 y de 4.7% para el acero 9840, sin embargo, se provoca una disminución en la recuperación elástica del material cristalino, propiciando una reducción de la deformación como es el caso del acero A36 y el acero 9840.

Los efectos de la aplicación de campos magnéticos en el proceso de soldadura para las propiedades electroquímicas se describen a continuación:

- En los tres aceros se modificó el potencial de circuito abierto para las juntas donde se presentó la interacción EMILI, debido al cambio de volumen de las fases en la ZAT, se permite obtener un potencial de circuito abierto similar al MB. Esto indica que si los aceros soldados con CCM son expuestos a ambientes salinos, la velocidad de corrosión va a disminuir.

- Tanto en el acero A36 como en el acero API X52, la ZAT registra una disminución de la corriente de corrosión, esto indica mayor resistencia al flujo de corriente. Por otro lado, el acero 9840 no presentan cambios en la corriente de corrosión entre la junta soldada CCM y SCM.
- En el MS de la junta soldada CCM, las curvas cíclicas de polarización potenciodinámicas muestran que el acero API X52 disminuye su corriente de corrosión, mientras en el acero A36 y el acero 9840 la corriente de corrosión incrementa.

Capítulo 6 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] A. H. W. N. R.E. Smallman. *Physical Metallurgy and Advanced Materials*. Burlington, Vermont, EUA. ELSERVIER. 2007
- [2] M. P. Pacheco. Tubería de acero para recolección y transporte de hidrocarburos no amargos. NRF-002-PEMEX-2001. PEMEX. 2013
- [3] A. H. D. MÉXICO. *Nuevos Productos, Molino Steckel*. AHMSA. 6, 2015.
- [4] A. P. Institute, API 1104.: *Standard for Welding Pipelines and Related Facilities*. 2006.
- [5] J. M. M. García. *Apuntes de diseño de máquinas*. Editorial Club Universitario. 2008
- [6] IIRSACERO. Ficha técnica Acero 9840. 2022
- [7] S. Kou. *Welding Metallurgy*. Hoboken, New Jersey. John Wiley & Sons, Inc., Publication. 2013
- [8] D. J. E. Murúa, Dr. Carlos López Cabrera. *Introducción al electromagnetismo*. Chile. Universidad de Santiago de Chile. 2012
- [9] D. K. Cheng. *Fundamentos de Electromagnetismo para Ingeniería*. USA. Addison-Wesley Publishing Company 1993
- [10] D. J. Griffiths. *Introduction to Electrodynamics*. Pearson Education. 2014
- [11] E. Bayraktar, D. Kaplan, L. Devillers and J. J. J. o. M. P. T. Chevalier. *Grain growth mechanism during the welding of interstitial free (IF) steels*. 189(1-3), 114-125, 2007.
- [12] AWS. *Welding Handbook*. USA. AWS. 2005
- [13] T. Xu, Y. Shi, Y. Cui and Z. Liang. *Effects of magnetic fields in arc welding, laser welding, and resistance spot welding: a review*. **J Advanced Engineering Materials**. 25(5), 2200682, 2023.
- [14] H. Wu, Y. Chang, L. Lu and J. Bai. *Review on magnetically controlled arc welding process*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 91(9), 4263-4273, 2017.
- [15] F. Curiel, R. García, V. López, M. García and A. Contreras. *The effect of applying magnetic fields during welding AISI-304 stainless steel on stress corrosion cracking*. **J International Journal of Electrochemical Science**. 16(3), 210338, 2021.
- [16] J. C. Garcia-Guerrero, F. F. Curiel-López, V. H. López-Morelos, J. J. Taha-Tijerina, T. J. Sánchez-Cruz, M. d. C. Ramirez-Lopez, E. Cortes-Carillo and M. A. Quinones-Salinas. *Impact of Welding Parameters in the Porosity of a Dissimilar Welded Lap Joint of CP800-XPFI000 Steel Weldment by GMAW-P*. 14(3), 309, 2024.
- [17] J. M. Gaxiola. *Curso de capacitación en soldadura*. 2da. México. Limusa. 1996
- [18] F. Tang, A. Lu, J. Mei, H. Fang and X. Luo. *Research on residual stress reduction by a low frequency alternating magnetic field*. **Journal of Materials Processing Technology**. 74(1-3), 255-258, 1998.
- [19] S. S. Sharma, M. Kumar and P. K. Ojha. *Effect of Magnetic Field on Weld Quality and Weld Geometry*. **Advances in Applied Physical and Chemical Sciences-A Sustainable Approach**. 53-58, 2014.
- [20] R. Singh, R. Gupta and S. Sarkar. *Analysis of Depth of Penetration and Bead Width of Shielded Metal Arc Weld under Magnetic Field Applying Artificial Neural Networks*. **International Journal of Science, Engineering and Technology Research**. 2(2), 235-242, 2013.
- [21] R. Singh, R. Gupta and S. Sarkar. *Application of artificial neural network to analyze and predict the tensile strength of shielded metal arc welded joints under the influence of external magnetic field*. **Int J. of engineering and science** ISBN: 23189-6483, ISSN: 2278. 4721(53-57), 2013.
- [22] R. Singh, R. Gupta and S. Sarkar. *Application of Artificial Neural Network to Analyze and Predict the Mechanical Properties of Shielded Metal Arc Welded Joints under the Influence of External Magnetic Field*. **International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)**. 8(1), 1-12, 2012.

- [23] R. P. Singh, R. C. Gupta and S. C. Sarkar. *Analysis of Bead width and reinforcement height during shielded metal arc welding under magnetic field using artificial neural networks*. **J Int. Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research**. 2(2), 59-68, 2013.
- [24] H. Ohtsuka. *Structural control of Fe-based alloys through diffusional solid/solid phase transformations in a high magnetic field*. **Science and Technology of Advanced Materials**. 2008.
- [25] H. Joo, S. Kim, Y. Koo, N. Shin and J. Choi. *An effect of a strong magnetic field on the phase transformation in plain carbon steels*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 35(6), 1663-1668, 2004.
- [26] Y. Watanabe, T. Takeda and H. Sato. *Effect of magnetic field on weld zone by spot-welding in stainless steel*. **ISIJ international**. 46(9), 1292-1296, 2006.
- [27] M. Enomoto, H. Guo, Y. Tazuke, Y. Abe and M. Shimotomai. *Influence of magnetic field on the kinetics of proeutectoid ferrite transformation in iron alloys*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 32(3), 445-453, 2001.
- [28] M. G. Rentería, V. L. Morelos and R. G. Hernández. *Efecto de la interacción electromagnética de baja intensidad en la microestructura y propiedades mecánicas de soldaduras de acero inoxidable dúplex*. **Ingenius**. 12, 40-45, 2014.
- [29] M. García-Rentería, V. López-Morelos, R. García-Hernández, L. Dzib-Pérez, E. García-Ochoa and J. González-Sánchez. *Improvement of localised corrosion resistance of AISI 2205 Duplex Stainless Steel joints made by gas metal arc welding under electromagnetic interaction of low intensity*. **Applied Surface Science**. 32(1), 252-260, 2014.
- [30] S. L. H. Trujillo, V. H. L. Morelos, R. G. Hernández, M. Arturo, G. Rentería, A. R. Marines and J. A. V. Martínez. *Microestructura y propiedades mecánicas de la soldadura 2205/316l con la aplicación de campo electromagnético*.
- [31] F. Curiel, R. García, V. López and J. González-Sánchez. *Effect of magnetic field applied during gas metal arc welding on the resistance to localised corrosion of the heat affected zone in AISI 304 stainless steel*. **Corrosion Science**. 53(7), 2393-2399, 2011.
- [32] F. F. Curiel, R. Garcia, V. H. Lopez and J. González-Sánchez. *Enhancing corrosion resistance of 304 stainless steel GMA welds with electromagnetic interaction*. **Materials transactions**. 52(8), 1701-1704, 2011.
- [33] M. A. García Rentería. *Efectos de la interacción electromagnética durante la soldadura del acero inoxidable dúplex 2205*. **Doctorado**. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo. México. 2015.
- [34] H. C. L. Ventura. *Efecto de los campos magnéticos en la soldadura del acero inoxidable austenítico AISI-347*. **Doctorado**. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo. México. 2018.
- [35] I. S. Cortés Cervantes. *Efecto de la interacción de campos electromagnéticos de baja intensidad durante la soldadura de un acero inoxidable superaustenítico AL6XN*. **Doctorado**. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo. México. 2017.
- [36] L. R. J. Cisneros. *Aplicación de tratamientos térmicos no convencionales y soldadura con interacción electromagnética de baja intensidad en aceros de la serie API X60 y X70*. **Doctorado**. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolas de Hidalgo. México. 2019.
- [37] D. R. Askeland, P. P. Fulay and W. J. Wright. *Ciencia e Ingeniería de los materiales*. 6ta. USA. Cengage Learning. 2012
- [38] M. N. S. Ballesteros. *Tecnología de proceso y transformación de materiales*. Cataluña. EDICIONS UPC. 2009

- [39] W. D. Calister. *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Metales*. New York, USA. John Wiley and Sons, Inc. 2012
- [40] E. R. Bohnart. *Welding: Principles and Practices*. 5ta. New York, USA. McGraw-Hill Education. 2018
- [41] F. R. Morral, E. Jimeno and P. Molera. *Metalurgia general. II*. España. Editorial Reverte S.A. 2021
- [42] L. Flores and J. Gómez. *Análisis cualitativo de la solidificación del sistema binario PbSb*. **Revista de Investigación de Física**. 9(1), 53-63, 2006.
- [43] S. Kalpakjian and S. R. Schmid. *Manufactura, Ingeniería y Tecnología*. 5ta. Mexico. Pearson Educación. 2018
- [44] D. G. Fink, H. W. Beaty and J. M. Carroll. *Manual Práctico de Electricidad para Ingenieros*. New York. McGraw-Hill. 1981
- [45] J. Mencías. *Evolución de los materiales en la industria de la automoción*. 1. España. Editorial Reverte S.A. de C.V. 2019
- [46] J. W. Giachino, W. Weeks and J. M. A. García. *Técnica y práctica de la soldadura*. España. Editorial Reverte S.A. de C.V. 2023
- [47] B. H. Segundo and I. U. Joaquín. *Introducción al conocimiento de materiales*. UNED. 2014
- [48] O. H. R. Pérez. *Metalurgia de la soldadura*. Cuba. Editorial Universitaria. 2020
- [49] R. Singh. *Applied welding engineering: Processes, Codes and Standards*. USA. El Servier. 2016
- [50] S. E. Hughes. *A Quick Guide to Welding and Weld Inspection*. Cambridge, UK. Woodhead Publishing. 2009
- [51] J. R. Davis. *Corrosion of Weldments*. USA. ASM International. 2006
- [52] D. F. HANDBOOK. Mechanical Science. FSC-6910. U.S. Department of Energy. 1993
- [53] L. Lazzari and M. Pedferri. *Corrosion Science and Engineering*. Switzerland. Springer. 2018
- [54] J. C. McCormac and S. F. Csernak. *Diseño de Estructuras de Acero*. Alfaomega Grupo Editor, S.A. de C.V. 2013
- [55] F. C. Cambell. *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*. San Diego, CA, USA. El Servier. 2006
- [56] AWS. *Tecnología de Inspección de Soldadura Módulo 3 – Procesos de Unión y Corte de Metales, Preparación, Program Certified Welding Inspector AWS*. American Welding Society. 2008
- [57] R. Milner and R. L. Apps. *Introduction to Welding and Brazing*. 1. Oxford. Pergamon Press. 1968
- [58] J. E. Gordon. *The New Science of Strong Materials*. 2. Londres. 1976
- [59] J. F. Lancaster. *Welding Metallurgy*. 4. Londres. Allen and Unwin. 1987
- [60] ANSI. *Recommended Practice For Gas Metal Metal Arc Welding*. American National Standard Institute. 1989
- [61] R. A. Serway and J. John W. Jewett. *Physics for Scientists and Engineers*. 9. Cengage Learning. 2014
- [62] J. E. Murúa and C. L. Cabrera. *Introducción al electromagnetismo* Universidad de Santiago de Chile. 2012
- [63] S. Burbano. *Física general*. Editorial Tebar. 2003
- [64] L. Estrada. *Electromagnetismo sin (demasiadas) vueltas*. 1ra Ed. Buenos Aires. Eudeba. 2022
- [65] R. M. Álvarez and M. J. R. Yunta. *Química, un proyecto de la ACS*. Reverté. 2005
- [66] J. Vega and S. Vega. *Electricidad y magnetismo para ingenieros*. 1ra Ed. Ciudad de México. Grupo Editorial Patria. 221

- [67] J. V. Pérez and S. V. Pérez. *Electromagnetismo: Serie Universitaria Patria*. México. Grupo Editorial Patria. 2014
- [68] A. S. Soto. *Electromagnetismo*. 2da. Colombia. Universidad de Antioquia. 2021
- [69] J. G. Roederer. *Electromagnetismo elemental*. 2da. Ciudad de Buenos Aires. Eudeba. 2020
- [70] A. W. S. (AWS), D1.1. *Structural welding code-- steel AWS D1.1*. 2006.
- [71] ASTM, G0001-03. *Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens*. 2003.
- [72] ASTM, E0384-99E01 *Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. 1999.
- [73] ASTM, E0008-04 *Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. 2004.
- [74] ASTM, G0061-86R03 *Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys*.
- [75] BorTec. *What is Pearlite de-f-i-n-i-tion and more* [en línea]. Disponible en: <https://bortec-group.com/glossary/pearlite/>:<https://bortec-group.com/glossary/pearlite/> [Consultado 2024].
- [76] K. Easterling. *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. Vol 2. Reino Unido. Butterworth-Heinemann Ltd. 2013
- [77] J. Li and W.Liu. *Effects of high magnetic field on isothermal pearlite transformation and microstructure in a hypereutectoid steel*. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**. 362(159-164), 2014.
- [78] Y. D. Zhang, C. Esling, M. L. Gong, G. Vincent, X. Zhao and L. Zuo. *Microstructural features induced by a high magnetic field in a hypereutectoid steel during austenitic decomposition*. **Scripta Materialia**. 54(11), 1897-1900, 2006.
- [79] J. Song, Y. Zhang, X. Zhao and L. Zuo. *Effects of high magnetic field strength and direction on pearlite formation in Fe-0.12% C steel*. **J Journal of Materials Science**. 43(18), 6105-6108, 2008.
- [80] F. R. Orozco Roldán and C. López Gálvez. *Soldadura en atmósfera natural 2.ª edición*. Ediciones Paraninfo, S.A. 2019
- [81] T. M. Tritt. *Thermal Conductivity: Theory, Properties, and Applications*. London, Moscow. Springer US. 2006
- [82] M. d. C. Ramírez-López, R. García-Hernández, F. F. Curiel-López and V. H. López-Morelos. *Analysis of grain growth in the heat-affected zone in welding of microalloyed carbon steels*. **MRS Advances**. 7(33), 1038-1043, 2022.
- [83] D. H. McIntyre. *Quantum Mechanics*. Cambridge. Cambridge University Press. 2022
- [84] ASTM, ASTM E112-13. *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*. 2021.
- [85] Ø. Grong. *Metallurgical Modelling of Welding*. 2nd. Michigan, U.S.A. Institute of Materials. 1997
- [86] R. T. J. A. Palma. *Ciencia y Técnica de la Soldadura*. Buenos aires. Conarco. 1983
- [87] E. Turkdogan. *Chemical Metallurgy of Iron and Steel*. **J Iron Steel Institute, London**. 153, 1973.
- [88] F. Sabry and G. Costa. *Levitación Magnética: La física completa del tren más rápido jamás construido*. Mil Millones De Conocimientos [Spanish]. 2022
- [89] P. Sarobol, W.-H. Chen, A. E. Pedigo, P. Su, J. E. Blendell and C. A. Handwerker. *Effects of local grain misorientation and β -Sn elastic anisotropy on whisker and hillock formation*. **Journal of Materials Research**. 28(5), 747-756, 2013.
- [90] M. R. Kamali, L. P. Karjalainen, A. R. Mashregi, S. Hasani, V. Javaheri and J. Kömi. *Reobservations of ferrite recrystallization in a cold-rolled ordered Fe-50Co-10V alloy using the EBSD method*. **J Materials Characterization**. 15(8),109962, 2019.

- [91] Z. Boumerzoug, C. Derfouf and T. J. E. Baudin. *Effect of welding on microstructure and mechanical properties of an industrial low carbon steel*. **Engineering**. 2(7), 502, 2010.
- [92] R. Unnikrishnan, S. M. Northover, H. Jazaeri and P. J. Bouchard. *Investigating plastic deformation around a reheat-crack in a 316H austenitic stainless steel weldment by misorientation mapping*. **J Procedia Structural Integrity**. 2,3501-3507, 2016.
- [93] W. D. Callister and D. G. Rethwisch. *Ciencia e ingeniería de materiales*. Reverte. 2019
- [94] H.-H. Lai and W. Wu. *Practical examination of the welding residual stress in view of low-carbon steel welds*. **Journal of Materials Research and Technology**. 9(3), 2717-2726, 2020.
- [95] A. Ruiz, K. J. Fuentes-Corona, V. H. López and C. A. León. *Microstructural and ultrasonic characterization of 2101 lean duplex stainless steel welded joint*. **Applied Acoustics**. 11(7),12-19, 2017.
- [96] F. B. Susetyo, Y. Sari and Y. Setiawidi. *The Effect of Nickel Addition on the Mechanical Properties of Low Carbon Steel Welded Joints*. **SINTEK JURNAL**. 15(1), 11-16, 2021.
- [97] F. M. Al-Saraireh. *The Effect of Current and Voltage on Mechanical Properties of Low Carbon Steel Products*. **IJMET**. 9(3), 134–142 2018.
- [98] J. Y. Song, Y. D. Zhang, X. Zhao and L. Zuo. *Effects of high magnetic field strength and direction on pearlite formation in Fe–0.12%C steel*. **J Mater Sci**. 4(3),6105–6108 2008.
- [99] I. Guzman-Flores, B. Vargas-Arista, J. J. Gasca-Dominguez, C. E. Cruz-Gonzalez, M. A. González-Albarrán and J. d. Prado-Villasana. *Effect of Torch Weaving on the Microstructure, Tensile and Impact Resistances, and Fracture of the HAZ and Weld Bead by Robotic GMAW Process on ASTM A36 Steel*. **Soldagem & Inspeção**. 22(1), 72-86, 2017.
- [100] J. M. Giarola, J. W. Calderon-Hernández, F. F. Conde, J. B. Marcomini, H. de Melo, J. Avila, W. W. Bose Filho and Performance. *Corrosion behavior and microstructural characterization of friction stir welded API X70 steel*. **J Journal of Materials Engineering Performance** 30,5953-5961, 2021.
- [101] B. H.S. and I. U. J. *Introducción al conocimiento de materiales*. España. UNED. 2014
- [102] P. Alcalde San Miguel. *Electrotecnia*. Ediciones Paraninfo, S.A. 2014
- [103] Z. S. Costa, C. T. Meneses, B. Castro, F. S. Serpa, E. Franceschi, G. R. Borges, C. Dariva and G. R. Salazar-Banda. *Influence of magnetic field on barium sulfate incrustation from aqueous solutions*. **J Heliyon**. 5(7), 2019.
- [104] X. Liu, J. Cui, E. Wang and J. He. *Influence of a low-frequency electromagnetic field on precipitation behavior of a high strength aluminum alloy*. **J Materials Science Engineering: A**. 402(1-2), 1-4, 2005.
- [105] R. Chen, H. Kong, J. Luan, A. Wang, P. Jiang, C. J. M. S. Liu and E. A. *Effect of external applied magnetic field on microstructures and mechanical properties of laser welding joint of medium-Mn nanostructured steel*. 7(92),139787, 2020.
- [106] K. Jackson and B. Chalmers. *Kinetics of solidification*. **J Canadian Journal of Physics**. 34(5), 473-490, 1956.
- [107] J. Jonas and I. Weiss. *Effect of precipitation on recrystallization in microalloyed steels*. **J Metal Science**. 13(3-4), 238-245, 1979.
- [108] T. Chandra, I. Weiss and J. Jonas. *Effect of Static Recrystallization on the Growth of Nb (CN) in a 0.07% Nb HSLA Steel*. **J Canadian Metallurgical Quarterly**. 20(4), 421-428, 1981.

- [109] H. Ohtsuka. *Structural control of Fe-based alloys through diffusional solid/solid phase transformations in a high magnetic field*. **J Science Technology of Advanced Materials**. 1(9), 13004, 2008.
- [110] E. Ohaeri, J. Omale, U. Eduok, J. Szpunar, M. Arafin and F. Fazeli. *Effect of Microstructure and Texture Evolution on the Electrochemical Corrosion Behavior of Warm-Rolled API 5L X70 Pipeline Steel*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 51(5), 2255-2275, 2020.
- [111] C. Wu, F. Yang and J. J. P. o. t. I. o. M. E. Gao, Part B: Journal of Engineering Manufacture. *Effect of external magnetic field on weld pool flow conditions in high-speed gas metal arc welding*. **J Engineering Manufacture**. 230(1), 188-193, 2016.
- [112] O. Vega, J. Hallen, A. Villagomez and A. Contreras. *Effect of multiple repairs in girth welds of pipelines on the mechanical properties*. **J Materials Characterization**. 59(10), 1498-1507, 2008.
- [113] D. Angeles-Herrera, A. Albiter-Hernández, R. Cuamatzi-Meléndez and J. L. González-Velázquez. *Fracture toughness in the circumferential–longitudinal and circumferential–radial directions of longitudinal weld API 5L X52 pipeline using standard C(T) and nonstandard curved SE(B) specimens*. **International Journal of Fracture**. 188(2), 251-256, 2014.
- [114] X.-M. Wang, W. Zhao, K. Chen and Z. Li. *Effects of Welding Heat input on Microstructure and Corrosion Characterization in CG HAZ of X80 Pipeline Steel*. **J Archives of Metallurgy and Materials**. 659-671, 2023.
- [115] P. Bai, S. Zheng and C. Chen. *Electrochemical Characteristics of the Early Corrosion Stages of API X52 Steel Exposed to H₂S Environments*. **J Materials Chemistry Physics**. 14(9),295-301, 2015.
- [116] W. Yu. *Comparative study of corrosion inhibition effect on steel rebars in carbonated concrete-pore-solutions: Tolyltriazole vs. sodium phosphate*. **J International Journal of Electrochemical Science**. 19(1), 100442, 2024.
- [117] W. D. Callister. *Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales. Volumen I*. U.S.A. Reverte. 2020
- [118]
- [119] R. E. Smallman and A. H. W. Ngan. *Modern Physical Metallurgy*. ElServier. 2014
- [120] W. D. Callister and D. G. Rethwisch. *Ciencia e ingeniería de materiales*. 9na. España. Reverte. 2019
- [121] A. T. Betancur, J. D. Osorio and H. P. J. S. e. t. Gómez. *Efecto del tratamiento térmico post soldadura sobre la microestructura del acero inoxidable grado cabnm para la construcción de rodetes hidráulicos*. 4(36), 901-906, 2007.
- [122] W. D. Callister and D. G. Rethwisch. *Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Integrated Approach*. Wiley. 2020
- [123] J. R. G. I. L. Bercero, S. B. Herrero and A. M. C. López. *Introducción al conocimiento de los materiales y a sus aplicaciones*. España. Universidad Nacional de Educación a Distancia. 2010
- [124] O. F. Higuera Cobos, J. L. Tristanchó Reyes and L. C. Florez Garcia. *Transformación isotérmica en aceros*. **Scientia Et Technica**. 13(36), 437-441, 2017.
- [125] F. R. Morral, P. Molera and E. Jimeno. *Metalurgia general. II*. España. Editorial Reverté S.A. de C.V. 2021
- [126] A. G. Arias. *¿Qué es el magnetismo?* 1ra. España. Europa Artes Gráficas S.A. 2001
- [127] A. V. Giraldo and R. A. Sierra. *Ciencia de los metales*. Universidad de Antioquia. 2020
- [128] E. P. DeGarmo, J. T. Black and R. A. Kohser. *Materiales y procesos de fabricación*. Reverté. 1988

- [129] A. W. Society. *AWS D1. 1/D1. 1M:2020, Structural Welding Code Steel: 2020*. American Welding Society. 2020
- [130] J. Frankel, A. Abbate and W. Scholz. *The effect of residual stresses on hardness measurements*. **Experimental Mechanics**. 33(2), 164-168, 1993.
- [131] X. Chen, J. Yan, A. M. J. M. S. Karlsson and E. A. *On the determination of residual stress and mechanical properties by indentation*. 416(1-2), 139-149, 2006.
- [132] Z. Ma, Y. Zhou, S. Long and C. Lu. *Residual stress effect on hardness and yield strength of Ni thin film*. **J Surface coating Technology**. 20(7),305-309, 2012.
- [133] I. S. d. CV. *Acero 9840* [en línea]. Disponible en: <https://iirsacero.com.mx/acero-9840/#:https://iirsacero.com.mx/acero-9840/#> [Consultado 2023].
- [134] G. Biggiero, A. Borruto and I. J. I. j. o. h. e. Taraschi. *Effects of hydrogen charging methods on ductility and fracture characteristics of AISI 9840 steel*. 20(6), 465-470, 1995.
- [135] A. Bag, K. Ray and E. Dwarakadasa. *Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels*. **J Metallurgical Materials Transactions A**. 30,1193-1202, 1999.
- [136] O. R. Terrazas, K. O. Findley and C. J. Van Tyne. *Influence of martensite morphology on sheared-edge formability of dual-phase steels*. **J ISIJ International**. 57(5), 937-944, 2017.
- [137] W. Huo, T. Sun, L. Hou, W. Zhang, Y. Zhang and J. Zhang. *Effect of heating rate during solution treatment on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of high-strength AA 7075 alloy*. **J Materials Characterization**. 16(7)110535, 2020.
- [138] P. K. Katiyar, S. Sangal and K. Mondal. *Effect of various phase fraction of bainite, intercritical ferrite, retained austenite and pearlite on the corrosion behavior of multiphase steels*. **J Corrosion Science**. 17(8),109043, 2021.

María del Carmen Ramírez López

CONTROL DEL CRECIMIENTO DE GRANO CON APLICACIÓN SIMULTANEA DE CAMPOS MAGNÉTICOS EXTERNOS DURANT...

Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo

Detalles del documento

Identificador de la entrega

trn:oid:::3117:438490733

Fecha de entrega

11 mar 2025, 10:05 a.m. GMT-6

Fecha de descarga

11 mar 2025, 10:19 a.m. GMT-6

Nombre de archivo

CONTROL DEL CRECIMIENTO DE GRANO CON APLICACIÓN SIMULTANEA DE CAMPOS MAGNÉTICO....pdf

Tamaño de archivo

34.6 MB

219 Páginas

63,796 Palabras

322,457 Caracteres

23% Similitud general

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

Fuentes principales

- 22%  Fuentes de Internet
- 7%  Publicaciones
- 0%  Trabajos entregados (trabajos del estudiante)

Marcas de integridad

N.º de alertas de integridad para revisión

-  **Caracteres reemplazados**
101 caracteres sospechosos en N.º de páginas
Las letras son intercambiadas por caracteres similares de otro alfabeto.
-  **Texto oculto**
1052 caracteres sospechosos en N.º de páginas
El texto es alterado para mezclarse con el fondo blanco del documento.

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

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

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

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



A quien corresponda,

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

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

Datos del manuscrito que se presenta a revisión		
Programa educativo	Doctorado en ciencias en metalurgia y ciencias de los materiales	
Título del trabajo	"Control del crecimiento de grano con aplicación simultanea de campos magnéticos externos durante la soldadura de acero de bajo contenido de carbono, acero microaleado api 5l x52 y acero 9840"	
	Nombre	Correo electrónico
Autor/es	María del Carmen Ramírez López	2026722g@umich.mx
Director	Víctor Hugo López Morelos	vhlopez@umich.mx
Codirector		
Coordinador del programa		

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

Formato de Declaración de Originalidad y Uso de Inteligencia Artificial

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



Uso de Inteligencia Artificial		
Rubro	Uso (sí/no)	Descripción
Traducción al español	No	
Traducción a otra lengua	No	
Revisión y corrección de estilo	No	
Análisis de datos	No	
Búsqueda y organización de información	No	
Formateo de las referencias bibliográficas	No	
Generación de contenido multimedia	No	
Otro	No	

Datos del solicitante	
Nombre y firma	María del Carmen Ramirez López
Lugar y fecha	Morelia, Michoacán a 07 de marzo del 2025