



**Universidad
Michoacana de San
Nicolás de Hidalgo**



**Instituto de Investigación en Metalurgia y
Materiales**

**Efecto de los campos magnéticos en la soldadura
del acero inoxidable austenítico AISI-347**

**TESIS QUE PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN
CIENCIAS EN METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS
MATERIALES**

PRESENTA:

M.C. VENTURA LILIA CRUZ HERNÁNDEZ

ASESOR:

DR. RAFAEL GARCÍA HERNÁNDEZ

COASESOR:

DR. VÍCTOR HUGO LÓPEZ MORELOS

Morelia, Mich., febrero 2018.

Agradecimientos

Gracias a Dios y a quienes me han apoyado a llegar este punto de mi vida; muy esencialmente a mi amadísimo esposo, *Marco A. García* quien siempre me dio su apoyo para lograr este objetivo en mi vida.

A mi familia; mis padres *Jerónimo Cruz* y *Gloria Hernández*. A mis hermanos; German, Rubén, Jerónimo y Omar. A cada una de mis cuñadas y principalmente a mis queridos sobrinos por su amor y motivación.

A mis profesores, evaluadores y amigos, al Dr. *Rafael García* y Dr. *Víctor H. López* quienes siempre estuvieron para apoyarme. A los técnicos de laboratorios y equipos del **IIMM** por su disponibilidad. A la **UMSNH** por abrigarme como una Nicolaíta.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT), por el apoyo económico brindado para poder realizar mis estudios de posgrado.

Al el Centro de Investigación en Corrosión (*CICORR*) de la Universidad Autónoma de *Campeche* (UAC). Especialmente al Dr. *Jorge A. Gonzales* por su asesoría para poder desarrollar la parte de corrosión.

Índice general

Contenido

Lista de figuras.	v
Lista de tablas.	x
Lista de símbolos y abreviaciones.	xi
Resumen.....	xiv
Abstract.....	xv
CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN.....	1
1.1 Introducción.....	1
1.2 Justificación.....	3
1.3 Objetivo general	4
1.3.1 Objetivos particulares.....	4
1.4 Hipótesis.....	5
CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO Y REVISIÓN DE LA LITERATURA	6
2.1 Investigaciones sobre el AIA 347.....	6
2.2 Aspectos generales de los AIA y particulares de los AIA 347	8
2.2.1 Metalurgia de los AIA.....	8
2.2.1.1 Diagrama de equilibrio del sistema Fe-Cr-Ni en los AIA.....	9
2.2.1.2 Efecto de la composición química	10
2.2.1.3 Precipitación de carburos en los AIA estabilizados con niobio.....	11
2.2.2 Transformaciones de fase de los AIA.....	14
2.2.3. Solidificación de los AIA en la soldadura en la zona de fusión.....	15
2.2.4 Metalurgia de la soldadura de los AIA estabilizados con niobio	16
2.2.5 Propiedades mecánicas de los AIA estabilizados con niobio	19
2.2.6 Propiedades físicas de los AIA estabilizado con niobio	20

2.2.7 Influencia de los campos magnéticos en los AIA	21
2.2.7.1 Efecto de CEME sobre la soldadura; la forma del arco y la estructura.....	22
2.2.7.2 Campo magnético axial	23
2.2.7.3 Efecto del CEME sobre la transferencia por goteo	24
2.2.7.4 Efecto de CEME sobre la calidad de la soldadura	24
2.2.7.5 Efecto del CEME sobre la solidificación de la pileta de la pileta de la soldadura y desarrollo de la soldadura.....	25
2.8 Corrosión localizada	29
2.8.1 Susceptibilidad a la corrosión intergranular	29
2.8.2 Evaluación de la susceptibilidad a la corrosión intergranular	32
2.8.3 Resistencia a la corrosión por picadura (RCP)	33
2.9 Influencia de la temperatura sobre la resistencia a la corrosión localizada	35
CAPÍTULO III. METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	36
3.1 Metal base y metal de aporte.....	36
3.2 Proceso de soldadura	36
3.3 Distribución y selección de las soldaduras para la caracterización.....	39
3.4 Caracterización microestructural.....	40
3.4.1 Microscopía óptica (MO)	40
3.4.1.1 Medición de las zonas de la soldadura	41
3.4.1.2 Determinación del modo de solidificación y el porcentaje de ferrita delta presente .	42
3.4.2 Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	42
3.4.3 Microscopía electrónica de transmisión (MET).....	43
3.5 Caracterización estructural.....	43
3.5.1 Caracterización estructural por difracción de rayos X.....	43
3.6 Tratamiento térmico de solubilizado (TTS).....	44

3.7 Caracterización mecánica	44
3.7.1 Microdureza Vickers	45
3.7.2 Ensayo de tensión.....	45
3.7.3 Ensayo de impacto	46
3. 8 Caracterización electroquímica	47
3.8.1 Evaluación del grado de sensibilización (GDS)	48
3.8.2 Evaluación de la resistencia a la corrosión localizada por picadura (RCP)	49
3.8.3 Determinación de la temperatura crítica de picado (TCP).....	50
CAPÍTULO IV. ANÁLIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS	52
4.1 Caracterización por microscopía óptica (MO)	52
4.1.1. Caracterización del MB.....	52
4.2 Caracterización de las juntas soldadas.....	53
4.2.1 Apariencia superficial.....	53
4.3 Microscopía electrónica de barrido (MEB)	65
4.3.1. Caracterización del metal base.....	65
4.3.2 Caracterización microestructural del MB por un TTS	66
4.3.3 Caracterización microestructural de las soldaduras mediante MEB.....	67
4.4 Caracterización estructural del MB, material TTS y soldaduras	78
4.5 Caracterización por microscopía electrónica de transmisión (MET)	80
4.6 Evaluación de propiedades mecánicas.....	86
4.6.1 Microdureza en el tratamiento térmico de solubilizado	86
4.6.2 Microdureza en las soldaduras.....	87
4.6.3 Resistencia a la tensión del MB y del material TTS	92
4.6.4 Resistencia a la tensión de las juntas soldadas	93
4.6.5 Resistencia al impacto del MB, material TTS y soldaduras.....	97

4.6.6 Fractografía de los ensayos de tensión en el MB y material TTS	100
4.6.7 Fracturas producto del ensayo de impacto	104
4.7 Caracterización electroquímica.....	107
4.7.1 Determinación del electrolito en el MB.....	107
4.7.2 Resistencia a la corrosión intergranular del MB y TTS.....	110
4.7.3 Resistencia a la corrosión intergranular de las soldaduras.....	113
4.7.4 Resistencia a la corrosión por picado de las soldaduras	122
4.7.5 Temperatura crítica de picado del MB y uniones soldadas.....	132
CAPÍTULO V. CONCLUSIONES	134
CAPÍTULO VI. RECOMENDACIONES	137
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	138
ANEXO	155
Artículos resultados del presente trabajo	155

Lista de figuras

Capítulo II.....	3
Figura 2.1. Sección del diagrama ternario Fe-Cr-Ni con un 70 %Fe [41, 42].	9
Figura 2.2. Efecto del endurecimiento por solución sólida en los AIA [16, 17]......	10
Figura 2.3. Precipitación de la fase sigma en diferentes AIA a 700 °C [56].	13
Figura 2.4. Representación esquemática de los modos de solidificación de los AIA [48, 72, 73].	16
Figura 2.5. a) Diagrama de Schaeffler, b) Diagrama del Consejo de Investigación en Soldadura WRC-1992.....	18
Figura 2.6. Principales transformaciones que se presentan en los AIA entre temperatura ambiente y el estado líquido [84]......	19
Figura 2.7. Influencia de los campos magnéticos sobre la forma del arco: a) sin campo, b) corona de campos magnéticos, c) CEMA, d) CEML, e) CEMT, f) CEMR.	23
Figura 2.8. Efecto del gradiente de temperatura (G) y velocidad de crecimiento (R) sobre la morfología y el tamaño de la microestructura solidificada [135]......	28
Figura 2.9. Diagrama esquemático que muestra de forma secuencial la aparición de las zonas empobrecidas en Cr en relación con la intergranular precipitación de NbC [7].	31
Figura 2.10. a) Inicio de la picadura y disolución del metal, b) potencial y pH existente durante la picadura en el acero en una solución con iones cloruro [20].	34
Capítulo III.....	23
Figura 3.1. Geometría y dimensiones de la junta.	37
Figura 3.2. Arreglo experimental para la aplicación del CEME; a) CEMA y b) CEMP.....	38
Figura 3.3. Cortes transversales para las diferentes caracterizaciones de las juntas soldadas.	39
Figura 3.4. Posición de los cortes transversales para la caracterización de las soldaduras para CEMP (I, C, F) y CEMA (C).	40
Figura 3.5. Perfil trasversal de una soldadura indicando las áreas medidas.	41
Figura 3.6. Perfil trasversal de las soldaduras que se utilizaron para la medición de las zonas indicadas en la figura 3.5.....	42

Figura 3.7. a) Ciclo térmico del AIA-347 con diferentes tiempos de permanencia y b) tamaño de grano promedio del AIA 316 bajo TTS [83].	44
Figura 3.8. Barrido de microdureza HV ₁₀₀ realizado a la soldadura.	45
Figura 3.9. Dimensiones de las probetas del ensayo de tensión uniaxial.	46
Figura 3.10. Diseño y dimensiones de las probetas para el ensayo Charpy.	47
Figura 3.11. Secciones consideradas para el análisis electroquímico; ZAT, ZRG y MS.	47
Figura 3.12. Configuración de la celda electroquímica para evaluar el GDS y la RCP.	48
Figura 3.13. Curvas típicas por medio del ensayo, RPDC para un material a) sensibilizado y b) no sensibilizado.	49
Figura 3.14. Curvas características del ensayo de polarización potenciodinámica. a) Determinación del diferencial de picado y b) no se establece potencial de picado.	50
Figura 3.15. Configuración de la celda electroquímica para determinar la TCP.	51
Capítulo IV	52
Figura 4.1. Micrografías por MO del MB donde se muestra a) distribución del tamaño de grano tanto longitudinal, transversal y vista superior. b) Vista cara lateral paralela de la dirección de la laminación a menor magnificación.	52
Figura 4.2. Apariencia superficial de la corona de las soldaduras obtenidas sin CEME (0 mT), con CEMA (3 y 5 mT) y con CEMP (2, 4 y 6 mT).	54
Figura 4.3. Macrografías de los perfiles transversales de las juntas soldadas con CEMA y CEMP.	55
Figura 4.4. Metal base fundido vs área (ZS, ZCG, ZAT) de las soldaduras obtenidas con CEMA.	56
Figura 4.5. Metal base fundido vs área (ZS, ZCG, ZAT) de la soldadura con CEMP en la posición C.	57
Figura 4.6. Micrografías de soldaduras obtenidas sin CEME (0 mT) y con CEMA.	59
Figura 4.7. Frecuencia acumulada del tamaño de grano de la ZRG de las juntas soldadas con CEMA.	60
Figura 4.8. Micrografías de las juntas soldaduras con CEMP tomadas de la parte inicial (I), centro (C) y fin (F) de la placa.	61
Figura 4.9. Micrografías de las juntas soldaduras con CEMP.	62

Figura 4.10. Frecuencia acumulada del tamaño de grano de la ZRG de las juntas soldadas con CEMP. a) de la sección inicio (I), b) centro (C) y c) final (F).	64
Figura 4.11. Caracterización del MB por MEB.....	65
Figura 4.12. Microestructuras del MB con tratamiento térmico de solubilizado y EDX de NbC.	66
Figura 4.13. Caracterización de la soldadura con 0 mT.....	68
Figura 4.14. a) Carburos de NbC en la zona de refinamiento de grano y b) EDX del NbC.	69
Figura 4.15. Maclas en la soldadura sin la aplicación CEME (0 mT) en la ZRG.	69
Figura 4.16. Soldadura con a) 3 mT, b) 15 mT y c) el barrido de la composición química a lo largo de la línea indicada en el a).	70
Figura 4.17. a) Micrografía en el MS de la junta soldada con 3 mT con CEMA y b) EDX del MnO indicado en el a).	71
Figura 4.18. Caracterización microestructural de la soldadura con 2 mT con CEMP; a) y b) ZRG, c) EDX de NbC de la imagen b), d) EDX de la fase ferrita delta identificada en la imagen b). e) y f) maclaje en la ZRG.	72
Figura 4.19. Microestructura de 4 mT-C con CEMP en el MS, b) y c) EDX.	73
Figura 4.20. a) Soldadura de la condición con 4 mT-F con CEMP y b) metal de soldadura. Así como los EDX c), d) y f) indicados en la micrografía b) del MS.	74
Figura 4.21. a) Soldadura de la condición 6 mT-I del MS, b) EDX de NbC de la imagen del inciso a). c) precipitados en el MS de la soldadura de 6 mT-I, d) Mapeo de la imagen del c).	75
Figura 4.22. Difractograma del MB y tratado térmicamente por solubilización por 30, 60 y 90 min.	78
Figura 4.23. Difractogramas de las diferentes condiciones de soldadura; a) CEMA y b) CEMP.	79
Figura 4.24. Imágenes de maclas por MET del MB para a) y b). Además, el c) para la ZRG con 2mT de la junta soldada con CEMP.	81
Figura 4.25. Imágenes por MET; a) en la ZRG para 2 mT, donde se observan carburos de niobio precipitados al límite de dislocaciones y b) precipitación de $M_{23}C_6$ y NbC cerca del límite de grano y maclas de la condición 4 mT de la ZRG con CEMP.	82

Figura 4.26. Caracterización por MET de alta resolución del MB; a) austenita (γ), martensita (ϵ) y ferrita delta, b) patrón de difracción austenita, c) patrón de difracción de la martensita y d) patrón de difracción de la ferrita.	83
Figura 4.27. Caracterización por alta resolución por MET. a) Identificación de la fase Laves (Fe_2Nb) en el MB y su patrón de difracción en el inciso c), b) NbC en la ZRG-0mT y su patrón de difracción en el inciso d).	84
Figura 4.28. Caracterización por MET por alta resolución de la condición de la ZRG-15 mT, a) carburos de cromo del tipo M_{23}C_6 en la matriz austenítica y su patrón de difracción en el inciso b. patrón de difracción para el carburo de cromo y la fase austenita en el inciso c) y d) respectivamente.	85
Figura 4.29. Evolución del tamaño de grano y microdureza en función del TTS.	87
Figura 4.30. Comportamiento del material al ser penetrado por el indentador de microdureza en imágenes a 100x.	88
Figura 4.31. Variación en la microdureza en las diferentes regiones de las juntas soldaduras con CEMA.	89
Figura 4.32. Variación de la microdureza en las diferentes regiones de las juntas soldaduras con CEMP.	89
Figura 4.33. Barridos de microdureza de las juntas soldadas y la ZRG con CEMA.	91
Figura 4.34. Barridos de microdureza de las uniones juntas y la ZRG con CEMP.	91
Figura 4.35. Gráficas esfuerzo vs deformación del MB y el material TTS.	93
Figura 4.36. Fractura de la sección transversal de las juntas soldadas producto del ensayo de tracción uniaxial.	95
Figura 4.37. Comportamiento de la microestructura y los NbC después de la deformación producto del ensayo de tracción uniaxial.	95
Figura 4.38. Gráficas de esfuerzo vs deformación del MB y las soldaduras con CEMA.	96
Figura 4.39. Gráficas de esfuerzo vs deformación del MB y las soldaduras con CEMP.	96
Figura 4.40. Variación de la RMT y la energía absorbida al impacto en función de la condición de; a) material TTS, b) juntas soldadas con CEMA y c) CEMP.	99
Figura 4.41. Fractografía del MB y bajo condición de TTS con 30, 60 y 90 min de permanencia del ensayo de tensión y el espectro por EDX de la condición con 30 min.	101

Figura 4.42. Fractura del ensayo de tensión de las juntas soldadas con CEMA; 3 y 15 mT, y con CEMP; 2, 4 y 6 mT.	102
Figura 4.43. Óxidos de manganeso, silicio y NbC identificados en las fracturas del ensayo de tensión en las soldaduras con 0, 6 y 15 mT.	103
Figura 4.44. Fractografía de las muestras ensayadas por impacto del MB, de las soldaduras con 0 mT y con CEMA; 3, 15 mT y CEMP; 2, 4 y 6 mT.	105
Figura 4.45. Fracturas producto del ensayo por impacto de la condición con 4 mT con CEMP.	106
Figura 4.46. Evaluación del efecto de la composición de los electrolitos en la resistencia a la CIG; a) curvas de la RPDC y b) evaluación del GDS mediante la relación de I_r/I_a	108
Figura 4.47. Daño superficial de las muestras como se observa por MEB después de la prueba por RPDC del electrolito; a) E3 y b) E4.	109
Figura 4.48. Caracterización por MEB del metal base en condición de recibido después de la prueba de RPDC con el electrolito E4.	110
Figura 4.49. Evaluación del efecto del TTS en el acero AIA-347 sobre la resistencia a la CIG. a) Curvas de la RPDC y b) GDS mediante la relación I_r/I_a de las muestras tratadas térmicamente por TTS.	111
Figura 4.50. Caracterización por MEB del AIA 347 con TTS después de la prueba electroquímica de RPDC.	112
Figura 4.51. Curvas características de las pruebas de la RPDC de las soldaduras con CEMA; a) ZAT, b) ZRG y c) MS.	115
Figura 4.52. Efecto de la aplicación del CEMA durante la soldadura en el GDS.	116
Figura 4.53. Caracterización por MEB de las diferentes zonas de las juntas soldadas con CEMA; ZAT, ZRG y MS, después de la prueba electroquímica por RPDC.	117
Figura 4.54. Curvas características de las pruebas de la RPDC de las soldaduras con CEMP; a) ZAT, b) ZRG y c) MS.	119
Figura 4.55. Efecto de la aplicación del CEMP durante la soldadura en el GDS.	120
Figura 4.56. Caracterización por MEB de las diferentes zonas de las juntas soldadas con CEMP; ZAT, ZRG y MS, después de la prueba electroquímica por RPDC.	121
Figura 4.57. Curvas de la polarización potenciodinámica de las juntas soldadas con CEMA; a) ZAT, b) ZRG y c) MS.	123

Figura 4.58. Efecto de la condición de la soldadura con CEMA sobre la RCP de acuerdo con las curvas de polarización potenciodinámica del MB, ZAT y ZRG.....	125
Figura 4.59. Caracterización por MEB de las juntas soldadas con CEMA; ZAT, ZRG y MS después de la prueba de RCP.....	126
Figura 4.60. Curvas de la polarización potenciodinámica de las juntas soldadas con CEMA. a) ZAT, b) ZRG y c) MS.....	128
Figura 4.61. Efecto de la condición de la soldadura con CEMP sobre la RCP de acuerdo con las curvas de polarización potenciodinámica del MB, ZAT y ZRG.....	129
Figura 4.62. Caracterización por MEB de las soldaduras con CEMP; ZAT, ZRG y MS después de la prueba de RCP.	131
Figura 4.63. Caracterización por MEB de las soldaduras con CEMA; 0, 3 y 15 mT, y CEMP; 0, 2, 4, y 6 mT de la ZCG.	132
Figura 4.64. Grafica potencioestática de las zonas de las soldaduras con CEMA y del MB.	133
Figura 4.65. Grafica potencioestática de las zonas de la soldadura con CEMP y del MB.	133

Lista de tablas

Capítulo II	7
Tabla 2.1. Fases y precipitados de los AIA estabilizados con Nb.	14
Tabla 2.2. Modos de solidificación de los AIA.	15
Tabla 2.3. Propiedades mecánicas del acero inoxidable austenítico 347.....	20
Tabla 2.4. Propiedades físicas del AIA-347 [18].....	21
Capítulo III	23
Tabla 3.1. Composición química del AIA 347 y el electrodo ER-310 (% en peso).....	36
Tabla 3.2. Parámetros operativos del proceso de soldadura.....	39
Tabla 3.3. Condiciones para las corridas de DRX.	43
Tabla 3.4. Electrolitos utilizados para determinar la composición más conveniente para medir el GDS en el AIA 347.....	47

Lista de símbolos y abreviaciones

°C	Grados Celsius
μm	Micrómetro
A	Ampere
AC	Agrietamiento en caliente
AEM	Agitación electromagnética
AI	Acero inoxidable
AIA	Acero inoxidable austenítico
AID	Acero inoxidable dúplex
Ar	Argón
ATD	Análisis térmico diferencial
C	Carbono
CDEP	Corriente directa con electrodo positivo
CEM	Campo electromagnético
CEMA	Campo electromagnético axial
CEME	Campo electromagnético externo
CEML	Campo electromagnético longitudinal
CEMP	Campos electromagnéticos perpendiculares
CEMR	Campo electromagnético rotacional
CEMT	Campo electromagnético transversal
CIG	Corrosión intergranular
cps	Cuentas por segundo
Cl	Cloro
Cl ⁻	Iones de cloro
CM	Campo magnético
cm	Centímetro
CO ₂	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
Cr _{eq}	Cromo equivalente
<i>E</i>	Potencial

Ep	Potencial de picado
Ec	Potencial de corrosión
EDX	Espectroscopía de emisión de rayos-X por dispersión de la energía
EFA	Energía de falla de apilamiento
Ep	Potencial de picado
ESC	Electrodo saturado de calomel
G	Gradiente térmico
GDS	Grado de sensibilización
GMAW	Soldadura con arco metálico consumible y protección con gas
GTAW	Soldadura con gas de protección y electrodo de tungsteno
H ₂ SO ₄	Ácido sulfúrico
HCl	Ácido clorhídrico
HV	Microdureza Vickers
I	Corriente
i	Densidad de corriente en pruebas de resistencia a la corrosión
I _a	Corriente anódica en la activación
I _a	Pico de corriente máximo en la corriente de activación
IEM	Interacción electromagnética
I _r	Corriente anódica en la reactivación
I _r	Pico de corriente de reactivación
KSCN	Tiocianato de potasio
L	Líquido
L	Litros
LF	Línea de fusión
M ₂₃ C ₆	Carburos de cromo
MB	Metal base
MBF	Metal base fundido
MEB	Microscopía electrónica de barrido
MET	Microscopía electrónica de transmisión
min	Minutos
Mn	Manganeso

MO	Microscopio óptico
Mo	Molibdeno
MPa	MegaPascal
MS	Metal de soldadura
mT	MiliTesla
Nb	Niobio
NbC	Carburo de niobio
NbCN	Carbonitruros de niobio
Ni _{eq}	Níquel equivalente
nm	Nanómetro
R	Velocidad de crecimiento
RC	Resistencia a la corrosión
RCI	Resistencia a la corrosión intergranular
RCL	Resistencia a la corrosión localizada
RCP	Resistencia a la corrosión por picado
RPDC	Reactivación potenciodinámica de doble ciclo
RMT	Resistencia Máxima a la tensión
s	Segundos
T	Temperatura
T	Tesla
TG	Tamaño de grano
TT	Tratamiento térmico
TTE	Tratamiento térmico por envejecido
TTS	Tratamiento térmico de solubilizado
ZAT	Zona afectada térmicamente
ZCG	Zona de crecimiento de grano
ZRG	Zona de refinamiento de grano
ZS	Zona de segregación
γ	Fase austenita
δ	Fase ferrita
σ	Fase sigma

Resumen

Se soldaron placas de 7 mm de espesor de acero inoxidable austenítico estabilizado con niobio AISI-347 en condición de recibido (rolado caliente) por medio del proceso de soldadura por fusión con arco metálico y protección gaseosa usando el electrodo ER-310. Algunas juntas se soldaron de manera tradicional (0 mT) mientras que en otras se aplicó un campo electromagnético durante la soldadura con un arreglo axial (CEMA; 3 y 15 mT) y perpendicular (CEMP; 2, 4 y 6 mT) de las líneas de flujo magnético con respecto a la torcha de soldadura. Se realizó la caracterización macro y microestructural de las soldaduras y se relacionó con sus propiedades mecánicas y su comportamiento electroquímico. Se encontró una reducción en el tamaño de la zona afectada térmicamente (ZAT) para todas las condiciones de soldeo con interacción electromagnética (IEM) respecto de 0 mT. Además, la reducción en el tamaño de grano en la zona de refinamiento de grano (ZRG) fue mayor para la junta soldada con 3 mT respecto a la de 0 mT. Por medio de microscopía electrónica de barrido (MEB) se identificaron partículas de NbC, NbCN y $M_{23}C_6$ en el metal base (MB). La dilución del MB dio lugar a la presencia de NbC y NbCN en el metal de soldadura (MS). Por medio de microscopía electrónica de transmisión (MET) se caracterizó el MB y la ZRG. Para el MB se observó una matriz austenítica (γ) con la precipitación de ferrita (δ), martensita (ϵ) y fases laves. Además, en la ZRG para 0 y 15 mT se identificó la presencia de NbC y $M_{23}C_6$. Respecto a las propiedades mecánicas, la microdureza varió en función del tamaño de grano, la precipitación de NbCN, la presencia de ferrita, óxidos y maclas. La resistencia a la tensión y la energía absorbida al impacto registraron valores cercanos al metal de aporte (ER-310) y la falla en el ensayo de tensión ocurrió en el MS. Para la caracterización electroquímica se determinó que el electrolito 1M H_2SO_4 + 0.5M HCl permite detectar pequeños grados de sensibilización (GDS) en el acero inoxidable AISI-347. Así, este se utilizó para evaluar el GDS en las juntas soldadas. La resistencia a la corrosión se mejoró al disminuir el GDS para 3 y 15 mT (CEMA) y para 4 y 6 mT (CEMP) respecto del MB y 0 mT. En el MS no se detectó sensibilización. Los resultados de resistencia a la corrosión por picado (RCP), evaluados con una solución acuosa con 3.5%NaCl, revelaron que el uso de campos magnéticos incrementa la RCP en la ZRG y ZAT para ambos modos de aplicación del campo magnético. En el MS no se alcanzó un potencial de picado debido al alto contenido de Cr del electrodo. La caracterización microestructural, mecánica y a la corrosión de las juntas soldadas indican que la aplicación de la IEM de baja intensidad durante el soldeo es una alternativa atractiva para mejorar su rendimiento.

Palabras claves: aceros inoxidables austeníticos, campo electromagnético, carburos de niobio, zona afectada térmicamente, grado de sensibilización.

Abstract

Plates of as-received (hot rolled) Nb-stabilized AISI-347 austenitic stainless steel, 7 mm in thickness, were gas metal arc welded using an ER-310 filler wire. Some joints were plainly welded (0 mT) whereas in others an electromagnetic field (EMF) was applied during welding with an axial (AEMF; 3 and 15 mT) and a perpendicular (PEMF; 2, 4 and 6 mT) orientation of the magnetic flow lines with reference to the welding torch. The macro and microstructural characterization of the welds was performed and it was related to their mechanical and electrochemical behavior. The findings revealed a reduction in the extent of the heat affected zone (HAZ) for all the joints welded with electromagnetic interaction (EMI) in comparison to the plain weld (0 mT). Besides, the reduction of the grain size in the grain refinement zone (GRZ) was larger for the 3 mT weld with respect to the 0 mT welding condition.

Particles of NbC, NbCN y $M_{23}C_6$ were detected and identified in the as-received base metal (BM) by scanning electron microscopy (SEM). The dilution of the BM into the weld pool gave rise to the presence of NbC and NbCN in the weld metal (WM). Characterization of the BM and GRZ by transmission electron microscopy (TEM) revealed the precipitation of ferrite (δ), martensite (ϵ) and Laves phase in the austenitic matrix of the BM. In addition, the presence of NbC y $M_{23}C_6$ particles was confirmed in the GRZ for the 0 and 15 mT welded joints. Regarding the mechanical properties, microhardness varied as a function of the grain size, precipitation of NbCN and the presence of oxides, ferrite and twins. Tensile strength and impact energy absorbed registered values close to those of the ER-310 filler metal. Failure of the tensile specimens occurred in the WM. Assessment of the electrolyte composition indicated that the solution 1M H_2SO_4 + 0.5M HCl discloses very low degrees of sensitization (DOS) in the AISI-347 stainless steel. Thus, it was used to evaluate the DOS of the welded joints. A decrease in the DOS was measured for the welds obtained with 3 and 15 mT (AEMF) and for 4 and 6 mT (PEMF) indicating an improvement in the corrosion resistance of these welds. The WM showed null sensitization. Pitting corrosion resistance (PCR), as measured with a 3.5%NaCl solution, revealed that the use of magnetic fields either axial or perpendicular increases this property in the GRZ and ZAT. The WM did not achieve the pitting potential due to the high Cr content in the filler wire. The microstructural, mechanical and electrochemical characterization of the welded joints indicate that the application of EMI of low intensity during welding appears as an attractive fashion to improve their performance.

CAPÍTULO I. INTRODUCCIÓN

1.1 Introducción

El acero inoxidable austenítico (AIA) 347 es un acero estabilizado con Nb, constituido por una matriz austenítica con ferrita en bajos porcentajes. Este acero es ampliamente utilizado en componentes diseñados para alta temperatura aplicados en reactores nucleares, calderas, calentadores y reactores químicos [1-4], así como en aplicaciones en la industria petrolera, refinerías, intercambiadores de calor en centrales termo-eléctricas [5], en válvulas de carga, en las instalaciones de almacenamiento de gas natural licuado [6], debido a su buena resistencia a la corrosión y a la termofluencia. La principal característica de estas aleaciones es la de mantener buenas propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión en comparación con los AIA debido a la presencia de Nb, el cual reduce el fenómeno de sensibilización e incrementa la resistencia a la termofluencia como resultado de la formación de NbC [7]. La formación de carburos de niobio es termodinámicamente más favorable y ocurre en un amplio rango de temperaturas, comparada con la formación de carburos ricos en cromo del tipo $Cr_{23}C_6$ [8, 9]. La precipitación de NbC ocurre en los límites de grano, en límites de maclas no coherentes y dislocaciones [8, 10, 11]. Su crecimiento se favorece en dislocaciones en límites de grano extrínsecos y defectos topográficos [12]. Además, el Nb también tiene gran afinidad por el nitrógeno permitiendo la formación de NbCN, NbN y CrNbN, entre otros [13, 14]. Los carbonitruros reducen la susceptibilidad al agrietamiento por corrosión intergranular bajo esfuerzos y el fenómeno de sensibilización en los AIA al reducir la cantidad de C disponible para formar carburos ricos en cromo [13].

El AIA-347 se puede sensibilizar durante un proceso de soldadura. Sin embargo, cuando existe la cantidad suficiente de Nb los NbC precipitan inicialmente de manera intragranular e intergranular formándose zonas empobrecidas en Nb. Los átomos de C libres en solución sólida reaccionan con átomos de Cr en la región de menor contenido de Nb, facilitando las condiciones para que precipiten carburos ricos en cromo, de manera intergranular al presentarse las zonas empobrecidas en Cr. Por lo tanto, el proceso de sensibilización en el AIA-347 puede generarse en periodos de tiempo más prolongados [7].

Los AIA estabilizados contienen un alto contenido de Nb y/o Ti, y una alta resistencia a la tensión debido a la precipitación intragranular de NbC, promoviendo el fortalecimiento del grano y la

matriz [15]. Sin embargo, en las regiones vecinas a los precipitados de NbC se promueve cavitación temprana y mínima ductilidad entre 600-800 °C [16].

Otra característica de estos materiales son las maclas donde el espaciado entre ellas no afecta la resistencia a la tensión porque la energía de falla de apilamiento (EFA) es la que controla la rapidez de endurecimiento por deformación y tiene poco o nulo efecto en la baja resistencia a la tensión [17]. Los espaciamientos pequeños entre maclas es una consecuencia de baja EFA lo que permite una alta rapidez de endurecimiento por deformación. El espaciado de maclas es más importante que el tamaño de grano en el control de la resistencia a la tensión, porque el efecto de la EFA controla la rapidez de endurecimiento por conformado mecánico. Sin embargo, una alta EFA en la austenita en los AIA donde hay pocas maclas, la resistencia a la tensión dependerá del tamaño de grano, siguiendo la relación de Petch y por este hecho al incrementar el tamaño de grano disminuye los valores de esfuerzo [18]. Además, los aceros inoxidable retienen una alta ductilidad y resistencia al impacto a baja temperatura. Por lo tanto, son usados en aplicaciones criogénicas [19]. La resistencia a la tensión incrementa a bajas temperaturas, mientras que a altas temperaturas el límite elástico y el esfuerzo máximo decrece para los AIA [20].

Dentro del campo de la investigación se han buscado alternativas para mejorar las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión. En este camino, el uso de campos magnéticos ha sido una alternativa con buenos resultados en los procesos de soldadura, mejorando la estabilidad del arco, la solidificación del metal de soldadura, mejora la apariencia del cordón de soldadura, la microestructura y las propiedades mecánicas [21, 22]. Además, el CEME ha tenido impacto sobre la forma del arco y en la ZAT [23]. El CEME puede ser constante o por pulsos, se puede aplicar mediante un imán permanente o inducido por medio de una bobina y se ha aplicado en varias configuraciones como; campo magnético axial (CEMA), longitudinal (CEML), transversal (CEMT) y rotacional (CEMR) [24-28]. Teniendo mayor aplicación el uso de la configuración axial. En este escenario, en el presente trabajo se busca comparar este arreglo con una nueva propuesta; el campo electromagnético perpendicular (CEMP) en el soldeo de un AIA AISI-347 y valorar su efecto en la microestructura, propiedades mecánicas y a la corrosión de las juntas soldadas.

1.2 Justificación

Los aceros inoxidable austeníticos dentro de la gama de aceros inoxidable son los más utilizados debido a su costo-beneficio y a la buena combinación en resistencia mecánica y a la corrosión. Sin embargo, durante el proceso de soldadura las transformaciones microestructurales que ocurren en la zona afectada térmicamente pueden dar lugar a que esta región sea susceptible a la corrosión localizada por la formación de fases ricas en cromo. La sensibilización en la ZAT de una junta soldada es un inconveniente de gran riesgo en los AIA, debido a que muchas de sus aplicaciones son en medios agresivos y es en esta zona donde ocurren fallas inducidas por corrosión en componentes soldados. Por ende, se ha venido implementando el uso de CEME que generan una interacción electromagnética de baja intensidad con el campo magnético intrínseco a la corriente eléctrica del proceso de soldadura como una alternativa para mejorar la resistencia a la corrosión localizada. En soldaduras por fusión con arco eléctrico en aceros inoxidable austeníticos y dúplex se tiene como antecedente que el arreglo con CEMA ha conducido a incrementar la resistencia a la corrosión en la ZAT [29-31]. Por lo tanto, este trabajo de investigación busca mejorar la resistencia a la corrosión al aplicar el CEMA en las soldaduras del AIA estabilizado con niobio, AISI-347. Además, comparar el efecto del campo electromagnético externo perpendicular (CEMP) con CEMA y con la soldadura sin campo magnético.

1.3 Objetivo general

Evaluar el comportamiento microestructural, mecánico y electroquímico del acero inoxidable austenítico estabilizado con niobio (AISI-347), al ser unido mediante el proceso de soldadura con arco metálico consumible y protección con gas (GMAW) mediante la aplicación de campos electromagnéticos externos con dos arreglos diferentes; campo electromagnético axial (CEMA) y perpendicular (CEMP) con diferentes intensidades.

1.3.1 Objetivos particulares

- Caracterizar el comportamiento microestructural de las soldaduras del AIA bajo la interacción electromagnética con el campo electromagnético externo axial (CEMA) y campo electromagnético perpendicular (CEMP).
- Evaluar el comportamiento mecánico de las soldaduras del AIA influenciado bajo la interacción electromagnética con CEMA y CEMP.
- Evaluar el comportamiento electroquímico mediante diferentes técnicas en el MB, la zona afectada térmicamente (ZAT), zona de refinamiento de grano (ZRG) y metal de soldadura (MS) para las soldaduras obtenidas con CEMA y CEMP.
- Caracterizar por microscopía electrónica de transmisión (MET) el efecto de la interacción del campo electromagnético externo CEME tanto para CEMA como para CEMP.
- Comparar el comportamiento de la geometría del CEME (CEMA y CEMP) y su influencia en la microestructura, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión localizada de las uniones soldadas.

1.4 Hipótesis

Con la aplicación de campos magnéticos axiales y perpendiculares durante la soldadura, se inducirá interacción electromagnética de baja intensidad con la corriente eléctrica del proceso de soldadura. Con esta perturbación del sistema (junta en proceso de soldeo), se espera una disminución en el gradiente térmico en la pileta líquida de soldadura (en virtud de la agitación inducida) y una reducción en el tamaño de la ZAT debido al arrastre de material sólido por el flujo convectivo de metal líquido exacerbado por la interacción electromagnética. También, se espera la restricción del crecimiento del grano y carburos ricos en cromo en la ZAT por efecto de la magnetización de la ferrita en la matriz austenítica de este material, que además se encuentra sobresaturada de cromo en esta zona. Con esto se pretende mejorar la resistencia a la corrosión localizada de las diferentes zonas de la soldadura, sin detrimento en las propiedades mecánicas de la junta soldada. En particular, en la ZAT se espera que la interacción electromagnética acrecenté la difusión de cromo en distancias cortas y sane zonas empobrecidas de este elemento alrededor de las fases ricas en cromo formadas durante el procesamiento secundario del acero inoxidable AISI-347.

CAPÍTULO II. MARCO TEÓRICO Y REVISIÓN DE LA LITERATURA

2.1 Investigaciones sobre el AIA 347

El AIA 347 cuando es soldado es susceptible al agrietamiento en caliente (AC), comportamiento que se asocia con la precipitación de NbC [32]. Sin embargo, el contenido de composición de Nb recomendado para evitar el AC se encuentra entre 0.1-0.3 % [33]. Por otro lado, el AC es asociado con el incremento de la disolución de NbC en la ZAT de la soldadura. El AC en los AIA puede ser evitado asegurando una pequeña cantidad de ferrita delta en la zona de fusión y en el MB [34].

Boothby [35] uso el proceso de soldadura GTAW en un AIA estabilizado. Posteriormente aplicó un tratamiento térmico de envejecido por 100 y 1000 h a 700 °C. Estableciendo que la transformación de la ferrita delta a austenita ocurre por difusión durante el enfriamiento en la soldadura y ZAT. Mientras que la precipitación de NbC y M_6C ocurre en los límites de grano de la ferrita delta-austenita durante el enfriamiento de la soldadura. Los NbC restringen la formación de $M_{23}C_6$ durante el envejecimiento. Consecuentemente las soldaduras fueron susceptibles a la formación de fases intermetálicas y la formación de ferrita a fase sigma, fases Laves.

Por su parte, Folkhard y col. [14] aplicaron un tratamiento térmico de solubilizado (TTS) a 1050 °C, después de 1 hora de permanencia, aproximadamente el 25 %, a 1200 °C el 50 % y 1300 °C de 70-80 % de carburos se disolvió en la matriz. Además, cuando incrementa la temperatura de solubilizado el efecto del Nb como estabilizador progresivamente debido al incremento de la disolución de NbC hasta casi perderlo por completo a 1300 °C. Este comportamiento aplica para la ZAT y MS sujetas a altas temperaturas durante la soldadura.

De manera diferente, Krishnan y col. [36] realizaron revestimientos con dos AIA estabilizados mediante el proceso de arco sumergido sobre un acero de bajo carbono. Determinando dos contenidos de ferrita delta, uno con 4 % y otro con 12 %. Los recubrimientos fueron tratados térmicamente pos-soldadura (TTPS) a 600, 800, 1000 °C por 1, 10 y 100 h. Después del proceso de soldadura se observaron carburos $M_{23}C_6$ y NbC. Se observó que la ferrita transforma a fase sigma a 600 °C, cuando el contenido de ferrita es alto (12 %), esto no se presentó para 4 % de

ferrita. Lo cual sugiere que la transformación a fase sigma no es función únicamente de la temperatura sino también del contenido de ferrita inicial. Por lo tanto, las observaciones basadas en los porcentajes de ferrita indican que la cinética de transformación de la fase sigma entre 600-800 °C es muy rápida cuando el porcentaje de ferrita es alto y la disolución de la ferrita para transformarse en austenita 1000 °C también es rápida cuando el contenido de ferrita es bajo.

En cuanto a resistencia a la fractura, Lee y col. [37] determinaron el efecto del C y N sobre la resistencia a la fractura en un aceros AIA 347 entre 0.02-0.06 % C, con diferentes contenidos de N. Aceros que fueron evaluados mediante la prueba J-R. El acero 347 comercial presentó una baja resistencia a la fractura respecto a 316L, comparada con el acero sin estabilizar. La resistencia a la fractura puede mejorar, reduciendo el contenido de carbono y manteniendo constante una relación de Nb/C para reducir la posibilidad de crecimiento de los precipitados (NbC)N en la matriz, los cuales son responsables de la iniciación de la fractura dúctil. Se presentó una pequeña mejoría para la aleación con alto contenido de N, donde el N promueve el crecimiento de Nb(CN) especialmente con contenidos por debajo de 0.04 %C y un tamaño de los precipitados menor a 3 μm .

Por su parte, Young Oh y col. [38] evaluaron el comportamiento de la precipitación de carbonitruros en función de la concentración del N y C en un acero AISI-347. Utilizó 0.11 y 0.04% N y 0.02 y 0.06 % C, respectivamente. El MB fue rolando en caliente a 1270 °C, posterior se realizó un recocido a 1050 °C por 1 h. Para el acero con 0.11% N, cuando el contenido de carbono se encuentra por debajo de 0.04 %, se reduce la presencia de (NbC)N y rápidamente incrementan los precipitados de NbCr(CN). Mientras que para el acero que tiene 0.04% N solo se observaron precipitados de Nb(CN) para todo el rango de estudio de C, lo que indica una alta concentración de N promueve la precipitación de Nb(CN) desde el estado líquido y la región de la ferrita primaria fue detrimental para la dispersión homogénea de los precipitados.

Respecto a la resistencia a la corrosión intergranular, Kina y col. [3] evaluaron la RCI en un AIA 347 sobre una condición de colada y una soldadura bajo condición de TTS a 1100 °C. Las condiciones sin TTS resulto en una pobre RCI tanto en la condición de colada como en la soldadura. También detectaron que el TTS disolvió parte de la ferrita delta de $14.9 \% \pm 3.5 \%$ en una condición

de colada, y se redujo a $10.8 \% \pm 1.2$ y con 5 horas decrece a 6.1% y redistribuyo parte del Nb en la matriz austenítica al incrementar el tiempo 1-5 h.

De manera simialar, Fukunaga y col. [7] proponen un modelo para describir la formación cinética de la precipitación intragranular e intergranular de NbC previo a la sensibilización y la precipitación de $M_{23}C_6$ después de la sensibilización. Inicialmente cuando existe Nb suficiente los NbC precipitan de manera intragranular, después intergranular formándose zonas empobrecidas en Nb, sí aún existen átomos de C disponibles reaccionan con átomos de Cr en la región de menor contenido de Nb, facilitando las condiciones para que precipiten los $M_{23}C_6$ de manera intergranular y con ello la corrosión intergranular al presentarse las zonas empobrecidas en Cr. Por lo tanto, en AIA estabilizados el crecimiento adicional de $M_{23}C_6$ puede tener lugar en un período de sensibilización más prolongado.

Por otra parte también Cruz y col. [39] evaluaron el GDS para un acero AISI-347 en condición de recibido y bajo TTS a $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ utilizando diferentes electrolitos, concluyeron que es posible determinar pequeños GDS con HCl como despasivador en sustitución del tiocianato de potasio mediante reactivación potenciodinámica de doble ciclo (RPDC). El MB presentó el GDS más alto debido a la precipitación de $M_{23}C_6$ durante el proceso termomecánico previo. Un tiempo de 30 min de permanencia en el TTS fue suficiente para disolver los $M_{23}C_6$.

2.2 Aspectos generales de los AIA y particulares de los AIA 347

2.2.1 Metalurgia de los AIA

Los aceros inoxidable austeníticos presentan una microestructura austenítica a temperatura ambiente, son paramagnéticos. Los AIA son conocidos como aleaciones 18/10, debido a que contienen 18% Cr y 10% Ni. Todos los AIA son aleaciones Cr-Ni, donde el Cr varía entre 15-24 % y el Ni entre 2-22%. De esta familia de aceros existen treinta variantes en la composición química estandarizadas, las cuales se derivan de las aleaciones 302 y 202. La aleación 202 está limitada a tres grados de acero y fue diseñada para remplazar el níquel por el nitrógeno y

manganeso con la finalidad de abaratar el costo [40, 41]. La aleación de la serie 300 es la más utilizada debido a su alta resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas, además de una excelente ductilidad en un amplio rango de temperaturas [41].

2.2.1.1 Diagrama de equilibrio del sistema Fe-Cr-Ni en los AIA

Tomando como constante al Fe del diagrama ternario se presenta el diagrama pseudobinario del sistema Fe-Cr-Ni, figura 2.1. La región del triángulo pequeño entre el sólido y la línea del líquido encierra tres fases, austenita + ferrita + líquido, es la región que separa la aleación de la austenita sólida a la izquierda y a la derecha la ferrita. En estado sólido la ferrita es estable a elevadas temperaturas donde el contenido del Cr es mayor a 20 % en peso. Cuando la temperatura decrece la ferrita puede transformar parcialmente a austenita en un rango entre 20-25 % en peso [41].

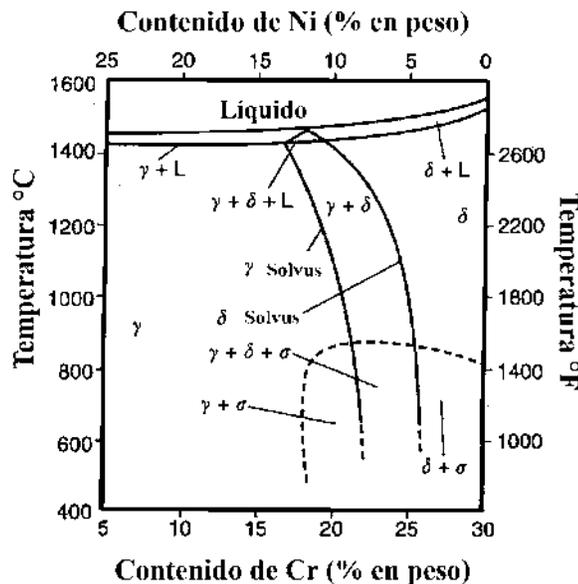


Figura 2.1. Sección del diagrama ternario Fe-Cr-Ni con un 70 %Fe [41, 42].

2.2.1.2 Efecto de la composición química

El *romo* mejora la resistencia a la corrosión (RC), además de estabilizar la fase ferrita en un rango entre 15-26 % en peso, el níquel presenta un comportamiento sustitucional brindando estabilidad a la austenita entre 5-37 % en peso. Mientras que elementos sustitucionales como el Mo, Mn, Ti, Nb, V, Cu, Al, W son usados para obtener propiedades específicas en la aleación, en el caso de elementos estabilizadores permiten a la austenita ser estable a altas temperaturas. El *Manganeso* se agrega para sustituir el níquel, el cual puede reducirse a la mitad con 4 % en peso por la adición de 2-6 % en peso Mn. Sin embargo, aunque en la estructura austenítica se obtiene, la RC no se consigue, como con un acero 18-8. El Mn también se utiliza para incrementar la solubilidad del N en la austenita. El *molibdeno* es un estabilizador de la fase ferrita, lo cual incrementa la resistencia a la termofluencia, debido al endurecimiento por solución sólida, facilita la precipitación de carburos finos intragranulares. Sin embargo, esto promueve la precipitación de la fase sigma y Laves en periodos de envejecimiento largos [43].

El comportamiento de los elementos de aleación Nb, Ti y V mejora la resistencia a la termofluencia de los AIA debido a precipitación de carburos o nitruos finos intragranulares. La relación del contenido de *carbón* es importante para lograr un esfuerzo máximo y evitar la precipitación de fases perjudiciales. El *carbón* actúa en solución sólida intersticial en aceros no estabilizados, figura 2.2. Mientras que en aceros estabilizados promueve la precipitación cuando el Nb, Ti y V están presentes, resultando en un endurecimiento por precipitación [43]. El *nitrógeno* es un fortalecedor de los AIA estabilizados debido a una posible precipitación de nitruos de Nb y Ti, además de que el N remanente en solución sólida fortalece mucho más que el carbono.

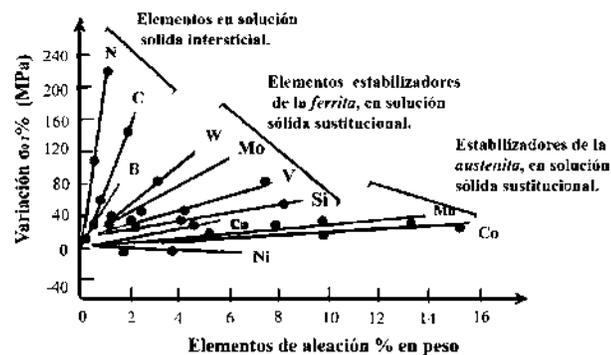


Figura 2.2. Efecto del endurecimiento por solución sólida en los AIA [16, 17].

Young et al. [38] estudiaron el efecto del C y N con diferentes contenidos sobre la formación de precipitados en un AIA 347, estableciendo que la precipitación de los Nb(CN) bastos se forman preferencialmente en la ferrita tras la solidificación y enfriamiento, pero precipitan en la matriz austenítica por tratamiento térmico.

Jeng et al. [44] determinaron el efecto del Nb y Mo sobre la microestructura y propiedades mecánicas de una soldadura Ni–Cr–Fe en una aleación 52 y 52M, argumentando una disminución de precipitados ricos en cromo en los límites de grano y un incremento en los valores de dureza en la zona de fusión, así como en la resistencia a la tensión proporcional al contenido de Nb y Mo.

2.2.1.3 Precipitación de carburos en los AIA estabilizados con niobio

Carburos de cromo, $M_{23}C_6$. Precipitan en un rango de temperaturas entre 450-950 [8, 9, 45-48] provocando el fenómeno de sensibilización en los aceros inoxidable. Los $M_{23}C_6$ nuclean primero en sitios de alta energía, generalmente alrededor de los límites de grano. Después en límites de maclas no coherentes en una dirección (111) y (110). Requiriendo un umbral de energía para que se presente la precipitación en la interfase de planos y al final sobre maclas no coherentes [43, 49].

Carburos de niobio, NbC. Para que se formen los NbC en solución sólida al menos se requiere una relación de 8:1 (93:12, peso atómico) [50] o 10:1 relación masa de Nb-C de acuerdo a [7], para su precipitación en límites de grano, límites de las maclas no coherentes, dislocaciones y en fallas de apilamiento de los AIA [8, 10, 11]. Su crecimiento es favorecido por dislocaciones en límites de grano extrínsecos y defectos topográficos [12]. Su buena RC se debe a que el C presenta mayor afinidad por el Nb con respecto al Cr, previendo una disminución del fenómeno de sensibilización [51].

Nitruros. Los nitruros precipitan en los AIA y se pueden agrupar en dos tipos: a) nitruros primarios MN (M Zr, Ti, Nb y V) los cuales se forman con una cantidad de N residual (0.01 % en peso); y b) los nitruros secundarios M_2N (M Cr, Fe) que se forman con altos contenidos de N (0.1 a 0.9 % en peso). El nitrógeno se agrega a los AIA para mejorar las propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión, fortaleciendo los AIA. Los MN tienen la misma estructura cristalina que los MC. Sin

embargo, estos carburos son más estables y no se disuelven durante el tratamiento térmico de solubilizado (TTS) [8]. A partir de NbC pueden formarse una mezcla de carburos y nitruros como $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$, $\text{Nb}(\text{CN})$ y $(\text{CrNb})\text{N}$ [14].

Carburos, M_6C . Es un carburo que precipita de manera común en AIA con molibdeno [52]. A diferencia del M_{23}C_6 que presenta cero solubilidad por el nitrógeno [53]. El M_6C aloja algo de nitrógeno [54], debido a que la aparición de este carburo es en gran medida por Mo y N [51]. El M_6C es comúnmente observado en los aceros super-austeníticos que contienen altos niveles de Mo y N. Los M_6C ricos en Nb precipitan en largos periodos de envejecimiento y es mucho más favorable cuando se tiene altos contenidos de Nb [43]. Investigaciones no reportan la precipitación de M_6C después de 1000 h a 700 °C en una aleación 20-25 Cr-Ni [55], mientras que en un 18-8 fue reportado entre 600-800 °C, para 600 °C con 5000 h y para 800 °C con 2000 h de envejecido [56].

Fase sigma, σ . La fase sigma precipita a una temperatura entre 550-900 °C [8], y su composición química típica se encuentra en un acero AIA 316 o 316L, Fe-55 %, Cr-11%, Mo y Ni 5 % en peso. Por lo tanto, se puede reescribir en $(\text{Fe}, \text{Ni})_3(\text{Cr}, \text{Mo})_2$ [57]. Su precipitación se ha identificado en límites de grano, especialmente en puntos triples y en límites de maclas incoherentes y como inclusiones intragranular y su morfología es del tipo equiaxial [8, 57]. La precipitación de la fase sigma cinéticamente es muy lenta y su formación puede tomar cien o mil horas. Los motivos de tan lenta precipitación se deben; a) el carbono y el nitrógeno son insolubles en esta fase. Por ende, la fase sigma normalmente aparece después de la precipitación de carburos y nitruros ocurriendo en la matriz, empobreciendo en carbono y nitrógeno. b) La precipitación de la fase sigma es muy compleja desde la fase austenita. c) Es una fase rica en elementos sustitucionales debido a un tiempo prolongado de difusión [8]. La precipitación de la fase sigma es acelerado por el tratamiento térmico por envejecido (TTE), esta fue reportada a 600 °C con un tiempo entre 10 000-15000 en una aleación base Cr-Ni [58, 59] y su precipitación es cien veces más rápido que desde la austenita [59]. Además, en presencia de elementos como el Cr, Nb, Ti, Mo promueven la formación de la fase sigma mientras que el Si promueve y acelera esta formación. En general, la precipitación de la fase sigma es cien veces más lenta en la austenita que en la ferrita delta por lo tanto, la ferrita delta acelera su precipitación. Aunque el mecanismo de nucleación de la fase sigma continua siendo controversial particularmente desde la participación de la ferrita delta y los carburos M_{23}C_6 , los estudios han reportado esta formación asociada con la disolución de los carburos M_{23}C_6 pero

también independientemente de ellos [16]. En aceros estabilizados la formación de la fase sigma es más rápida que en otros grados de acero como 316 y 304, como se aprecia en la figura 2.3.

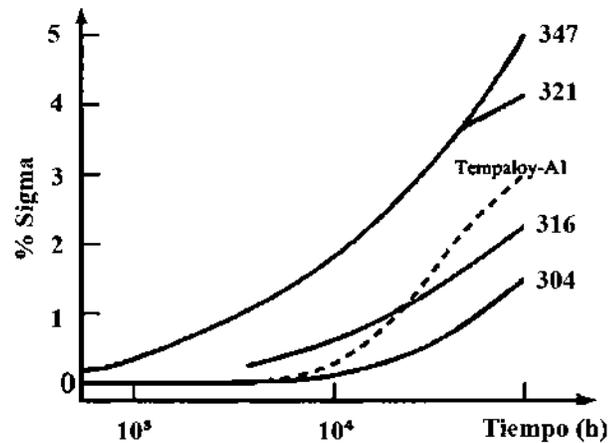


Figura 2.3. Precipitación de la fase sigma en diferentes AIA a 700 °C [56].

La fase z. Es un carbonitruro complejo con una estructura BCT, con Nb y un contenido de N mayor a 0.4 % en peso [60] y precipita entre 600-1200 °C [8, 61]. La fase Z se ha reportado en los AIA estabilizados con niobio [62, 63], incluso cuando el nivel de N es relativamente bajo con 0,06 % en peso [64]. Cuando la fase Z precipita en partículas pequeñas y dispersas en la matriz, esta fortalece y puede retardar la recristalización [65]. Pero cuando la fase Z es burda degrada las propiedades de fatiga [66].

La fase Laves (η). Fase que se presenta en varios grados de AIA, precipitando intergranular en forma de partículas equiaxiales y en ocasiones en los límites de grano [57]. En los aceros estabilizados con Nb, el Fe_2Nb se reporta frecuentemente después de un tiempo de envejecimiento, pero como fase transitoria cuando desaparece Fe_3Nb_3C . Se ha reportado que se forma en un AIA-347 con 0.87 % en peso de Nb y 0.05 % en peso de C, después de 1000 h entre 650-800 °C y desaparece después de 5000-10 000 h [56]. Esta formación depende de la disponibilidad del Nb, en el mismo estudio en una aleación 18 % Cr, 10 % Ni con 0.13-5 % Nb y 0.03 % C en peso, la fase Laves no precipito después de 25 000 h de envejecido. Solo NbC fueron encontrados. Ayer et al. [61], reportaron NbC y la fase Laves en AIA 347 con 0.8 % Nb y 0.07 % en peso de C con 8000 h a 600 °C, pero solo la fase Z en una composición química de 0.3 % Nb y 0.09 % en peso de N. Por lo tanto, es probable que los NbC y fase Z son más estables que Fe_2Nb .

La tabla 2.1 enlista las fases y precipitados que se pueden presentar en el AIA estabilizado con niobio, donde se indica la temperatura de formación, estructura y parámetro de red.

Tabla 2.1. Fases y precipitados de los AIA estabilizados con Nb.

Fase	Fórmula química	Temperatura de formación (°C)	Estructura	a, nm	
γ		1392-911	FCC	0.358-0.362	[16, 67]
δ		1536-1392	BCC	0.286-0.288	[68]
α			BCC	$a_{\alpha} = 0.2872$	[8]
ε			HCP	$a_{\epsilon} = 0.2532$ $c_{\epsilon} = 0.4114$	[8]
σ	Fe-Cr-Ni	550-1000	BCT	$a = 0.87-0.92$ $c = 0.4554-0.48$	[43, 69]
NbC	Nb-C	840-900	FCC	0.447	[43]
NbN	Nb-N NbCN		FCC	0.440 0.4097-0.4577	[43] [8, 46]
M ₂₃ C ₆	Cr ₁₆ Fe ₅ Mo ₂ C ₆ (Cr, Fe, Mo) ₂₃ C ₆	450-950	FCC	1.056-1.068	[8, 9, 45-48]
Z, fase	CrNbN	600-1200	tetragonal	$a = 0.3037$ $c = 0.7391$	[8, 43]
M ₆ C	(FeMoNbCrSi) ₆ C	600-800	FCC	1.062-1.128	[43]
Laves (η)	Fe ₂ Nb, Fe ₂ Ti, Fe ₂ Mo	600-800	HCP	$a = 0.473$ $c = 0.772$	[43]

2.2.2 Transformaciones de fase de los AIA

Los AIA son formados por procesos termo-mecánicos donde dependiendo de la composición química del acero, este puede presentar una microestructura totalmente austenítica (γ) o una mezcla de austenita y ferrita (γ-δ). Cuando se trabaja a altas temperaturas la ferrita presenta una alineación a lo largo de laminado, fase que es promovida principalmente por el Cr durante la solidificación. Todos los aceros AIA solidifican bien en ferrita o austenita primaria, dependiendo de la composición química [41].

2.2.3. Solidificación de los AIA en la soldadura en la zona de fusión

Existen cuatro modos de solidificación posibles en los AIA como se muestra en la tabla 2.2 y se esquematiza en la figura 2.4. El modo de solidificación del tipo A y AF son asociados con la austenita como fase primaria de solidificación. Mientras que FA y F, presentan a la ferrita delta como fase primaria de solidificación.

Tabla 2.2. Modos de solidificación de los AIA.

Tipo de solidificación	Reacción	Microestructura
A	$L \rightarrow L + A \rightarrow A$	Austenita total, una estructura bien definida.
AF	$L \rightarrow L + A \rightarrow L + A + (A + F_{\text{eut}}) \rightarrow A + F_{\text{eut}}$	Células de ferrita y dendritas en el límite de grano.
FA	$L \rightarrow L + F \rightarrow L + F + (F + A)_{\text{per/eut}} \rightarrow F + A$	Esqueleto y/o ferrita desde la ferrita hasta la transformación austenítica.
F	$L \rightarrow L + F \rightarrow F \rightarrow F + A$	Ferrita acicular o una matriz ferrítica con austenita en los límites de grano y placas a los lados de widmanstätten.

Modo solidificación del tipo A. Presenta una microestructura completamente austenítica, donde la fase primaria de solidificación es austenita y la austenita remanente una vez enfriada hasta temperatura ambiente presenta diferentes estructuras. Además de que el modo de solidificación A presenta subestructuras; celular y dendrítica. Esto es una característica de segregación en la aleación y la presencia de elementos impuros que se presentan durante la solidificación a una baja difusibilidad de elementos a elevada temperatura, los cuales presentan segregación durante la solidificación [41].

Modo de solidificación del tipo AF. La solidificación del tipo AF se presenta si algo de ferrita se forma y la austenita primaria solidifica por reacción eutéctica. Esto ocurre si hay suficientes elementos que promuevan la formación de la ferrita (principalmente Cr, Mo) al mismo tiempo se da la formación de sub-granos en el límite de grano promoviendo la formación de la ferrita. La ferrita que se forma en el límite de grano es relativamente estable y resistente a la transformación de austenita durante el enfriamiento de la soldadura [41].

Modo de solidificación del tipo FA. La fase primaria de solidificación es la ferrita y la austenita solidifica por reacción peritética-eutéctica. Consumiendo la austenita a la ferrita por difusión, quedando algo de ferrita atrapada en los límites de grano de la austenita [41, 42, 70, 71].

Modo de solidificación del tipo F (delta). La solidificación es completamente ferrítica y se presenta cuando la soldadura se enfría por debajo de la línea solvus de la ferrita, la austenita se forma dentro de la microestructura usualmente primero en el límite de grano. Cuando se tiene una transformación de ferrita total en estado sólido y la ferrita solvus, la difusión elimina mucho o todo el gradiente de composición, obteniéndose granos de ferrita grandes y homogéneos [41].

La posibilidad de formación de la ferrita delta en el metal de soldadura y el modo de solidificación primaria puede ser conocida mediante el diagrama binario de la figura 2.4, en la composición química del 70% de hierro. La cantidad de ferrita (δ) que es retenida en el metal de soldadura puede ser conocida mediante diagramas constitutivos si se conoce la composición química.

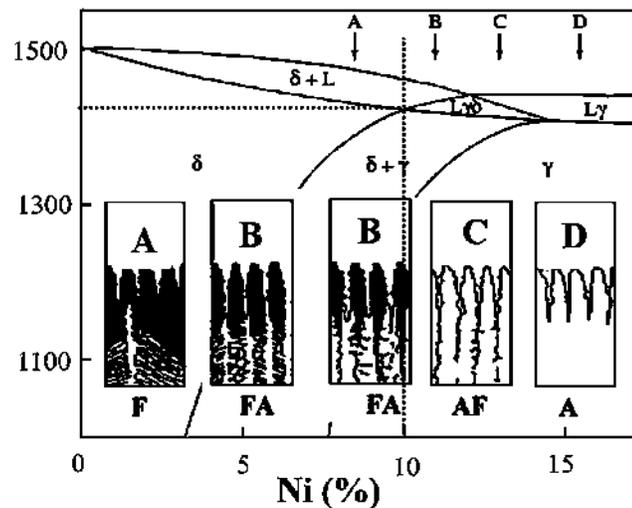


Figura 2.4. Representación esquemática de los modos de solidificación de los AIA [48, 72, 73].

2.2.4 Metalurgia de la soldadura de los AIA estabilizados con niobio

Los AIA son esencialmente aleaciones Fe-Cr-Ni, los cuales deben su nombre a su microestructura austenítica a temperatura ambiente. Estos aceros al momento de ser soldados presentan cierta problemática. Los aceros AIA con una microestructura completamente austenítica presentan

agrietamiento en caliente (AC) [74-76], además de agrietamiento por licuación en la ZAT [77]. Fenómeno que se agudiza en los AIA estabilizados debido a que el Nb tiene influencia para formar fases de bajo punto de fusión, fases intermetálicas como óxidos de S, P, Si, Mn y Cr, de acuerdo con el diagrama binario; Fe-Nb, Ni-Nb, Cr-Nb entre 150-200 °C. Lo cual puede causar AC en el MS y la ZAT [7, 78, 79]. Sin embargo, reportes sugieren que cuando el Nb excede de 0.30 %, el riesgo del AC es alto, pero cuando se encuentra entre 0.1-0.3 % los beneficios como elemento estabilizador se pueden mantener y evitar el AC, mediante la redistribución del contenido de Nb [32]. Aunque el AC es asociado con la disolución de los Nb(C, N) y Ti(C, N) en la ZAT [33].

Por otro lado, sí al soldar los AIA se asegura un contenido entre el 5-30 % de ferrita delta en el modo de solidificación, el AC puede evitarse. Además, sí en la composición química se encuentra presente el Mo, Mn, N, estos elementos pueden incrementar la resistencia al agrietamiento de la microestructura completamente austenítica retardando la poligonización. Estos elementos pueden unirse a los defectos en la red cristalina durante su solidificación y reducir la concentración de defectos en los límites de granos [33, 79].

La cantidad de ferrita (δ) que es retenida en el metal de soldadura puede ser conocida mediante diagramas constitutivos si se conoce la composición química. El diagrama más utilizado para la determinación empírica de las fases austenita y ferrita en los aceros inoxidable es el diagrama de Schaeffler [17, 80], el cual se presenta en la figura 2.5a. Sin embargo, este diagrama no considera la influencia del nitrógeno, elemento muy importante como estabilizador de la austenita. El efecto de este elemento es tomado en cuenta en el diagrama propuesto por Delong [81]. Más tarde, el diagrama de la WRC- 1992 (WRC, por sus siglas en inglés, mostrado en la figura 2.5b) fue producido por el Consejo de Investigación en Soldadura [82].

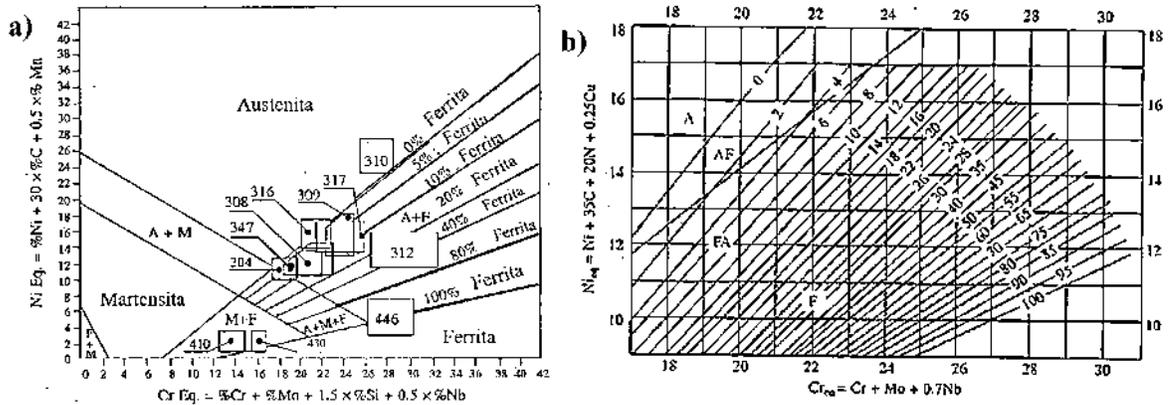


Figura 2.5. a) Diagrama de Schaeffler, b) Diagrama del Consejo de Investigación en Soldadura WRC-1992.

Cuando los AIA han sido expuestos a procesos termo-mecánicos [34] o sujetos a procesos de soldadura, existen las condiciones para que se presente el fenómeno de sensibilización, precipitando carburos ricos en cromo ($M_{23}C_6$) entre 450-900 °C [8, 9] en la ZAT. Para prever esta situación se sugiere un TTS en un rango de temperaturas 950-1250 °C con la finalidad de disolver los $M_{23}C_6$ [8, 83, 84], como se ilustra en la figura 2.6. Cuando se trabaja con aceros estabilizados con Nb termodinámicamente indica que el NbC es más estable que los $M_{23}C_6$ [43].

Folkhard et al. [14] aplicaron un TTS a una AIA estabilizado con Nb a 1050 °C, después de 1 hora de permanencia aproximadamente el 25 %, a 1200 °C el 50 % y 1300 °C de 70-80 % de carbono se ha disuelto nuevamente en la matriz, siendo el resto retenido por el Nb como NbC. Además, observó que al incrementa la temperatura de solubilizado el efecto del Nb disminuye progresivamente debido al incremento de la disolución NbC hasta casi perderlo por completo a 1300 °C. Este comportamiento aplica para la ZAT y MS sujetas a altas temperaturas durante la soldadura [14].

En una soldadura se trabaja en un amplio rango de temperaturas donde de acuerdo con la temperatura se presentan cambios microestructurales; transformación de sólido a líquido y viceversa, recristalización, precipitación de carburos como se esquematiza en la figura 2.6.

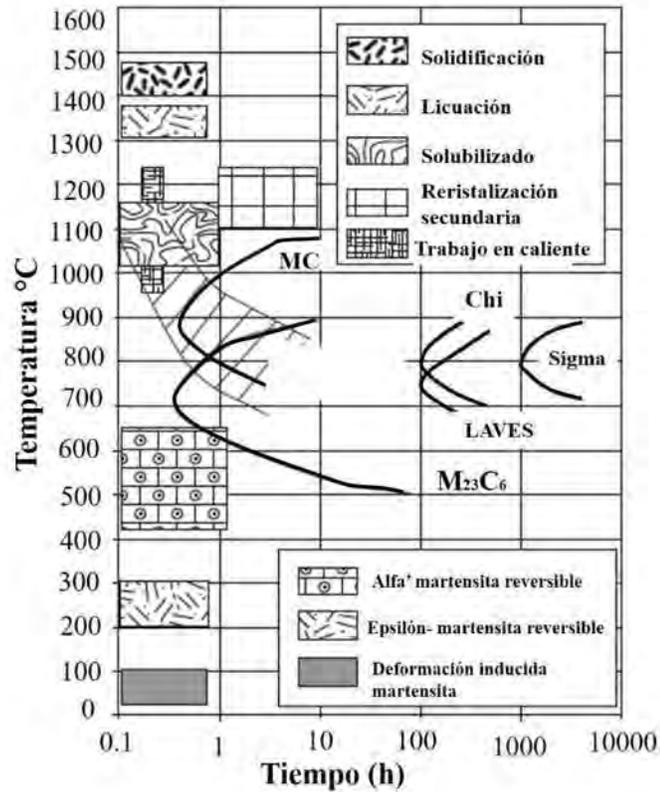


Figura 2.6. Principales transformaciones que se presentan en los AIA entre temperatura ambiente y el estado líquido [84].

2.2.5 Propiedades mecánicas de los AIA estabilizados con niobio

Es conocido que los AIA de la serie 300 presentan la deseable combinación de resistencia a la corrosión y mecánica, con una excelente ductilidad en un amplio rango de temperaturas [85].

Los aceros AIA contienen un alto contenido de Nb y/o Ti, y una alta resistencia a la tensión debido a la precipitación intragranular de NbC, promoviendo el fortalecimiento del grano y la matriz [15]. Sin embargo, en las regiones vecinas a los precipitados de NbC se promueve cavitación temprana y mínima ductilidad entre 600-800 °C [16].

Otra característica de estos materiales son las maclas donde el espaciado entre ellas no afectan la resistencia a la tensión porque la energía de falla de apilamiento (EFA) es la que controla la rapidez de endurecimiento por deformación y tiene un pequeño o nulo efecto en la baja resistencia a la tensión [17]. Los espaciamientos pequeños de maclas es una consecuencia de baja EFA lo que

permite una alta rapidez de endurecimiento por deformación. El espaciamiento de maclas es más importante que el tamaño de grano en el control de la resistencia a la tensión, porque el efecto de la EFA controla en la rapidez de endurecimiento por deformación. Sin embargo, una alta EFA en la austenita, en los AIA donde hay pocas maclas, la resistencia a la tensión dependerá del tamaño de grano, siguiendo la relación de Petch y por este hecho al incrementar el tamaño de grano disminuye los valores de esfuerzo [18].

Las propiedades mecánicas del AIA-347 se presentan en la tabla 2.3. Conociendo que los aceros inoxidables retienen una alta ductilidad y resistencia al impacto a baja temperatura. Por lo tanto, son usados en aplicaciones criogénicas [19]. La resistencia a la tensión incrementa a bajas temperaturas, a altas temperaturas el límite elástico y el esfuerzo máximo decrece para los AIA [20]. Mientras que el límite de fatiga para los AIA es de 0.4 veces la resistencia a la tensión. El límite de fatiga incrementa con endurecimiento por deformación de forma proporcional a la resistencia a la tensión. Recordando que la fatiga, es el límite máximo de esfuerzo dinámico aplicado a un material sin que cause fractura.

Tabla 2.3. Propiedades mecánicas del acero inoxidable austenítico 347.

Aleación	Límite elástico (N/mm ²)	Resistencia máxima a la tensión (N/mm ²)	Elongación a la ruptura (%)	Energía absorbida (J)		TTS (° C)	Referencia
E347	484	650	37.4	109	*		[14]
E347L	471	637	36	95	*		[14]
347	205	500-700	45			1075	[86]
347	205	515	40		+		[41]

*Acorde a la norma ANSI/AWS A 5.4-81, +ASM Handbook, Vol 6, p. 468.

2.2.6 Propiedades físicas de los AIA estabilizado con niobio

Las propiedades físicas de los AIA son características particulares de cada aleación de acero inoxidable [87]. La mayoría de las propiedades físicas son; punto de fusión, densidad, coeficiente de expansión, módulo elástico, resistividad eléctrica, conductividad eléctrica, permeabilidad magnética, calor específico. Los valores particulares de las propiedades físicas del acero inoxidable austenítico estabilizado con Nb se presentan en la tabla 2.4.

Tabla 2.4. Propiedades físicas del AIA-347 [18].

Temperatura de fusión, determinada por análisis térmico diferencial	Temperatura (°C)							
	Sólidos			Líquidos		Interfase		
	1394			1446		52		
Densidad (g/cm ³)	7.8							
Coeficiente de expansión térmica	Temperatura (°C)							
	-184 a 21	-129 a 21		-73 a 21		-18 a 21		
10 ⁻⁶ x C ⁻¹	12.6	13.5		14.1		14.4		
Módulo de elasticidad	Temperatura (°C), los valores son estáticos.							
	-196	20	100	200	400	600	800	
kN/mm ²	208	193	184	168	152	152	134	
Resistividad eléctrica (μΩ·cm) a 25 °C.	72							
Variación de la resistividad eléctrica	Temperatura (°C)							
	-196	-78	20	200	400	600	800	1000
μΩ·cm	52	60	72	88	97	110	119	-
Conductividad térmica (W·m ⁻¹ k ⁻¹) a 25 °C.	14.6							
Calor específico (J·kg ⁻¹ k ⁻¹) a 25 °C.	500							
Variación del calor específico	Temperatura (°C)							
	-196	-78	20	200	400	600	800	1000
J·kg ⁻¹ k ⁻¹	285	393	452	520	561	595	636	741

2.2.7 Influencia de los campos magnéticos en los AIA

La aplicación de CEME en todas las etapas de la soldadura, mejora la estabilidad del arco, el control de la transferencia por goteo, la solidificación del metal de soldadura, optimiza la apariencia de la soldadura y mejora la microestructura y las propiedades mecánicas [21, 22].

La introducción de la aplicación de los CM en procesos de soldadura fue por Brown en 1962 [23], donde numerosas investigaciones se enfocaron en la solidificación de la pileta líquida y en el tipo de campo magnético y el fenómeno de soldadura (como la forma del arco y la transferencia del metal). En los años 90 las investigaciones se centraron en el control del CM en las propiedades del arco (la presión, temperatura y la velocidad del campo) y la modelación del proceso. Para los años 2000 las investigaciones se enfocaron en la influencia de los CM sobre la transferencia por goteo y salpicadura. Además de abrir su campo de aplicación a procesos de soldadura como; TIG,

soldadura con gas inerte MIG y soldadura por MAG con dióxido de carbono, soldadura por puntos, soldadura por arco sumergido, soldadura por láser y soldadura híbrida [88-98].

El éxito de la aplicación de CM ha favorecido a la soldadura de tubos de espesor delgado y grueso, superficies, corte por plasma, soldaduras en espacios delgados, gradiente funcional de fabricación, soldadura disímil estructural [23, 28, 99-101]. De manera general el CM mejorar la calidad de la soldadura e incrementa la eficiencia de producción y el control del cordón de soldadura [31, 102, 103].

2.2.7.1 Efecto de CEME sobre la soldadura; la forma del arco y la estructura

La aplicación de CEME ha tenido impacto sobre la forma del arco, la transferencia por goteo, solidificación de la soldadura, microestructura, propiedades mecánicas y la ZAT [23]. El efecto de CEME puede ser constante o por pulsos. Puede ser considerado un imán permanente o inducido por una bobina. Aplicado a varias configuraciones como; campo magnético axial (CEMA), longitudinal (CEML), transversal (CEMT), rotacional (CEMR) y por una corona de campos magnéticos como se ilustra en la figura 2.7 [24-28]. El CEML se forma cuando la dirección del flujo del campo electromagnético externo es perpendicular al eje del arco del plasma y paralelo a la dirección de la soldadura. El CEMT se presenta si el campo electromagnético externo es perpendicular tanto al eje del arco del plasma como a la dirección de la soldadura. El CEMR es producido por dos o tres pares de polos magnéticos los cuales se encuentran alrededor del arco del plasma. La corona de campos magnéticos es producida por cuatro polos magnéticos los cuales se forman alrededor del arco.

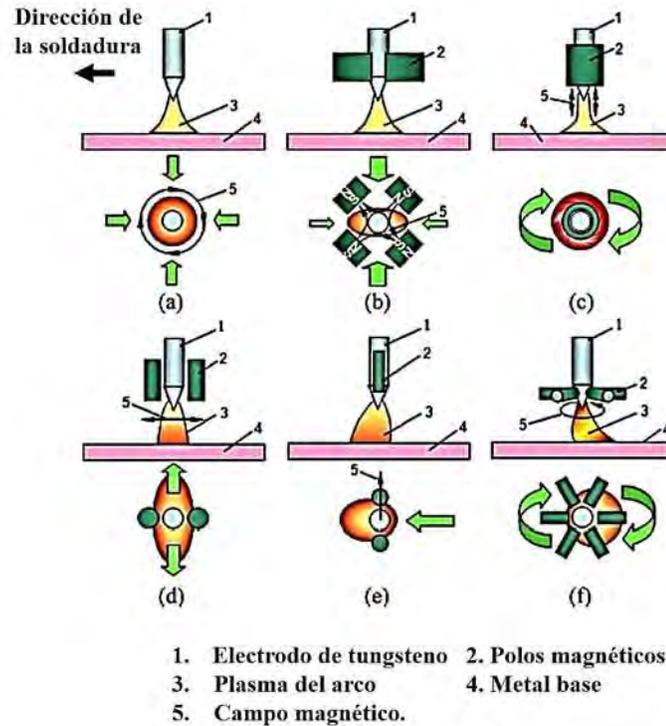


Figura 2.7. Influencia de los campos magnéticos sobre la forma del arco: a) sin campo, b) corona de campos magnéticos, c) CEMA, d) CEML, e) CEMT, f) CEMR.

2.2.7.2 Campo magnético axial

La dirección del flujo del CEME presenta la misma simetría del eje de arco axial. Esto generalmente lo produce el electrodo coaxial que está instalado alrededor del electrodo, como se muestra en la figura 2.7c. Bajo la acción de la fuerza de Lorentz, el arco gira, mejora la rigidez, la estabilidad del plasma y la dirección de rotación con la dirección de la corriente de excitación [90, 104-106]. Cuando el CEME es aplicado en la posición axial, la posición del arco no cambia. Sin embargo, la forma del arco está influenciada significativamente por la frecuencia del campo magnético y la transferencia por goteo.

2.2.7.3 Efecto del CEME sobre la transferencia por goteo

El CEME puede cambiar varios fenómenos como la transferencia, el tamaño, la forma y la frecuencia de la transferencia de la gota, la ruta de transición. Además, incrementar la estabilidad de la transferencia por gotas y entregar un mejor control de las salpicaduras en la soldadura [21].

Las investigaciones demuestran que el CEME tiene influencia en la transferencia por goteo [21, 89, 105]. En el proceso de soldadura con protección de gas y electrodo metálico consumible (por sus siglas en inglés GMAW) con la misma corriente cuando usan CEME, la transferencia por gota cambia de globular a pulsación rotacional por transferencia por rocío [89]. Durante la soldadura de doble electrodo y arco indirecto, cuando se aplica CEME el arco es perpendicular en forma de U y la transferencia por goteo cambia de una transferencia globular por goteo alargado a una transferencia de transmisión [107, 108].

Durante la transferencia por corto-circuito, la corriente proyectada y transmitida de los procesos GTAW y GMAW similarmente cambian el tamaño de la gota y la frecuencia de transición [102]. Además, los experimentos muestran que con el incremento la fuerza del campo magnético, la corriente de la soldadura para el mismo tipo de transferencia por gota decrece [89, 105].

La transferencia y la frecuencia son parámetros importantes que caracteriza la estabilidad del proceso de soldadura, la eficiencia del depósito y la calidad de la soldadura. El efecto del CEME puede cambiar la distribución del campo magnético alrededor del arco y electrodo, además de cambiar la forma del arco, la densidad de energía, la velocidad de fundición y la fuerza electromagnética; esto guía a un cambio de la frecuencia de transferencia por goteo. Por ejemplo; aplicando un proceso de soldadura GMAW con una constante de campo magnético axial al incrementar la magnitud de la fuerza del campo, incrementa la frecuencia de la transferencia por goteo [100, 109].

2.2.7.4 Efecto de CEME sobre la calidad de la soldadura

Numerosos estudios muestran la influencia del CEME al mejorar, la morfología de la soldadura refina la microestructura, reduce los defectos y mejora el desarrollo de la unión [30, 103, 110, 111]

El CEME puede reducir los defectos sobre la soldadura. Por ejemplo, en el proceso GTAW y GMAW con la aplicación CEME el tamaño del ánodo y la forma del arco, reduce efectivamente el gradiente de temperatura, varía la tensión superficial del metal líquido, alterando tanto el flujo del metal líquido como la acumulación del metal fundido, previniendo la falta de penetración y socavados con una velocidad de soldadura alta, evita que el flujo del metal de soldadura se escurra e incrementa la fuerza de la unión [112]. Además de que CEME evita problemas de la falta de fusión lateral al agitar el arco en una soldadura estrecha [112, 113]. Mientras que en el proceso de soldadura GTAW con la aplicación de CEMA inhibe la producción de poros en la soldadura [26, 114, 115].

Usar CEMA en la soldadura con CO₂ puede aumentar la compresión magnética, promoviendo la discontinuidad de metal líquido por efecto de cortocircuito, disminuir el tamaño de la gota, aumentar la frecuencia de la transferencia de gotas y reducir las salpicaduras por cortocircuito, por explosión eléctrica o por rechazo. Durante el proceso, el diámetro de la gota se reduce hasta un 15.7 % comparada cuando no se aplica CEME [102].

2.2.7.5 Efecto del CEME sobre la solidificación de la pileta de la soldadura y desarrollo de la soldadura

En función de la teoría de subenfriamiento de la composición química y el criterio de la fragmentación de dendritas debido a la agitación electromagnética, el campo magnético sobre la pileta líquida de la soldadura y el metal base pueden refinar el grano, cambiar la dirección del crecimiento, mejorar la morfología del grano, reduce la composición de la segregación, cambiar la morfología y distribución de eutécticos, prevenir el agrietamiento durante el enfriamiento después de la solidificación por el relajamiento de esfuerzos, reducir el ancho de la zona de fusión y la ZAT, así como evitar el crecimiento de grano [97, 116, 117].

Se ha demostrado además que el CEME puede reducir la precipitación de fases perjudiciales y mejora las características mecánicas y fisicoquímicas de la unión soldada en aceros inoxidables [117, 118]. Otros experimentos demuestran en aleaciones base magnesio que hay parámetros del campo magnético adecuados que mejoran la calidad del cordón de la soldadura [119]. Al mismo tiempo, la posición del campo magnético afecta directamente las propiedades de la soldadura. En

general la aplicación del campo magnético por debajo de la pileta líquida es mejor que por encima [120]. Para los materiales magnéticos, como Fe, Co, Ni y sus aleaciones, sin importar qué tipo de CEME se use para mejorar la microestructura y las propiedades del cordón de la soldadura, la efectividad es diferente [121, 122].

Por ejemplo, para el CEME sobre la superficie, el efecto del CM alterno es mejor que el campo magnético constante. Para un campo magnético constante en una superficie de aleación a base de hierro, la dureza se puede mejorar eligiendo CEMT sobre el CEMA. Sin embargo, la resistencia al desgaste del metal de superficie en CEMA es mejor que en CEMT. Para la superficie de aleación base níquel, tanto la dureza como la resistencia al desgaste de la superficie del metal, pueden mejorar al seleccionar el diseño de CEMT respecto a CEMA [122]. El CEMA es una opción para mejorar las propiedades mecánicas de las soldaduras con gas de protección, soldadura fuerte y soldadura por descarga a tope. Por ejemplo, en un acero grado 20 en una soldadura a tope soldado mediante CEMA se mejoró la resistencia a la tracción aproximadamente 9.67 % [123]. Para el acero de alta resistencia WQ960 la resistencia al impacto y tensión incrementaron un 22.14 % y 17.01 %, respectivamente [124]. La mejora de las propiedades mecánicas de un acero inoxidable dúplex fue atribuido a la reducción de la fase sigma [117].

Además, en materiales no magnéticos la aplicación de CEME puede mejorar la microestructura y las propiedades de la unión. Usando GMAW en la soldadura de aluminio con CEMA se incrementó la tenacidad al impacto y la microdureza con una corriente de 20 A [125]. El efecto de la agitación electromagnética durante la soldadura de la aleación de aluminio 6XXX y 7XXX influyó para refinar el tamaño de grano, mejorar la resistencia al impacto en la soldadura, así como reducir la susceptibilidad al agrietamiento en caliente. Los resultados experimentales muestran que los parámetros óptimos del campo magnético fueron de 2-15 Hz de frecuencia y 10-25 mT [126].

Para soldaduras disímiles Fe/Al y Cu/Al unidas con la influencia del CEME la resistencia a la tensión puede incrementar entre 33 % o 45 % respecto a la soldadura sin CEME [28, 101]. La resistencia a la corrosión en los AIA después de la soldadura disminuye debido al empobrecimiento en cromo en zonas, mientras que con la aplicación de CEMA puede acelerarse la difusión de átomos de cromo, redistribuir elementos en la composición química del metal de soldadura y las zonas empobrecidas en cromo, mitigando este inconveniente [127].

En los procesos de soldadura, un gran gradiente de temperatura y un intenso cambio de fases causan estrés y deformación en la soldadura. El CEME puede cambiar la estructura y forma del arco, así como el coeficiente de calor y el gradiente de temperatura decrecen [125, 128]. El proceso reduce los valores de esfuerzo residual longitudinal y transversal [128], también prevé la generación de agrietamiento en frío y caliente [111, 124].

Se han seguido diferentes caminos para mejorar las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión de los AIA. La aplicación de campos magnéticos (CM) y electromagnéticos (CEM) es muy amplia, dentro de la industria de la metalurgia se han utilizado para incrementar las propiedades mecánicas en los aceros [129, 130]. Efecto que es atribuido al refinamiento de grano (RG), el cual ha sido reportado en procesos de fundición o soldadura, control en la fluidez del metal fundido, mejorando la morfología de la interfase sólido-líquido, obteniendo una composición química más homogénea y control en la orientación de solidificación [131]. En los procesos de soldadura con arco eléctrico, el RG puede conseguirse debido a la interacción entre el CEM por la corriente inherente al proceso de soldadura y el CEME [132]. El RG impacta en un aumento de resistencia a la tensión, debido al incremento de la densidad de fronteras de grano en la microestructura y esto puede actuar como una barrera en la migración de dislocaciones [133]. La aplicación de CM también se ha reflejado en el incremento de la resistencia a la tenacidad al impacto debido al RG por efecto de la aplicación de CEME con 0.02 T en la soldadura de aceros de baja aleación por el proceso electroescoria [134].

En la aplicación de CEME, la fuerza de Lorentz actúa promoviendo la agitación electromagnética (AEM) en estado líquido y las fuerzas de magnetización controlan cambios microestructurales en el estado sólido [131]. La AEM favorece el movimiento de convección al actuar como una fuerza motriz extra ya sea para minimizar o aumentar la convección sobre el metal líquido lo cual se verá reflejado en la estructura final solidificada [131]. En la soldadura se ha comprobado que el control de los flujos convectivos de la pileta de soldadura puede ayudar a conseguir un subenfriamiento constitucional grande obteniendo una solidificación dendrítica equiaxiada. Esto se puede corroborar en el diagrama de gradiente térmico vs velocidad de crecimiento, como se muestra en la figura 2.8 donde al obtener una relación G/R baja se consigue un modo de solidificación equiaxiado y una relación GxR alta se obtiene un tamaño de grano pequeño [135].

Además, se ha reportado que el CM no solo incrementa las propiedades mecánicas, también se observó un incremento en la resistencia a la corrosión intergranular (RCI) y resistencia a la corrosión por picado (RCP) en el AIA 304, unido por el proceso GMAW sugiriendo que el CM permiten la redistribución de Cr en el MB austenítico durante el ciclo térmico de soldadura reduciendo el agotamiento de Cr [29]. En el efecto de la interacción de CEM de baja intensidad sobre una soldadura de una aleación del acero inoxidable dúplex (AID) 2205 se reportó un incremento en la resistencia a la corrosión localizada (RCL) debido a la evolución en la modificación de la microestructura en la ZAT y la zona de fusión durante el ciclo térmico de la soldadura. La aplicación del CEM favoreció la reducción de TG en la ZAT, limitando el crecimiento a los granos ferríticos y promoviendo la generación de la austenita en esta zona, induciendo una capa pasiva homogénea en la superficie. La AEM en el MS indujo al RG con una gran formación de la fase austenita durante el enfriamiento [136].

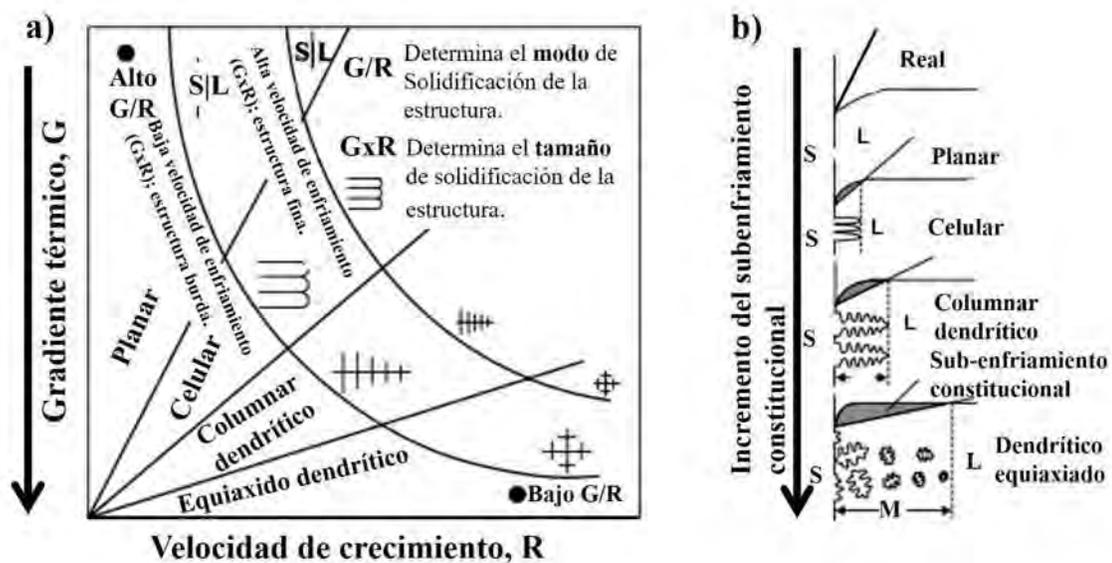


Figura 2.8. Efecto del gradiente de temperatura (G) y velocidad de crecimiento (R) sobre la morfología y el tamaño de la microestructura solidificada [135].

2.8 Corrosión localizada

Tanto la RCP como la RCI depende de la composición química de la aleación, la microestructura, tratamiento térmico, heterogeneidades, tamaño y orientación del grano [20]. Sin embargo, de manera puntual la relación de resistencia a la corrosión (RC) con el tamaño de grano (TG) considera el ambiente, textura, esfuerzos residuales y segregación de elementos en los límites de grano [137]. Hasta la fecha, las investigaciones del comportamiento del TG respecto a la RC han resultado en muchos casos contradictorias dependiendo de la aleación y del procesamiento. No obstante, el refinamiento de grano (RG) puede cambiar el comportamiento electroquímico del metal como consecuencia de la variación de la densidad de límites de grano. En aleaciones susceptibles a segregación, el RG disminuye la diferencia en composición química entre el grano y el límite de grano, lo que ayuda a que se minimice la segregación en el límite de grano [138]. Además, el impacto del RG sobre la RC depende de la habilidad de la superficie para pasivarse, es decir que si el metal se encuentra en la condición activo-pasivo, el RG aumenta la velocidad de corrosión uniforme y disminuye la velocidad de corrosión localizada [138].

2.8.1 Susceptibilidad a la corrosión intergranular

Los AIA son susceptibles al fenómeno de sensibilización y precipitación intergranular, cuando son expuestos a temperaturas entre 450-850 °C [8], impactando directamente en su resistencia a la corrosión. La severidad del daño por corrosión depende del tiempo de permanencia a la temperatura de sensibilización, de la composición química, microestructura, tamaño de grano, densidad de defectos, orientación de los granos y grado de acritud, etcétera [49], resultando en la falla de componentes incluso en la puesta en marcha o en operación después de cierto tiempo. Muchas veces las fallas son asociadas a soldaduras en la ZAT debido al recalentamiento y a las temperaturas que se alcanzan, favoreciendo la precipitación de fases ricas en Cr [20].

El fenómeno de sensibilización es causado por el empobrecimiento en Cr, al precipitar fases ricas en cromo a partir de la austenita y de acuerdo con el diagrama de equilibrio termodinámico; Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , CrN, la fase sigma (σ , $(\text{Fe},\text{Ni})_x(\text{Cr},\text{Mo})_y$), carburos complejos $(\text{CrFeMo})_{23}\text{C}_6$ precipitando a lo largo de los bordes de grano o límites de maclas, la formación de estas fases consumen

elementos (Cr, Mo) esenciales para la pasivación, retardándola [16]. La teoría más aceptada para explicar el comportamiento de la sensibilización fue propuesta por Bain [139], llamada; *la teoría del empobrecimiento en cromo*, donde el porcentaje de cromo en el carburo precipitado y cuya estequiometría es básicamente Cr_{23}C_6 puede llegar a ser 70-80%, lo que supone un empobrecimiento de Cr muy importante en la matriz austenítica, en la región adyacente a la fase rica en Cr. Esto hace que estas zonas pierdan su principal característica de inoxidable al presentar porcentajes de Cr inferiores al 12 %, quedando desprotegidas y constituyendo una región anódica de pilas activas-pasivas.

Mediante microscopía electrónica analítica (AEM, analytical electron microscopy) se detectó un alto grado de sensibilización en un AIA 304 pero la concentración de cromo fue el 10-15% reportada en la zona empobrecida en comparación con la matriz de 18% [140], por tal motivo, se considera que el potencial de pasivación está en función del contenido de Cr existente en la región empobrecida [141]. De igual modo, la zona empobrecida en Cr ha sido detectada y analizada por técnicas de microscopía de alta resolución con un ancho entre 25-200 nm, (dependiendo del tiempo de envejecimiento) cerca de los límites de grano y la interface carburo-matriz [142]. Smith y colaboradores [143] estudiaron un acero AIA 316 y 304 trabajados en frío y reportan una energía de activación de la sensibilización de ~230 kJ/mol y lo compararon con ~246 kJ/mol para la difusión del Cr en un acero AIA 20Cr-25Ni. Por tal motivo, se argumenta que la cinética de sensibilización está controlada por la difusión del cromo en la red [144].

Los AIA-347 estabilizados con Nb presentan una alta finidad por el C, formándose los NbC [7, 10], y al agregar nitrógeno se forman Nb(CN) y NbCr(CN) [13]. El consumo del carbono en la formación de estos compuestos reduce la probabilidad de la formación de carburos ricos en cromo. Además, cuando hay una alta densidad de dislocaciones alrededor de la precipitación de NbCrN, se promueve un mayor número de sitios para atrapar átomos de carbono [9], disminuyendo el fenómeno de la sensibilización de los AIA. Por otro lado, en la precipitación intergranular de M_{23}C_6 puede presentarse alrededor de carbonitruros de niobio sin disolver en aceros estabilizados cuando el material fue envejecido previo a un TTS por 45 min y templado desde 1277 °C [11] .

Los AIA estabilizados con Nb previo a ser sensibilizados existe Nb suficiente para que se presente la precipitación de NbC de manera intragranular e intergranular formándose zonas empobrecidas en Nb donde átomos de C libres en estado de solución sólida reaccionan con átomos de Cr en la región de menor contenido de Nb, facilitando las condiciones para que precipiten carburos ricos en cromo $M_{23}C_6$ de manera intergranular y con ello la corrosión intergranular al presentarse las zonas empobrecidas en Cr. Por lo tanto, en AIA estabilizados el crecimiento adicional de $M_{23}C_6$ puede tener lugar en un período de sensibilización más prolongado [7] como se esquematiza en la figura 2.6.

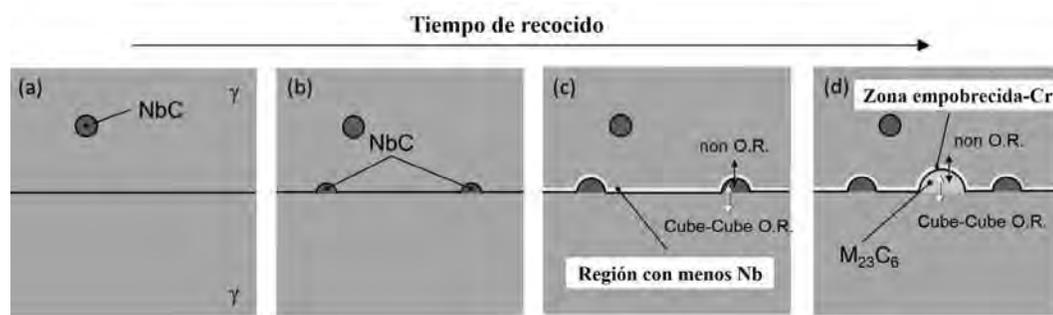


Figura 2.9. Diagrama esquemático que muestra de forma secuencial la aparición de las zonas empobrecidas en Cr en relación con la intergranular precipitación de NbC [7].

El RG se logra a través de procesos termomecánico o deformación en frío, mejorando las propiedades mecánicas como la resistencia y ductilidad, siguiendo la relación de Hall-Petch sin modificar la composición química [145]. La principal razón por la cual incrementa la resistencia la corrosión debido al RG se atribuye a un incremento de la formación de la capa pasiva y adhesión debido al incremento de la densidad de límite de grano [138]. El uso de los tratamientos térmicos modifica el tamaño de grano, el cual debe ser cuidado minuciosamente debido a la segregación de impurezas en el límite de grano, lo cual incrementa la corrosión intergranular [138]. Además, el RG beneficia la pro-difusión del Cr, debido a que la distancia que tiene que recorrer el Cr del interior del grano al límite de grano es muy pequeña y viceversa. Estos factores facilitan el restablecimiento de del Cr hacia las zonas empobrecidas en Cr, así la desensibilización y sensibilización ocurre casi a la par [146, 147].

En los AIA estabilizados con Nb es recomendable aplicar un TTS en un rango de temperaturas entre 1000-1100 °C [83] con el objetivo de asegurar la disolución de posibles $M_{23}C_6$ formados por los procesos termo-mecánicos y lograr una mejor distribución de los NbC. Además, con tratamientos termomecánicos de deformación en los AIA existe la posibilidad de precipitación de $M_{23}C_6$ en los límites de grano de la fase matriz por efecto de la recristalización [148]. Pero no solo la presencia de $M_{23}C_6$ afecta la RC, además se reportó en un acero 304 en presencia de NaCl los esfuerzos residuales fueron un factor detrimental para la corrosión. Sin embargo, después de un relevado de esfuerzos, con un tamaño de grano similar, se observó una alta resistencia a la corrosión [149].

2.8.2 Evaluación de la susceptibilidad a la corrosión intergranular

La evaluación de la susceptibilidad a la corrosión intergranular en los AIA ha sido estandarizada por la norma ASTM-A262 (práctica A-F) y G108 [150] permitiendo detectar de manera cualitativa la precipitación de carburos ricos y pobres en Cr, así como la fase σ , previo a la utilización de técnicas electroquímicas. Sin embargo, los métodos electroquímicos y los diferentes electrolitos para los AIA [20] como $H_2SO_4/KSCN$; $HClO_4/NaCl$ han sido utilizados para la detección de la sensibilización a lo largo del tiempo son; *Polarización anódica* con una velocidad de barrido lenta para determinar la densidad de corriente crítica y densidad de corriente de pasivación. Ataque con *potencial constante* en un pico anódico secundario y medición del valor de la carga. La RPDC, es una técnica (ASTM, G108) y como electrolito se han hecho numerosas investigaciones y modificaciones a la solución utilizada por Majidi y Streicher [151] quienes usaron 0.5M H_2SO_4 + 0.01M KSCN a 30 °C. Ejemplo de ello es la concentración de los agentes despasivantes KSCN y NaCl y sustituyéndolos por el por HCl, en los aceros inoxidable dúplex, donde de acuerdo a lo reportado por Gong y colaboradores [152], el HCl actúa como agente despasivante para lograr detectar pequeños grados de sensibilización. Clarke et al [153] caracterizaron por inmersión en un electrolito de aireado de 0.5M H_2SO_4 + 0.01M KSCN a temperatura ambiente la sensibilización de AIA. Las muestras fueron pasivadas haciendo un barrido anódico a una velocidad constante hasta un potencial anódico el cual induzca la condición pasiva de la superficie y después de sostener la polarización a ese valor de potencial por unos segundos el barrido de potencial se hace en forma

inversa hasta el potencial de corrosión. Dependiendo del modo de barrido del potencial se realiza un barrido con un solo ciclo o doble ciclo [152].

2.8.3 Resistencia a la corrosión por picadura (RCP)

Los AIA son susceptibles a la corrosión localizada (por picadura, intergranular, en hendiduras y agrietamiento por corrosión y esfuerzo) [154]. Por este motivo es de gran importancia el estudio de la RCP, debido a la inminente exposición a medios agresivos que al dañar una pequeña área de la superficie del metal, puede provocar fallas en los dispositivos o causar el inicio del agrietamiento por tensión [155, 156]. La RCP considera un proceso de formación de tres etapas de la picadura: *Nucleación* donde principalmente se rompe localmente la capa pasiva en presencia de iones agresivos. *Propagación metaestable*, en este paso cuando las picaduras son muy pequeñas y la capa pasiva puede regenerarse espontáneamente. Y *crecimiento estable* que se presenta cuando la repasivación de la capa pasiva ya no se da de manera espontánea [157, 158]. Las picaduras se originan a escalas microscópicas por el rompimiento de la *capa pasiva* o por la disolución del metal cerca de inclusiones no metálicas o segundas fases. Donde la capa pasiva es muy porosa, discontinua o inexistente, como se ilustra en la figura figura 2.10a). Esta capa se encuentra constituida por una mezcla de óxidos de cromo y hierro y puede ser dañada en sitios empobrecidos de cromo por iones haluro en especial iones Cl^- , los cuales son absorbidos y penetran hasta el metal activo. Este proceso frecuentemente se inicia con mayor facilidad en la frontera entre metal e inclusiones no-metálicas, fases secundarias (M_{23}C_6 , fase sigma, chi, sulfuros de manganeso, precipitados), en límites de grano, bandas de deslizamiento y segregación [20]. Sin embargo, el crecimiento de picaduras involucra la estabilización de condiciones químicas dentro de la picadura (pH, concentración de anión agresivo y contenido de oxígeno), diferentes a las del electrolito en el que está inmerso el metal. La gráfica de la figura 2.10b) ilustra estos efectos [20].

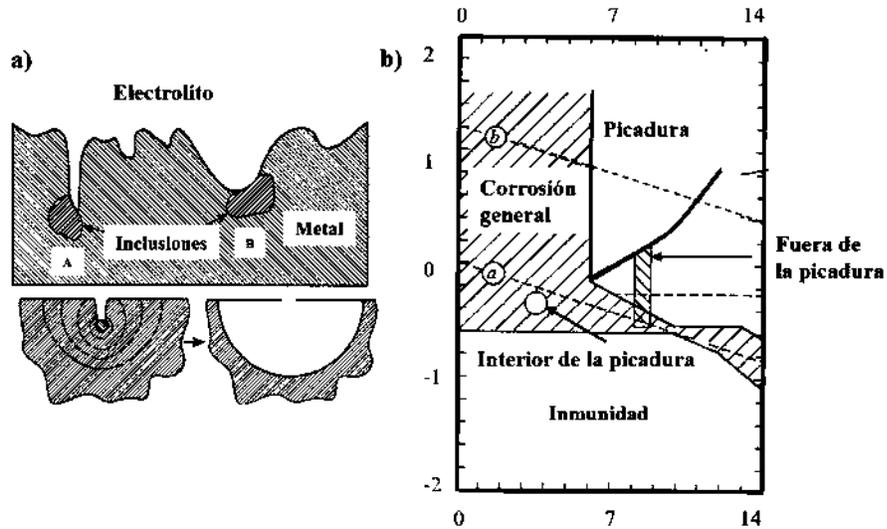


Figura 2.10. a) Inicio de la picadura y disolución del metal, b) potencial y pH existente durante la picadura en el acero en una solución con iones cloruro [20].

La composición química de la aleación influye en aumentar la RCP o disminuirla: Por ejemplo; incrementando el Cr mejora la estabilidad de la capa pasiva, el Ni retrasa el decremento del pH durante el crecimiento de la picadura por neutralidad de la solución en la picadura, incrementando la RCP, el Ti en pequeñas adiciones es benéfico pero el efecto se minimiza con altas concentraciones (1.8% Ti), debido a la formación de nuevas fases susceptibles a corrosión por picadura. En un AIA 301 al agregar Cu entre 0.2 a 0.5 % incrementó en la RCP, pero no entre 1 a 1.9 % Cu ya que se presentaron efectos detrimentales y con 0.8 % Cu o menos se presentaron picaduras pequeñas metaestables. Así mismo, el Si agregado entre 1.01 a 4.45 % en una aleación 18Cr-8Ni y el Mo no solo incrementa la CIG, sino también la RCP [20].

La corrosión por picadura se encuentra muy relacionada con el TG, tal es el caso de un acero Cr-Ni donde al incrementar el TG de 0.05 a 0.07 mm, aumento el potencial de picado (E_p), lo cual se atribuye a una menor densidad de límites de grano y heterogeneidades [159]. Sin embargo, al incrementar el TG más allá de 0.07 mm se observó un E_p constante del rompimiento de la capa pasiva y el número de picaduras decreció. En un acero 304 LN y 316 LN en un medio de ácido clorhídrico con un TG de 40-380 μm para el 304L y de 70-570 μm para 316LN, se reportó que al incrementar el TG la RCP deterioro para ambas aleaciones. Se observó un gran número de picaduras y con un TG pequeño las picaduras fueron estables [160].

2.9 Influencia de la temperatura sobre la resistencia a la corrosión localizada

En este contexto otra alternativa para medir el comportamiento a la corrosión es la temperatura crítica de picado (TCP), concepto que fue introducido por Brian y Tozer en 1973 [161], quienes usando polarización potenciodinámica para determinar la TCP evaluaron el contenido de Mo en un AIA en una solución con 3.5 % de NaCl. Tiempo después Qvarfort [162] uso polarización potenciodinámica para determinar la TCP en los aceros inoxidable en una solución de cloruro de sodio. Realizó curvas de polarización a diferentes temperaturas y determinó el potencial de ruptura en función de la temperatura.

Definiendo a la TCP como la temperatura a la que cae el potencial desde el rango de transpasividad hasta el rango de potencial de picado, el cual disminuye de manera constante a varios cientos de mili-voltios. El criterio de la caída del potencial fue una densidad de corriente mayor a $100 \mu\text{A cm}^{-2}$, criterio que hasta la fecha se sigue utilizando para establecer esta propiedad. Recientemente [163], se ha establecido que por debajo de la TCP, los aceros no se pican sin importar el potencial y tiempo de exposición, y el rompimiento observado a altos potenciales anódicos es causado por la disolución transpasiva. Sin embargo, una vez que se excede la TCP, puede ocurrir la picadura estable y los potenciales del rompimiento caen por debajo de los requeridos para la transpasividad. El comportamiento de la TCP en los aceros puede depender de la concentración del inhibidor [163], acabado superficial [164], y elementos de aleación [165], pero más que todo del potencial [164] o la concentración de cloruro dentro de un rango de baja concentración [166].

CAPÍTULO III. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

En el presente capítulo se describe de forma secuencial el desarrollo experimental para la realización de la unión soldada del AIA 347. Realizando una caracterización microestructural, estructural, mecánica, electroquímica usando diferentes técnicas y ensayos.

3.1 Metal base y metal de aporte

El acero inoxidable austenítico AISI-347 fue utilizado como metal base (MB) en placa en condición de llegada de rolado en caliente, con un espesor de 7 mm. En el presente proyecto se utilizó como metal de aporte electrodo ER-310 de 1.2 mm de diámetro. La composición química nominal del MB y el electrodo, además de la composición química real del MB se presentan en la tabla 3.1, esta última fue determinada por OUTO KUMPU, la cual concuerda muy bien con la nominal.

Tabla 3.1. Composición química del AIA 347 y el electrodo ER-310 (% en peso).

Material	C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	Co	Cu	Mo	N	Ti	Al
Nominal	0.04	1.1	0.52	17.1	9.05	0.61	-	0.33	0.25	-	-	-
Real	0.04	1.5	0.36	17.3	9.3	0.64	0.28	0.45	0.41	0.04	0.005	0.004
ER-310	0.09	1.7	0.52	25.5	20.4	-	-	0.65	≤0.06	0.47	-	-

3.2 Proceso de soldadura

En la unión de las placas de AIA con dimensiones de 7 x 75 x 150 mm se utilizó el proceso de soldadura con protección de gas y electrodo metálico consumible (por sus siglas en inglés GMAW). La preparación de la junta fue con un bisel en simple V con las dimensiones que se especifican en la figura 3.1. Para la protección de la pileta líquida de soldadura se suministró la mezcla de gas 98% Ar +2%O₂.

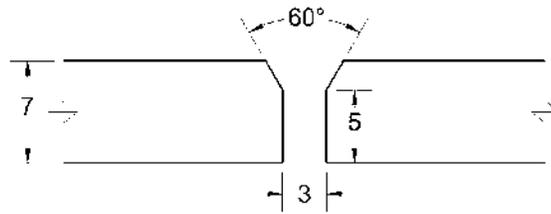


Figura 3.1. Geometría y dimensiones de la junta.

Se utilizó una máquina semiautomática de corriente directa Miller Dimension 652 con una capacidad de 650 A, con una eficiencia aproximada al 75%. Con un voltaje a circuito abierto de 50 V y un voltaje de trabajo entre 0 a 40 V. Se empleó una polaridad directa y electrodo positivo (CDEP). La velocidad de avance fue controlada a través de un dispositivo mecánico activado por un motor eléctrico de velocidad variable para el desplazamiento constante de la fuente de calor. La distancia del difusor con respecto a la pieza de trabajo fue de 12 mm (stick-out).

Los parámetros operativos del proceso de soldadura fueron ajustados para una transferencia por rocío; con un voltaje constante de 29.2 V, velocidad de alimentación de 157 mm/s, velocidad de desplazamiento de 3.4 mm/s, mientras que el amperaje y el calor de aporte en el proceso se presentan en la tabla 2. Este calor fue calculado usando la ecuación 1.

$$Q = \eta \frac{EI}{v} \quad (1)$$

Donde:

E.- Voltaje, V

I.- Corriente, A

Q.- Calor de aporte, J/mm

η . – Eficiencia del aporte de calor del proceso de soldadura

V.- Velocidad de avance de la torcha, mm/s

En la unión del AISI-347 se aplicó un campo electromagnético externo (CEME) tanto de manera axial como perpendicular con las diferentes intensidades, que se listan en la tabla 3.2. Para CEMA se utilizó una bobina de 23 cm de diámetro, mientras que para el CEMP las bobinas fueron de 14.5

cm, con 3 espiras en cada bobina para ambos casos, como se muestra en la figura 3.2a) y b) respectivamente. Para la generación del CEME se alimentó corriente eléctrica de diferentes magnitudes con una fuente portátil de corriente variable marca PARKER modelo DA-1500. El campo magnético generado se midió en función de la corriente con un gauss-metro digital marca FW-Bell para evaluar el efecto en el material adyacente a la piletta de soldadura.

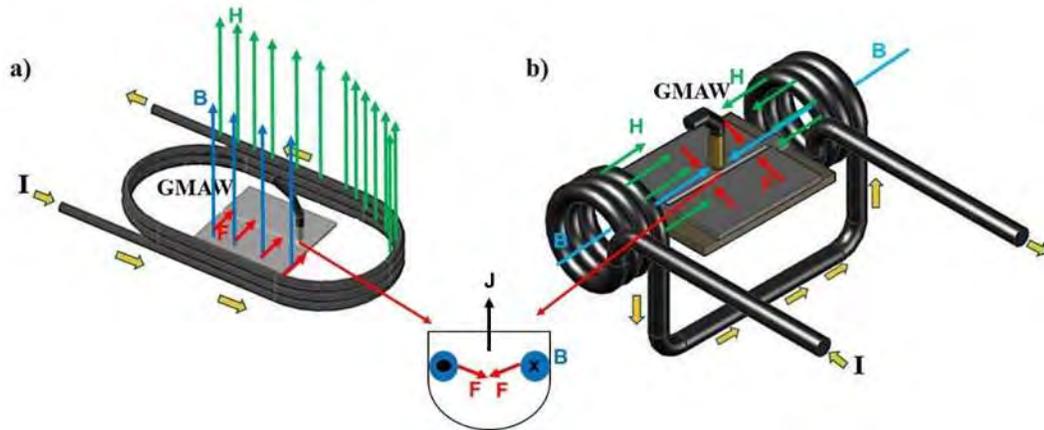


Figura 3.2. Arreglo experimental para la aplicación del CEME; a) CEMA y b) CEMP.

La IEM entre el CEME (B_{ext}) y el CEM generado por la corriente de soldadura (B_{GMAW}) en la piletta líquida se relaciona con la suma total de las fuerzas de Lorentz (F_T), ecuación (2), donde las fuerzas de Lorentz por el campo magnético inherente al proceso de soldadura (F_{GMAW}) y por el CEM (F_{CEM}) se representan en las ecuaciones (3) y (4) respectivamente.

$$\vec{F}_T = \vec{F}_{GMAW} + \vec{F}_{CEM} \quad (2)$$

$$\vec{F}_{GMAW} = \vec{B}_{GMAW} \times \vec{J} \quad (3)$$

$$F_{CEM} = \vec{B}_{CEME} \times \vec{J} \quad (4)$$

Tabla 3.2. Parámetros operativos del proceso de soldadura.

Intensidad del campo magnético (mT)	Amperaje (A)	Calor aportado (kJ/mm)
0	360	2.3
2	343	2.2
4	334.7	2.16
6	352.3	2.27
3	343.2	2.2
15	369	2.4

3.3 Distribución y selección de las soldaduras para la caracterización

Todas y cada una de las uniones soldadas se seccionaron en once probetas de 7 x 12 x 150 mm para realizar la caracterización microestructural, estructural, mecánica y electroquímica como se ilustra y especifica en la figura 3.3.



Caracterización	CEMA	CEMP
	Probeta	
MO, MEB	6	1, 6, 11
DRX	6	6
MET	4	4
Microdureza, HV	6	6
Impacto	1, 8, 9	2, 10, 5
Tensión	2, 3, 10	3, 7, 9
Electroquímica	5	5

Figura 3.3. Cortes transversales para las diferentes caracterizaciones de las juntas soldadas.

Para aprovechar el material se realizó la caracterización por MO, MEB y el ensayo de microdureza. Sin embargo, para las soldaduras realizadas con el CEME perpendicular se caracterizaron tres probetas; al inicio (I), en el centro (C) y al final (F). Mientras que para CEMA y la soldadura sin campo solo se caracterizó únicamente el centro, como se ilustra en la figura 3.4.

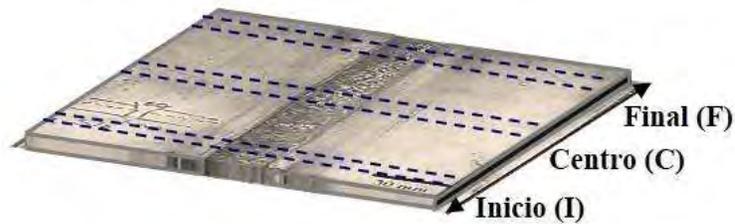


Figura 3.4. Posición de los cortes transversales para la caracterización de las soldaduras para CEMP (I, C, F) y CEMA (C).

3.4 Caracterización microestructural

Para la caracterización microestructural del MB, las muestras del MB con TTS y las soldaduras se llevó a cabo una preparación metalográfica convencional, que consistió en desbaste con papel de carburo de silicio (SiC) de diferente granulometría (320-2000). Posteriormente las muestras se pulieron con un acabado a espejo con pasta de diamante de granulometría con secuencia de 6, 3 y 1 μm utilizando una mezcla de alcohol etílico y dispersante. Posterior a esto, la microestructura de cada muestra fue revelada mediante un ataque químico por inmersión-agitación, utilizando una solución de ácido clorhídrico 8.43 mL HCl, nítrico 2.80 mL HNO₃ y etanol 3.75 mL C₂H₆O. Las muestras atacadas, fueron sometidas a limpieza mediante baño ultrasónico para eliminar impurezas superficiales con acetona por un tiempo de 5 minutos y secadas con aire frío.

3.4.1 Microscopía óptica (MO)

Después de la preparación metalográfica el MB y las muestras de MB tratadas térmicamente fueron caracterizadas en el MO Nikon Epiphot. Mientras que para caracterizar las microestructuras de las soldaduras se utilizó un MO CARL ZEISS invertido acoplado a un procesador mediante el cual se adquirieron ensambles de imágenes digitales de las diferentes zonas propias de las soldaduras para analizar las fases, morfología y bordes de grano.

3.4.1.1 Medición de las zonas de la soldadura

Mediante el uso del software AutoCAD se midieron las diferentes zonas de la soldadura en términos de área; zona de fusión, el metal base fundido (MB_F), la zona de segregación (Z_{seg}) ubicada en la zona de refinamiento (ZRG) y la de crecimiento (ZCG), y la zona afectada térmicamente (ZAT) como se esquematiza en la figura 3.5 en el perfil de la soldadura. Para estos cálculos se utilizaron las ecuaciones 5-8, en donde D e I corresponden al lado derecho e izquierdo, respectivamente.



Figura 3.5. Perfil transversal de una soldadura indicando las áreas medidas.

$$\frac{MB_{FI} + MB_{FD}}{Z_F} * 100 = \% MB_F \quad (5)$$

$$ZRG_I + ZRG_D = ZRG_T \quad (6)$$

$$ZCG_I + ZCG_D = ZCG_T \quad (7)$$

$$ZRG_T + ZCG_T = ZAT_T \quad (8)$$

La figura 3.6 se muestra los perfiles transversales de las soldaduras seleccionadas para hacer la caracterización microestructural de muestras generadas con el CEMA y CEMP. De cada condición se seleccionó una microestructura de la posición del centro para hacer las mediciones de las diferentes zonas de la soldadura como se esquematiza en la figura 3.5.

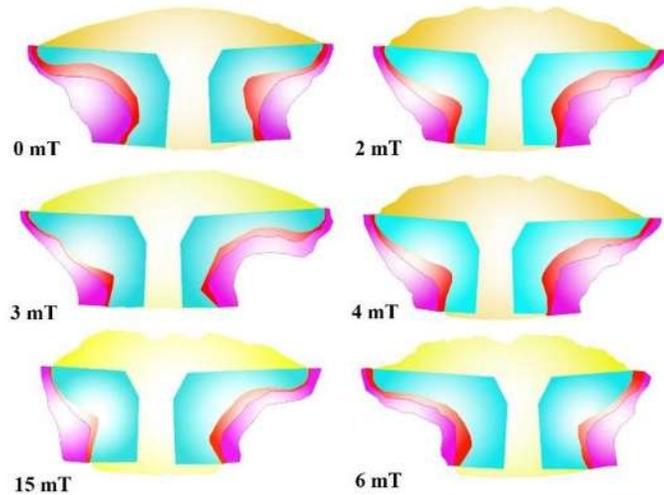


Figura 3.6. Perfil transversal de las soldaduras que se utilizaron para la medición de las zonas indicadas en la figura 3.5.

3.4.1.2 Determinación del modo de solidificación y el porcentaje de ferrita delta presente

Mediante la fórmula de Kotecki se determinó el modo de solidificación del MB de acuerdo con su composición química y su relación de Cr_{eq} y Ni_{eq} equivalente de 1.56 y por medio del diagrama de Schaeffler [80] se estimó el porcentaje de ferrita δ presente en la soldadura [80, 82].

$$\text{Kotecki and Siewert [82]: } \frac{Cr_{eq}}{Ni_{eq}} = \frac{Cr+Mo+0.7 Nb}{Ni+35C+20N+0.25Cu} = \frac{17.3+0.41+0.71(0.64)}{9.3+35(0.04)+20(0.04)+0.25(0.45)} = 1.56$$

3.4.2 Microscopía electrónica de barrido (MEB)

Por medio de MEB se capturaron imágenes en el modo de electrones secundarios y retrodispersados. Se realizaron análisis químicos puntuales semicuantitativos por espectroscopía de rayos X por dispersión de energía (EDX por sus siglas en inglés) y mapas de composición en las fases y precipitados observados para lo cual se utilizó un microscopio Jeol JSM-7600F[®]. Para observar las microestructuras de las soldaduras y el MB por MEB las muestras fueron atacadas químicamente por inmersión con 8.43 mL HCl, nítrico 2.80 mL HNO₃ y etanol 3.75 mL C₂H₆O por tiempos de ataque entre 90 y 120 segundos.

3.4.3 Microscopía electrónica de transmisión (MET)

La caracterización por MET se realizó en un microscopio Philips Tecnai[®], para la preparación de las muestras se realizaron cortes de 500 μm de espesor con un disco de diamante de baja velocidad marca Buehler IsoMet[®] en el MB, en las juntas soldadas en la sección transversal en la ZAT y ZRG. Posterior al corte las muestras fueron desbastadas con papel de SiC desde una granulometría de 600 hasta un espesor entre 80-100 μm . Después se seccionaron de 4 a 6 discos de 3 mm de diámetro por muestra. Las muestras que fueron desbastadas de manera manual hasta una granulometría de 1200 y electropulidas con un equipo de doble chorro a -30 °C y 30 V, utilizando como electrolito una solución al 10 % de ácido perclórico diluido en metanol. El análisis de las muestras se llevó a cabo con las técnicas de campo claro y alta resolución. Las imágenes obtenidas fueron procesadas con el uso del software DigitalMicrograph.

3.5 Caracterización estructural

La caracterización estructural mediante difracción de rayos-X, permite determinar las fases presentes en la microestructura de las soldaduras.

3.5.1 Caracterización estructural por difracción de rayos X

El acero AISI-347 fue analizado por DRX para identificar las fases presentes en el MB en condición de llegada. Este análisis se realizó en la sección paralela a la laminación. Para la preparación, se realizó un desbaste con SiC hasta una granulometría de 1200 para obtener una superficie libre de óxidos, utilizando un portamuestras con dimensiones de 4 x 4 x 1 cm. El ensayo se llevó a cabo en el difractómetro SIEMENS modelo D5000, las condiciones de la corrida se presentan en la tabla 3.3.

Tabla 3.3. Condiciones para las corridas de DRX.

Condición	2 θ	Incremento (°/s)	Voltaje (kV)	Amperaje (A)
MB, TTS	40-55	0.01	25	20
Soldaduras	30-100	0.02		

3.6 Tratamiento térmico de solubilizado (TTS)

El MB en su condición de recibido fue rolado en caliente, alcanzando temperaturas propicias para la precipitación de carburos ricos en cromo. Con la finalidad de disolver los $M_{23}C_6$ se aplicó un TTS al MB en su condición de recibido a 1050 °C con 30, 60 y 90 min de permanencia, como se ilustra en la figura 3.7a) para lo cual se seleccionaron muestras de de 1 x 2 x 0.7 cm.

La temperatura tiene influencia sobre la disolución de los carburos de cromo y carburos de niobio aproximadamente 950 °C y 1050 °C, respectivamente [8, 167] y el tiempo de permanencia sobre el tamaño de grano como se ilustra esquemáticamente en la figura 3.7b). En este esquema se muestra el efecto tiempo-temperatura sobre el tamaño de grano. Se observa claramente que a mayor tiempo de permanencia mayor tamaño de grano [83].

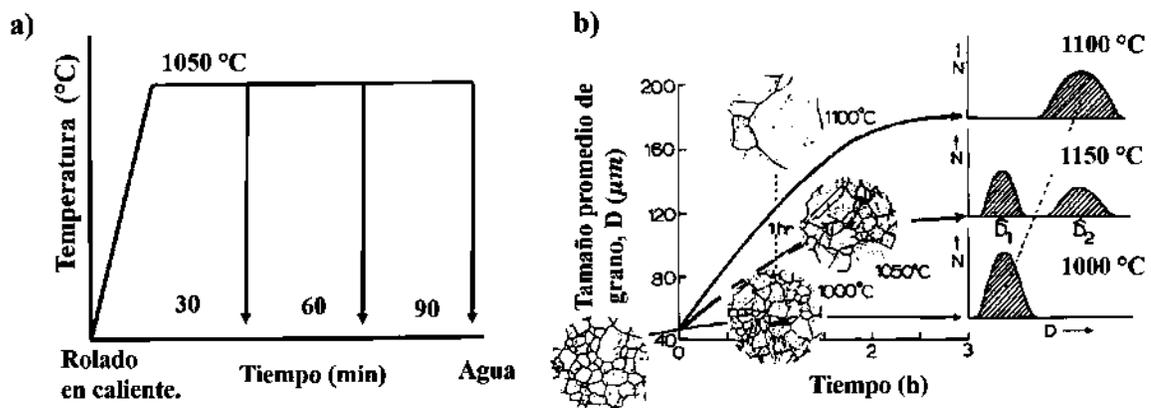


Figura 3.7. a) Ciclo térmico del AIA-347 con diferentes tiempos de permanencia y b) tamaño de grano promedio del AIA 316 bajo TTS [83].

3.7 Caracterización mecánica

La caracterización mecánica abarcó la microdureza en la escala Vickers, ensayos de tensión y ensayos de impacto.

3.7.1 Microdureza Vickers

Las mediciones de microdureza Vickers (HV) se realizaron en las muestras que se utilizaron para la caracterización microestructural. Las mediciones se efectuaron mediante la norma ASTM-E 10, con una carga aplicada de 100 g durante 10 s por indentación. En el MB se hicieron 10 mediciones en forma diagonal en las diferentes caras de acuerdo con la dirección del laminado con una separación entre ellas de aproximadamente 250 μm , mientras que en las muestras tratadas térmicamente TTS se realizaron únicamente en la cara superior.

Entretanto en las juntas soldadas, se hicieron barridos en la sección transversal en la unión soldada realizando tres perfiles de microdureza (superior, medio e inferior) por condición de soldadura, como se ilustra en la figura 3.8. La distancia entre indentaciones fue de 250 μm en las líneas paralelas, con una altura de 4000 μm y un ancho de 25 000 μm con la finalidad de generar más información de las diferentes zonas de la unión soldada y obtener el perfil de variación de esta propiedad en la sección transversal de las juntas soldadas. Para todas las condiciones las muestras fueron previamente rectificadas para asegurar que la cara superior e inferior fuera perfectamente paralelas entre sí, además de realizar una preparación convencional de desbaste con papel de SiC y un ligero ataque químico similar al realizado para análisis de la microestructura, para establecer puntos de referencia.

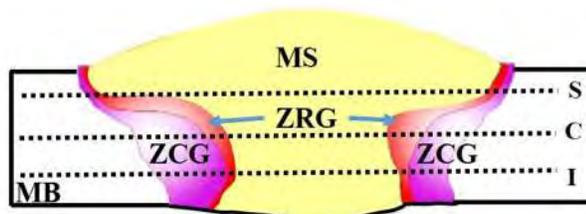


Figura 3.8. Barrido de microdureza HV_{100} realizado a la soldadura.

3.7.2 Ensayo de tensión

En el ensayo de tracción uniaxial, las probetas fueron maquinadas y caracterizadas mecánicamente mediante la norma ASTM-E8M con una velocidad de desplazamiento del cabezal de 6 mm/min, haciendo uso de la maquina universal de ensayos mecánicos marca Zwick/Roell, modelo Z100 con

una capacidad de carga de 100kN. Para esto, las muestras del MB se tomaron en sentido transversal a la laminación y del material con los diferentes TTS, mientras que para la junta soldada se seleccionaron muestras de cortes transversales perpendiculares a la dirección de soldadura considerando la sección media y los extremos considerando a la soldadura como la región de la sección reducida hacia el centro de la probeta, haciendo tres ensayos por condición y tomando probetas equivalentes con respecto a la posición como se indica en la figura 3.3. La figura 3.9 muestra el diseño y dimensiones de las probetas que fueron ensayadas.

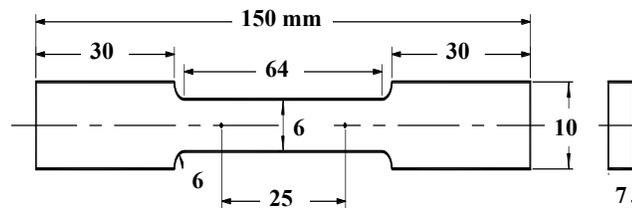


Figura 3.9. Dimensiones de las probetas del ensayo de tensión uniaxial.

Para realizar un ensayo de tensión sobre una probeta del ER-310 se hicieron depósitos de soldadura de este metal de aporte sobre una placa de un AISI 304. Depositando 3 cordones con la finalidad de lograr un espesor que permitiera maquinarse de acuerdo con la norma una probeta de tensión con la composición química del electrodo ER-310.

3.7.3 Ensayo de impacto

Se fabricaron 3 probetas para cada condición de soldadura de acuerdo con la norma ASTM E-23-02, para lo cual se hizo una ranura en el centro de la probeta con una profundidad de 1 mm para efectuar las pruebas de impacto Charpy (CVN por sus siglas en inglés). La figura 3.10 muestra el diseño y las dimensiones de las probetas maquinadas para este ensayo, el cual se realizó a temperatura ambiente, en la máquina para pruebas de impacto marca Tinius Olsen, empleando un péndulo con una capacidad de energía de 358 J.

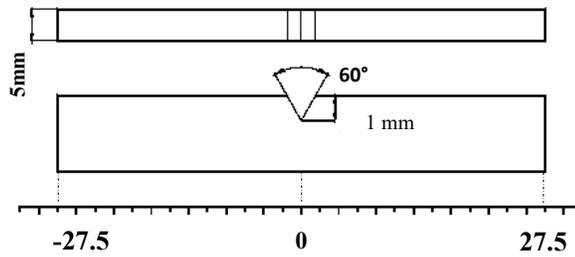


Figura 3.10. Diseño y dimensiones de las probetas para el ensayo Charpy.

3. 8 Caracterización electroquímica

La caracterización electroquímica se llevó a cabo en dos partes; inicialmente se hizo el estudio sobre el MB con TTS bajo las condiciones que se especifican en la sección 3.6. Estudio que permitió establecer el electrolito, soluciones que se muestran en la tabla 3.4. Con la finalidad de determinar el grado de sensibilización (GDS) en muestras con TTS con diferentes tiempos de permanencia, tomando una sección de 1 cm x 1 cm x 0.7 cm. La segunda parte del estudio se llevó a cabo en muestras de las soldaduras en regiones equivalentes ZAT, ZRG y MS como se delinea en la macrografía de la soldadura la figura 3.11.

Tabla 3.4. Electrolitos utilizados para determinar la composición más conveniente para medir el GDS en el AIA 347.

No.	Composición del electrolito
1	0.5M H ₂ SO ₄ + 0.01M KSCN
2	1M H ₂ SO ₄ + 0.01M KSCN
3	1M H ₂ SO ₄ + 0.5M NaCl + 0.01M KSCN
4	1M H ₂ SO ₄ + 0.5M HCl



Figura 3.11. Secciones consideradas para el análisis electroquímico; ZAT, ZRG y MS.

Una vez que se determinó la solución electrolítica más adecuada para este estudio, se procedió a evaluar los efectos de las variables del procedimiento de soldadura en las zonas de interés ya puntualizadas.

Las muestras metálicas se embebieron en resina epóxica, conectando un alambre de cobre en la cara posterior de la muestra para hacer la conexión eléctrica y formar la celda electroquímica convencional de tres electrodos. La muestra en estudio actúa como electrodo de trabajo, un electrodo de calomel saturado (ECS) fungen como electrodo de referencia y una barra de grafito como electrodo auxiliar, como se ilustra en la figura 3.12. Previo a la realización de los ensayos, las muestras se desbastaron con papel de carburo de silicio hasta la granulometría 1200, se enjuagaron con agua y se desengrasaron con acetona grado analítico para determinar el GDS y la resistencia a la corrosión por picadura (RCP). Por cada muestra se corrieron de 3 a 7 experimentos para verificar la reproducibilidad del experimento. Para ambas técnicas se usó el potenciostato Solartron SI 1287, el cual fue programado con el software Cview.

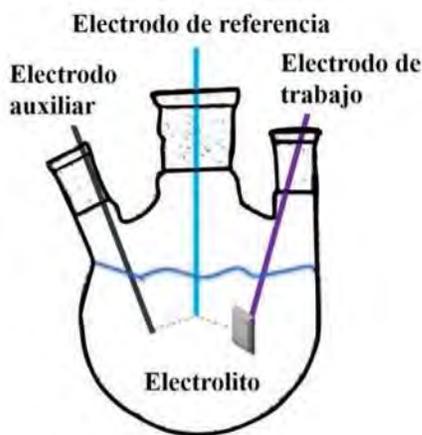


Figura 3.12. Configuración de la celda electroquímica para evaluar el GDS y la RCP.

3.8.1 Evaluación del grado de sensibilización (GDS)

Para determinar el GDS de las diferentes probetas se utilizó la técnica de reactivación potenciodinámica de doble ciclo (RPDC). Con esta técnica se mide la relación I_r/I_a , donde I_r es el valor del pico máximo de la corriente anódica en la curva de reactivación, mientras que I_a es el

valor del pico máximo en la corriente anódica en la curva de activación, como se indica en la gráfica de la figura 3.13a). Esta técnica la utilizó Majidi y Streicher [151] para medir el GDS de un acero inoxidable austenítico 304, utilizando como electrolito la solución 0.5 M H₂SO₄ + 0.01 M KSCN, con una velocidad de barrido de 100 mV/min a 30°C. Este medio se aplicó en el AIA-347 pero debido al bajo GDS detectada en el MB y al estudio establecido en la sección 3.8 se cambiaron las variables, utilizando un electrolito más agresivo de 1 M H₂SO₄ + 0.05 M HCl [39, 152], una velocidad de escaneo anódico potenciodinámico más baja de 60 mV/min a 25 °C desde 0 mV hasta un sobrepotencial de 600 mV. Las gráficas de a figura 3.13 ejemplifican las curvas de RPDC típicas para un material susceptible a la corrosión localizada (sensibilizado) y para un material sin riesgo de sufrir este tipo de corrosión (no sensibilizado).

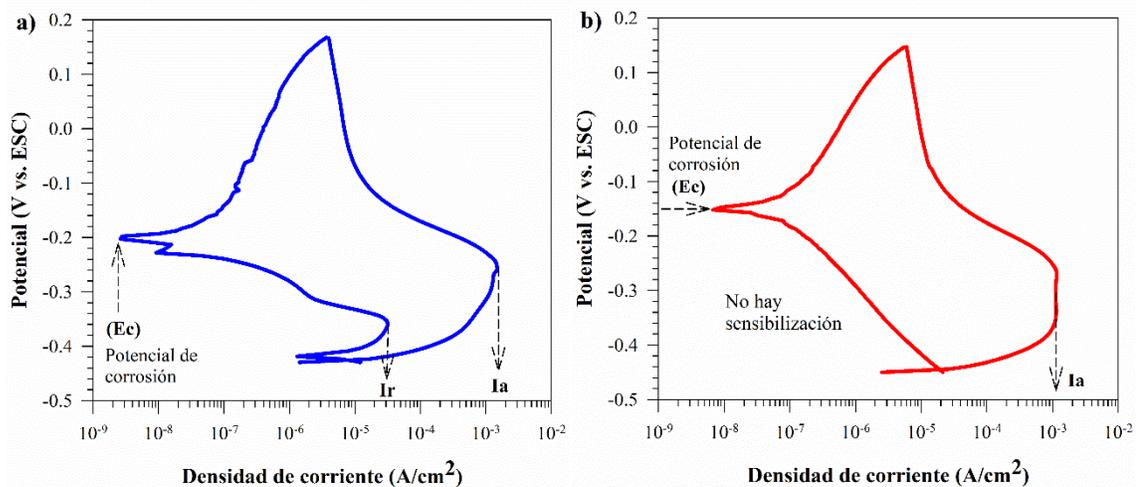


Figura 3.13. Curvas típicas por medio del ensayo, RPDC para un material a) sensibilizado y b) no sensibilizado.

3.8.2 Evaluación de la resistencia a la corrosión localizada por picadura (RCP)

Las pruebas de RCP se realizaron aplicando polarización potenciodinámica en una solución de 3.5% en peso de NaCl a temperatura de 25 ± 1 °C utilizando la misma configuración de celda electroquímica esquematizada en la figura 3.12. El sobrepotencial catódico aplicado fue de -400 mV y se aplicó la polarización potenciodinámica a una velocidad de 20 mV/min hasta que se alcanzó el potencial de picadura como se muestra en la figura 3.14a) en el MB, ZAT y MS.

Estas gráficas, ejemplifican las curvas de RPDC típicas para un material susceptible a la corrosión localizada por picado y en la figura 3.14b) se muestra un material sin riesgo de sufrir este tipo de corrosión.

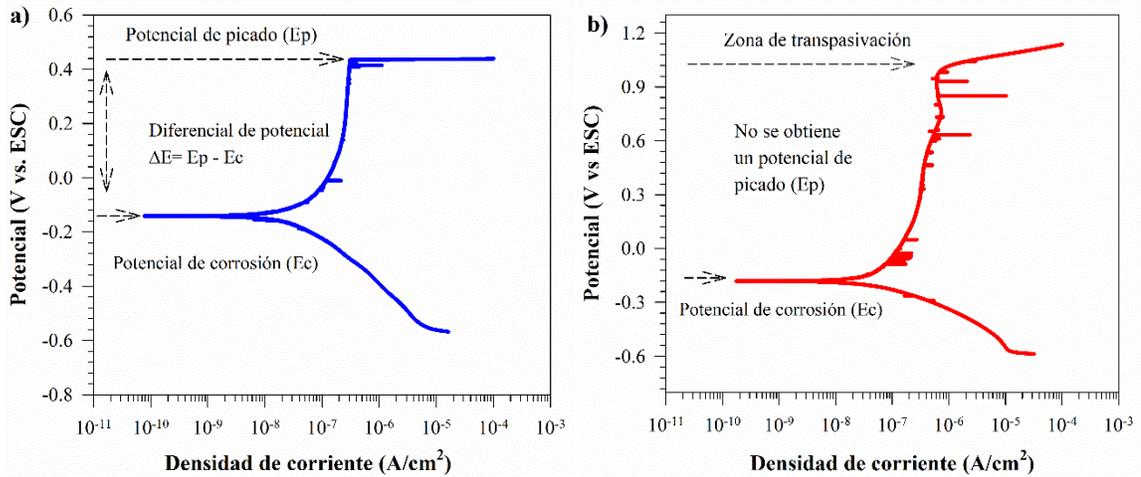


Figura 3.14. Curvas características del ensayo de polarización potenciodinámica. a) Determinación del diferencial de picado y b) no se establece potencial de picado.

3.8.3 Determinación de la temperatura crítica de picado (TCP)

Después de evaluar el GDS y la RCP en las diferentes condiciones de las soldaduras y MB, se evaluó la TCP con la técnica de cronoamperometría. La cual consiste en aplicar una polarización potencioestática. Se aplicó un potencial de 350 mV vs ESC. Debido a que este valor se encuentra dentro de la región pasiva de las curvas potenciodinámicas de RCP. Tales condiciones se apegaron a la norma ASTM G150-99 [168]. El diseño de la celda electroquímica se presenta en la figura 3.15, para la cual se utilizó como electrolito 3.5 % de NaCl. El cual fue colocado en baño María para control de la temperatura la cual se incrementa a una velocidad de aproximadamente 1 °C/min, desde temperatura ambiente, 25 °C, hasta alcanzar la TCP. La cual fue establecida al alcanzar una densidad de corriente de al menos 100 μA/cm². Las pruebas solo se realizaron en la soldadura completa (MB + ZAT + ZRG + MS) y las picaduras producidas fueron observadas en el MEB, con la finalidad de observar el ataque producido en la superficie de las muestras y determinar en cual zona fue más agresivo el daño.

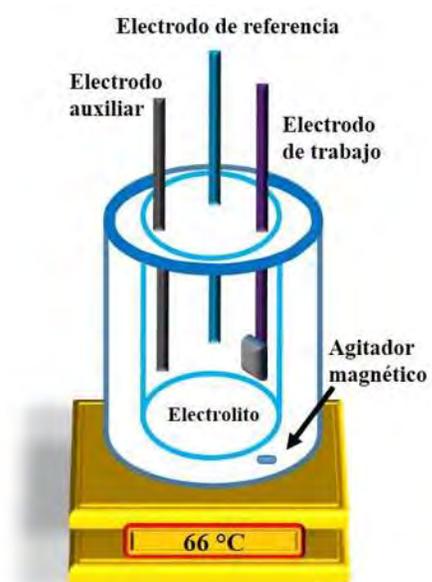


Figura 3.15. Configuración de la celda electroquímica para determinar la TCP.

CAPÍTULO IV. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1 Caracterización por microscopía óptica (MO)

4.1.1. Caracterización del MB

Las micrografías de la figura 4.1 muestran la microestructura del MB en las diferentes caras de la placa en su condición de llegada. Se observa una microestructura con una matriz austenítica con maclas características de estos materiales, la caracterización se llevó a cabo en la sección MB-L (longitudinal) como se muestra en el inciso a), MB-T (transversal) en el inciso b) y MB-S (cara superior) en el inciso c) y en el inciso d) se observa la microestructura del MB-L correspondiente a la dirección de la laminación en caliente, deformación que se refleja en bandas delgadas, las cuales solo fueron observadas a altos aumentos.

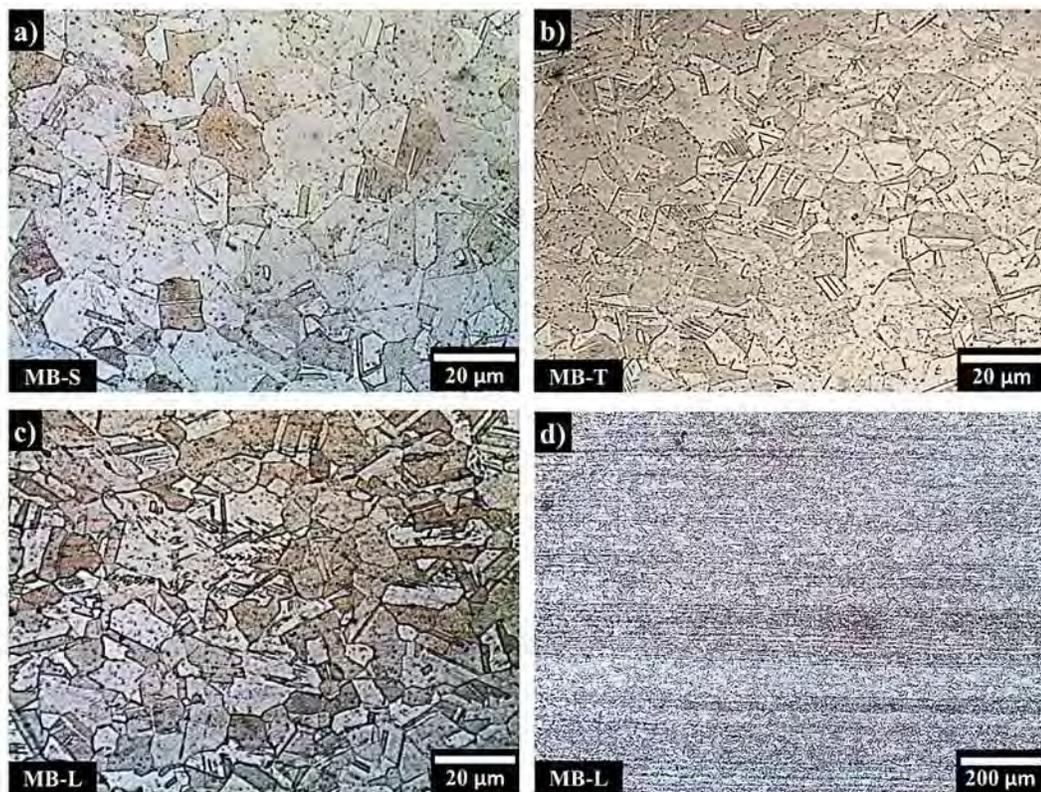


Figura 4.1. Micrografías por MO del MB donde se muestra a) distribución del tamaño de grano tanto longitudinal, transversal y vista superior. b) Vista cara lateral paralela de la dirección de la laminación a menor magnificación.

4.2 Caracterización de las juntas soldadas

La caracterización de las juntas soldadas permite evaluar la apariencia superficial, la macro y microestructura mediante técnicas de caracterización microestructural como MO, MEB y TEM.

4.2.1 Apariencia superficial

En la figura 4.2 se presenta la apariencia superficial de los cordones de las uniones soldadas sin la aplicación de CEME (0 mT), con CEMA; 3 y 15 mT y con CEMP; 2, 4 y 6 mT. Observándose uniones soldadas sanas tanto para CEMA como para CEMP. Las intensidades usadas para el CEMA fueron elegidas en base a trabajos previos donde se obtuvieron buenos resultados en resistencia a la corrosión en un acero inoxidable austenítico 304 y un duplex 2205 [29, 136]. Mientras que, al aplicar una nueva orientación del campo magnético externo, CEMP se estableció un rango de intensidades entre 2, 4 y 6 mT.

En la figura 4.3 se presentan las macrografías de la soldadura sin la aplicación de CEME y con la aplicación de CEMA y CEMP. Para CEMA se observa que con 3 y 15 mT disminuye la ZAT respecto de 0 mT. Esto se atribuye a que el MB parcialmente fundido fue arrastrado hacia el centro de la pileta de la soldadura al incrementar la agitación electromagnética del metal líquido por efecto del CEME [169, 170], lo cual reduce los gradientes térmicos entre el centro de la pileta y la región adyacente. En la macroestructura para 0 mT se aprecian claramente granos columnares, lo que no logra apreciarse para 3 y 15 mT. En general con 3 mT se observa una mejor apariencia respecto a 0 y 15 mT para CEMA. Debido a que se aprecia poca sobremonta e irregularidades cóncavas y una menor apreciación de la ZAT.

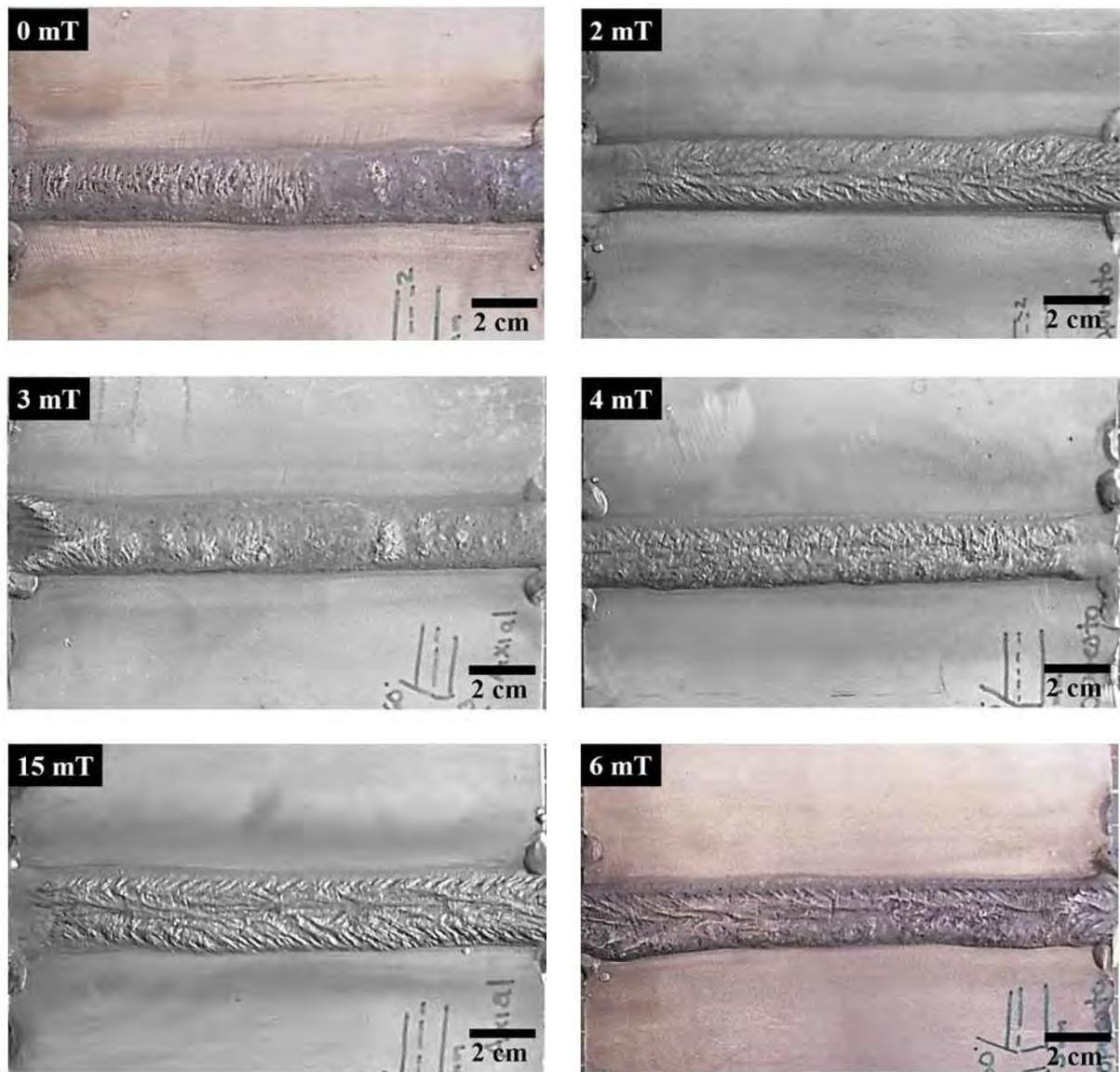


Figura 4.2. Apariencia superficial de la corona de las soldaduras obtenidas sin CEME (0 mT), con CEMA (3 y 5 mT) y con CEMP (2, 4 y 6 mT).

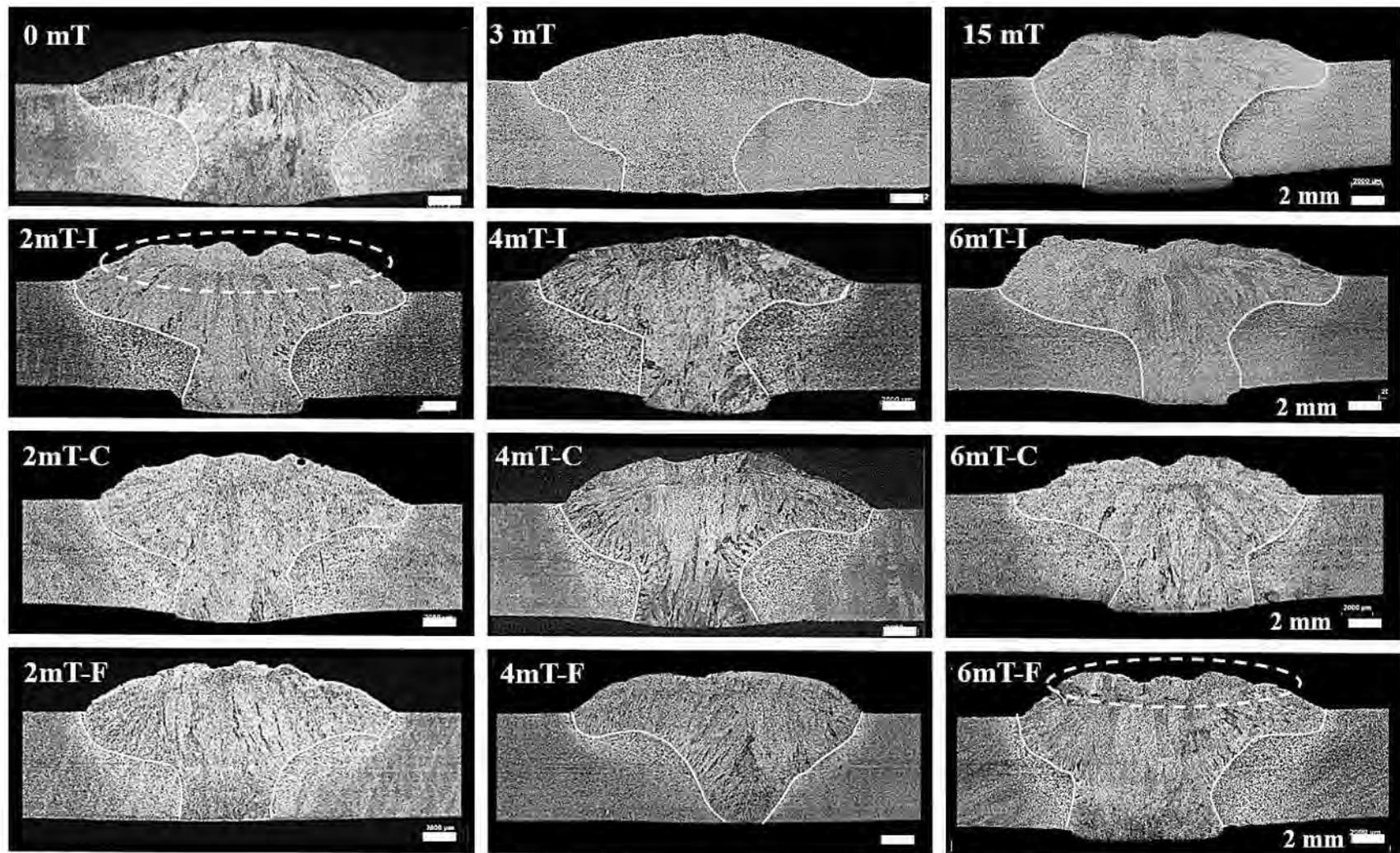


Figura 4.3. Macrografías de los perfiles transversales de las juntas soldadas con CEMA y CEMP.

La apariencia macroestructura de las soldaduras obtenidas con CEMA se relaciona con los resultados de la figura 4.4 donde a medida que incrementa el CEME disminuye el área de la ZCG, ZAT y la ZS con respecto a 0 mT, mientras a medida que incrementa el CEME incrementa el porcentaje de metal base fundido (MBF).

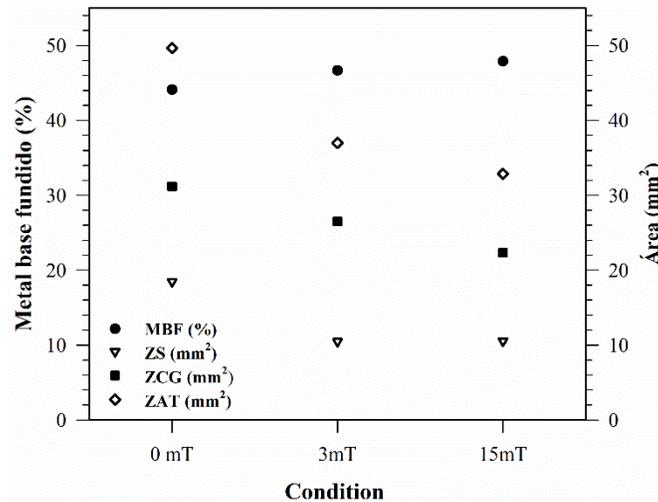


Figura 4.4. Metal base fundido vs área (ZS, ZCG, ZAT) de las soldaduras obtenidas con CEMA.

Mientras que para las soldaduras obtenidas con CEMP (2, 4 y 6 mT) en la sección transversal de la parte inicial (I), centro (C) y fin (F) de las placas soldadas en la figura 4.3, se observan diferencias entre ellas en el ancho de la sobremonta, ancho de raíz, así como de la ZAT. Estas características se presentan tanto al comparar la condición de 2, 4 y 6 mT, como al comparar en la macroestructura de la misma condición, pero en diferente posición (I, C o F). Esto es atribuible a la interacción del CEME y las líneas de flujo que, al encontrarse entre ellas, tienen influencia sobre la macroestructura de acuerdo con la posición de la placa. Para las macroestructuras con 2 y 6 mT en las posiciones I y F se observa cierta irregularidad cóncava en la sobremonta, mientras que para 4 mT no se presentan y su apariencia en todas las posiciones es mejor. Además, para las juntas soldadas con CEMP tanto para 2, 4 y 6 mT se observan granos columnares en el MS.

En la figura 4.5 se reportan los resultados de las mediciones del área de las diferentes zonas de la soldadura; ZAT, ZRG, SZ. Así como el porcentaje de MBF. Este gráfico muestra que

a diferencia del CEMA, con CEMP la tendencia es para disminuir moderadamente. Los valores del tamaño de la ZAT, ZCG y ZS siempre se encuentran por debajo de los valores de la soldadura son CEME (0 mT). Este efecto se puede atribuir a la magnetización de la ferrita en la matriz austenítica. Mientras que para 6 mT se consigue el mayor porcentaje de MBF y las áreas más reducidas en la ZAT, ZCG y ZS respecto de 0, 2 y 4 mT. El mayor porcentaje de MBF con 6 mT se genera al incrementarse los flujos convectivos en la pileta líquida de la soldadura lo que provoca mayor dilución del metal base.

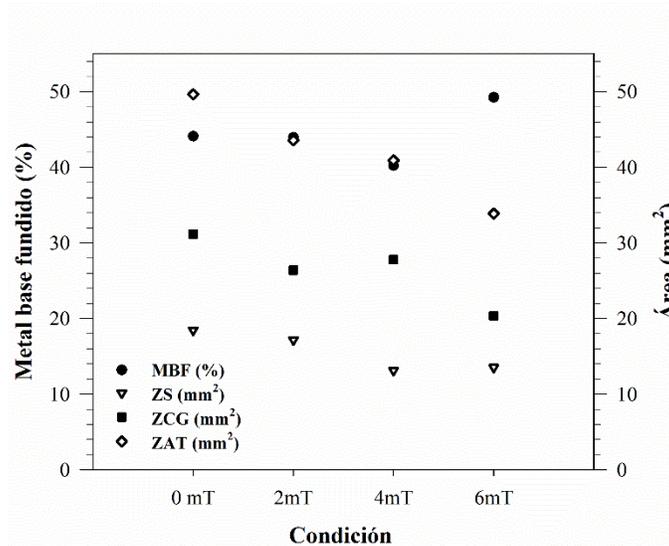


Figura 4.5. Metal base fundido vs área (ZS, ZCG, ZAT) de la soldadura con CEMP en la posición C.

Las microestructuras de las uniones soldadas con la aplicación tanto de CEMA como CEMP se presentan en las figuras 4.6 y 4.7, respectivamente. Donde en el MS la austenita primaria nuclea a 1395 °C, propiciando el inicio de la solidificación y termina de solidificar por debajo de la temperatura de 1304 °C, en la secuencia $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$ [70], apreciándose granos columnares dendríticos. Además, adyacente a la línea de fusión en la ZRG se observa algo de segregación y de acuerdo al diagrama de Kotecki [80, 82] donde precipita la ferrita delta [34]. La fase primaria de solidificación es la ferrita y la austenita solidifica por reacción peritética-eutética. Consumiendo la austenita a la ferrita por difusión, quedando pequeñas cantidades de ferrita atrapada en los límites de grano de la austenita en la zona adyacente a la línea de fusión [42, 70, 71]. La temperatura de cristalización de la ferrita primaria ocurre

aproximadamente a 1435 °C y la austenita empieza a consumir a la ferrita aproximadamente a 1387 °C y solidifica por debajo de 1355 °C $L \rightarrow L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \gamma + \delta$ [70].

La figura 4.6 muestra las micrografías de las juntas soldadas unidas mediante CEMA, donde para 3 mT-b) y 15 mT-c) disminuye la ZS respecto de 0 mT-a). Sin embargo, el mayor beneficio es para 3 mT-b), y al mismo tiempo incrementa la ZRG como se nota en las imágenes de 3mT-e) y 15 mT-f) respecto a 0 mT-d).

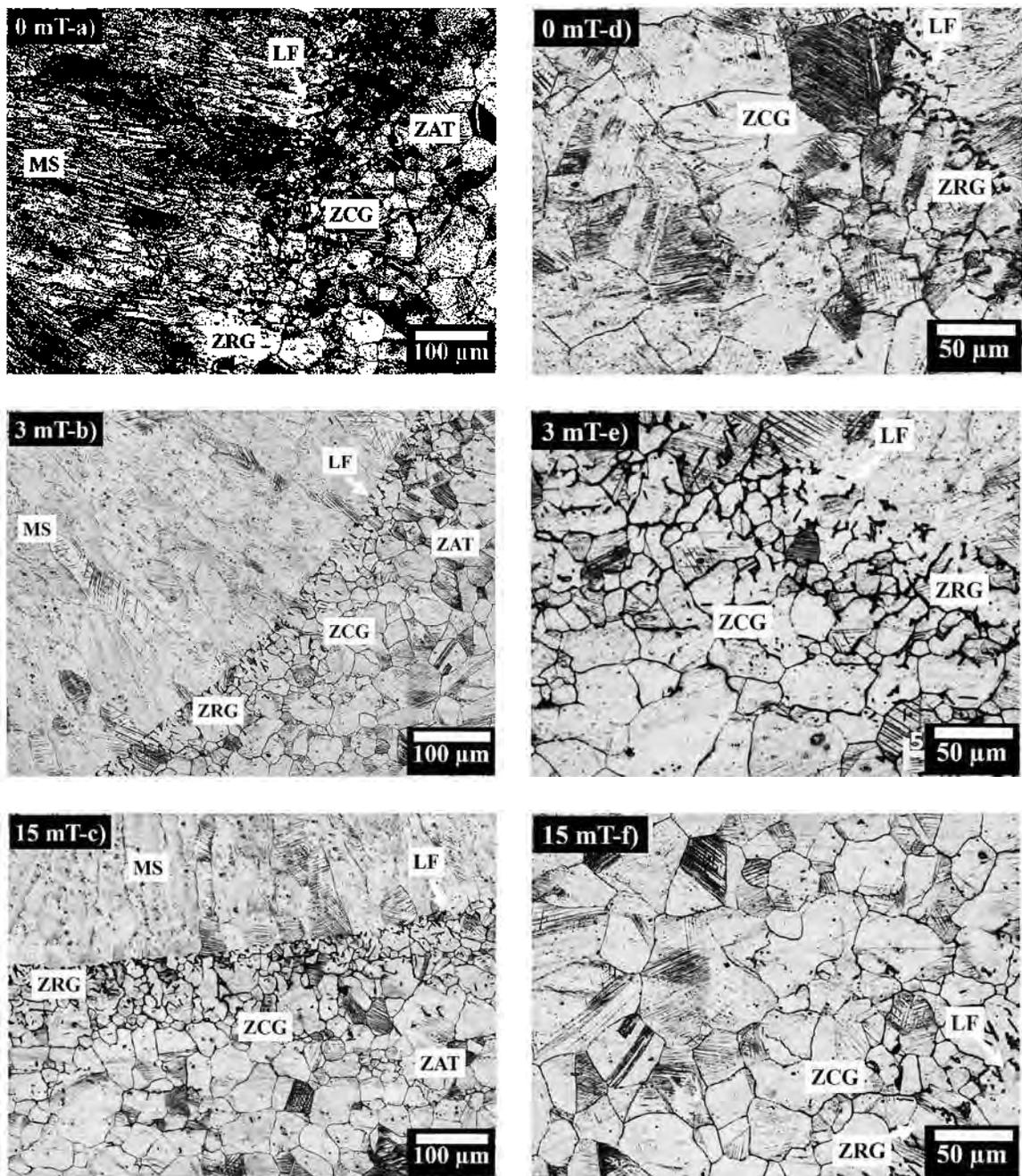


Figura 4.6. Micrografías de soldaduras obtenidas sin CEME (0 mT) y con CEMA.

En la figura 4.7 se presenta la frecuencia acumulada vs TG de la ZRG para las juntas soldadas con CEMA. En la gráfica se observa que con 3 mT se tiene el menor TG con valores menores a 25 μm con 90% de frecuencia acumulada, lo que representa un 16 % de la reducción del TG respecto a la de 0 mT. Este comportamiento se relaciona con la microestructura de la figura 4.6 para 3 mT-b) respecto de 0 y 15 mT.

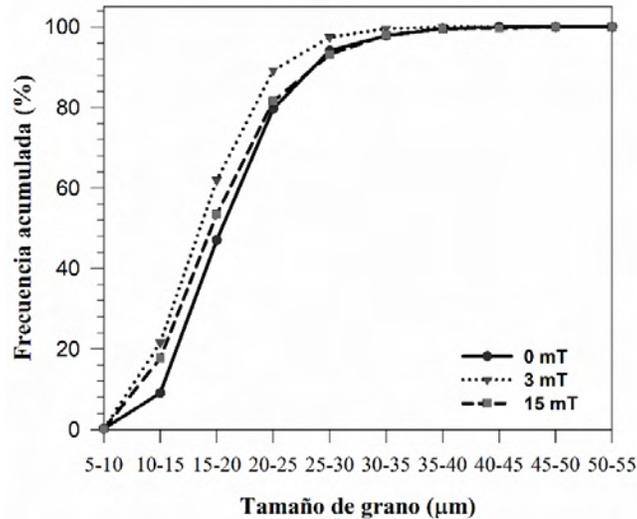


Figura 4.7. Frecuencia acumulada del tamaño de grano de la ZRG de las juntas soldadas con CEMA.

Las figuras 4.8 y 4.9 muestran las micrografías de las juntas soldadas con CEMP para 2, 4 y 6 mT en las posiciones I, C y F. Micrografías que muestran las zonas características de la soldadura, como son la ZAT, ZRG, ZCG, MS y LF. El modo de solidificación para el MS es del tipo A. Mientras que el MB y la zona adyacente a la línea de fusión es del tipo FA [34]. Las microestructuras de estas figuras están influenciadas por la condición del CEMP y por la posición tomada de la placa. En la figura 4.8 se observan evidencias del refinamiento de grano, pero no solo para la ZRG también en los granos del MS, ver la condición 4 mT-I y 6 mT-F. Además, relacionando la información de la figura 4.4 y comparando únicamente la posición C con la figura 4.8, sería la condición con 4 mT-C la que presente la menor zona segregación respecto a 2 y 6 mT-C, pero la 6 mT-C es la que presenta una menor afectación térmica y menor ZCG.

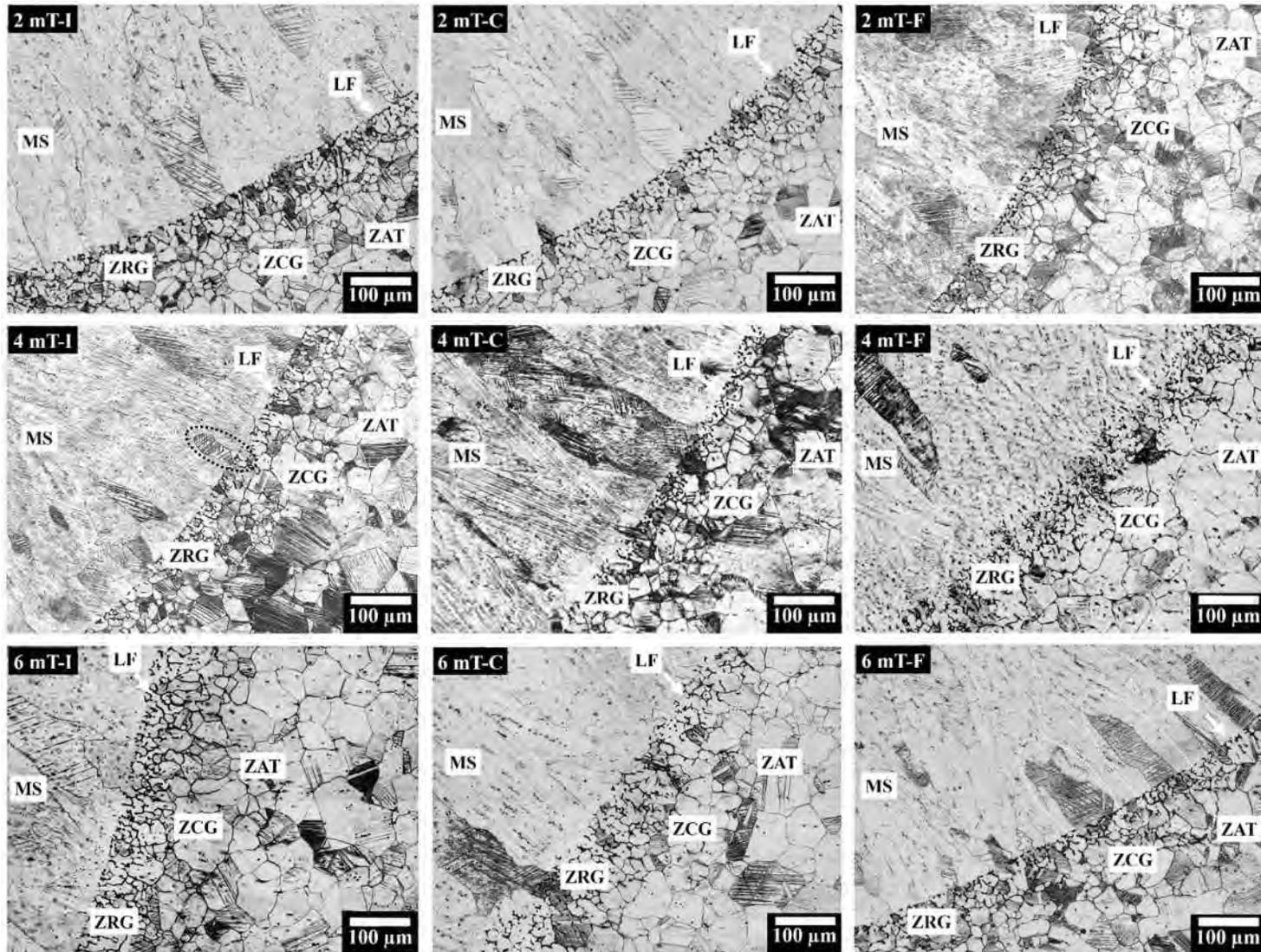


Figura 4.8. Micrografías de las juntas soldaduras con CEMP tomadas de la parte inicial (I), centro (C) y fin (F) de la placa.

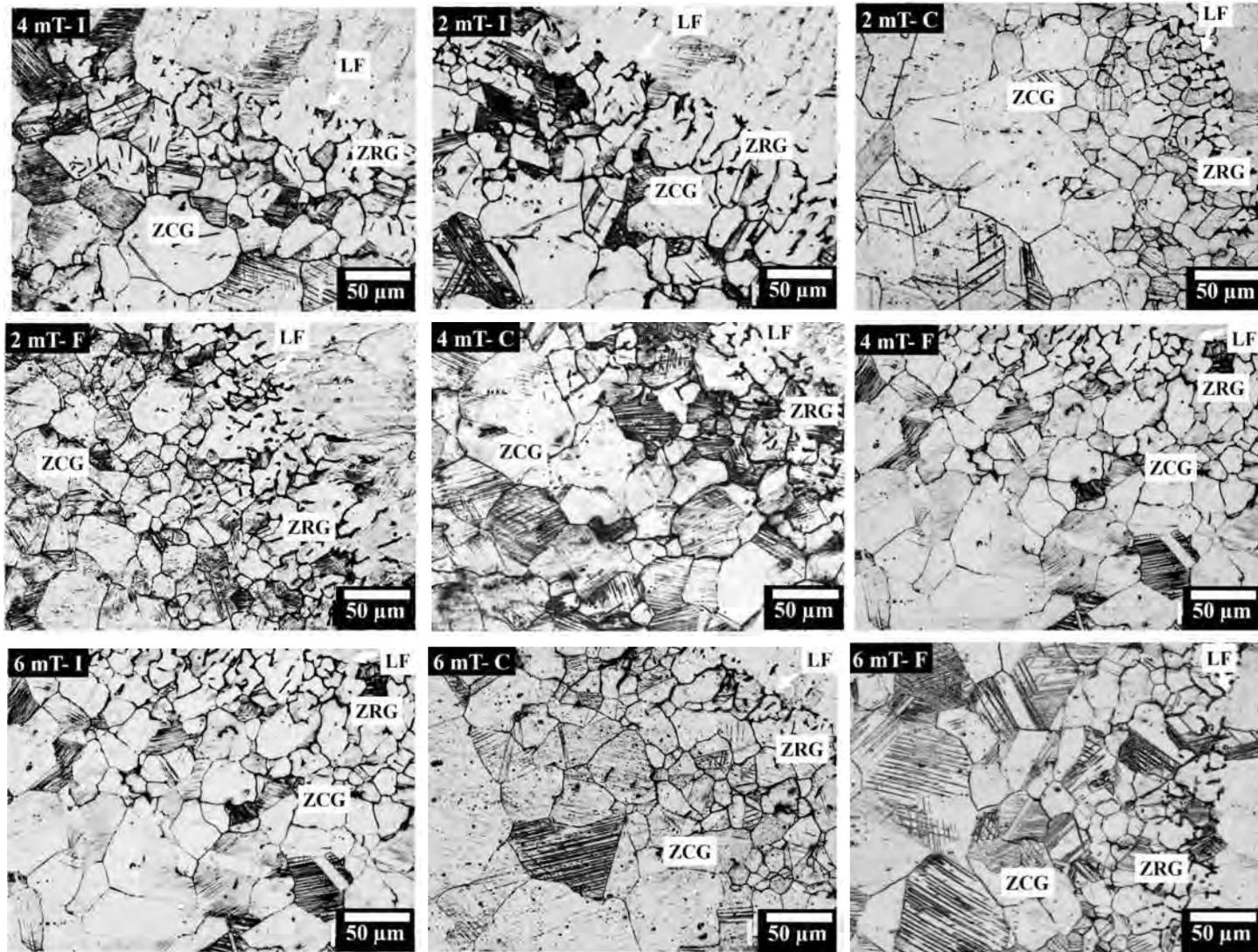


Figura 4.9. Micrografías de las juntas soldaduras con CEMP.

En la ZRG de las soldaduras para todas las condiciones precipita algo de ferrita delta, lo cual concuerda con trabajos previos de otros autores [48, 171]. Además, se presenta algo de segregación de elementos de P, S, Si, etc. [20, 172]. En la figura 4.9 se presentan micrografías de la junta soldada con CEMP para 2, 4 y 6 mT. Para este arreglo, se incrementan las maclas en la ZRG para esta condición. En la soldadura de 6 mT se aprecia una menor segregación para todas las posiciones respecto a 0 mT, lo que permite concluir que para este arreglo de CEMP con 6 mT se obtuvo la mejor homogenización de elementos de aleación al incrementarse los procesos de difusión debido a la interacción electromagnética provocada por el CEME.

Con la aplicación de CEMA se promueve el refinamiento de grano de aproximadamente 16 % con TG menores a 25 μm al 90 % de frecuencia acumulada. Sin embargo, con CEMP en la figura 4.10 el TG en la ZRG se comporta muy diferente de acuerdo con la posición I, C y F de la placa y la condición con 2, 4 y 6 mT. Para la condición con 2 mT, en las posiciones I y C se observó un crecimiento de grano, con valores mayores a 30 μm correspondiendo a un incremento de 16 y 40 %. Para la condición con 4 mT en la posición I presentó un crecimiento de 16 % de TG. La condición con 6 mT obtuvo el mayor crecimiento de grano con aproximadamente 58 % en la posición I y 33 % en la posición F. El TG para todas las condiciones se midió respecto a la soldadura con 0 mT al 90 % de frecuencia acumulada.

Tanto para las microestructuras con CEMA como con CEMP se aprecia algo de precipitación de martensita, fase que se reporta y analiza a detalle en el apartado de microscopía electrónica de transmisión.

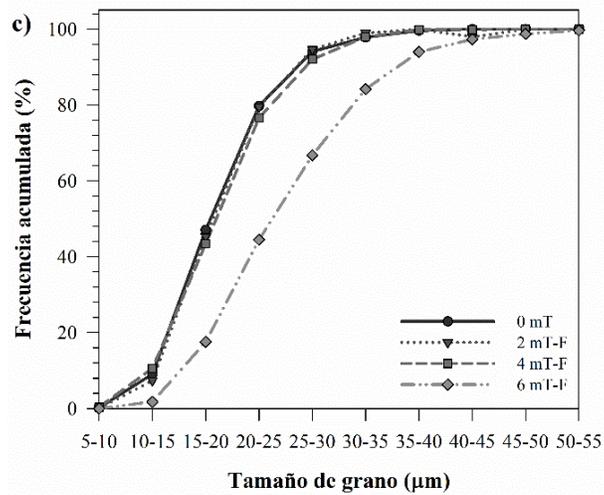
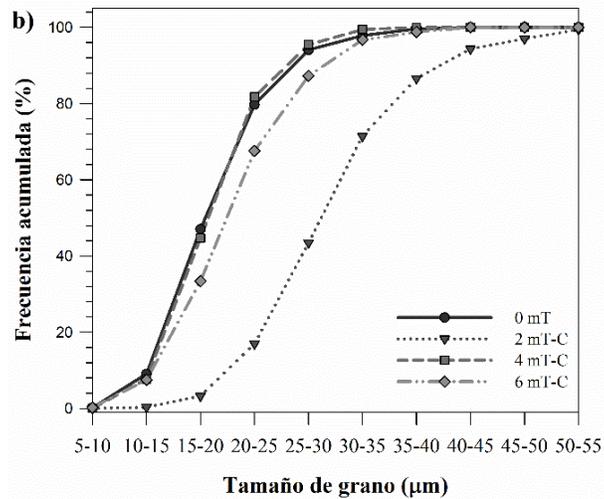
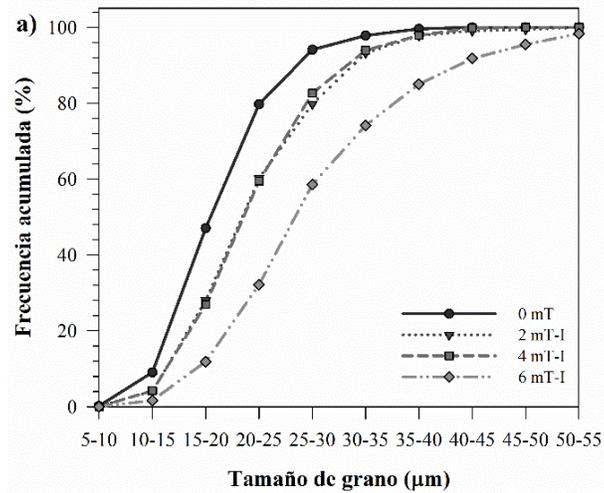


Figura 4.10. Frecuencia acumulada del tamaño de grano de la ZRG de las juntas soldadas con CEMP. a) de la sección inicio (I), b) centro (C) y c) final (F).

4.3 Microscopía electrónica de barrido (MEB)

4.3.1. Caracterización del metal base

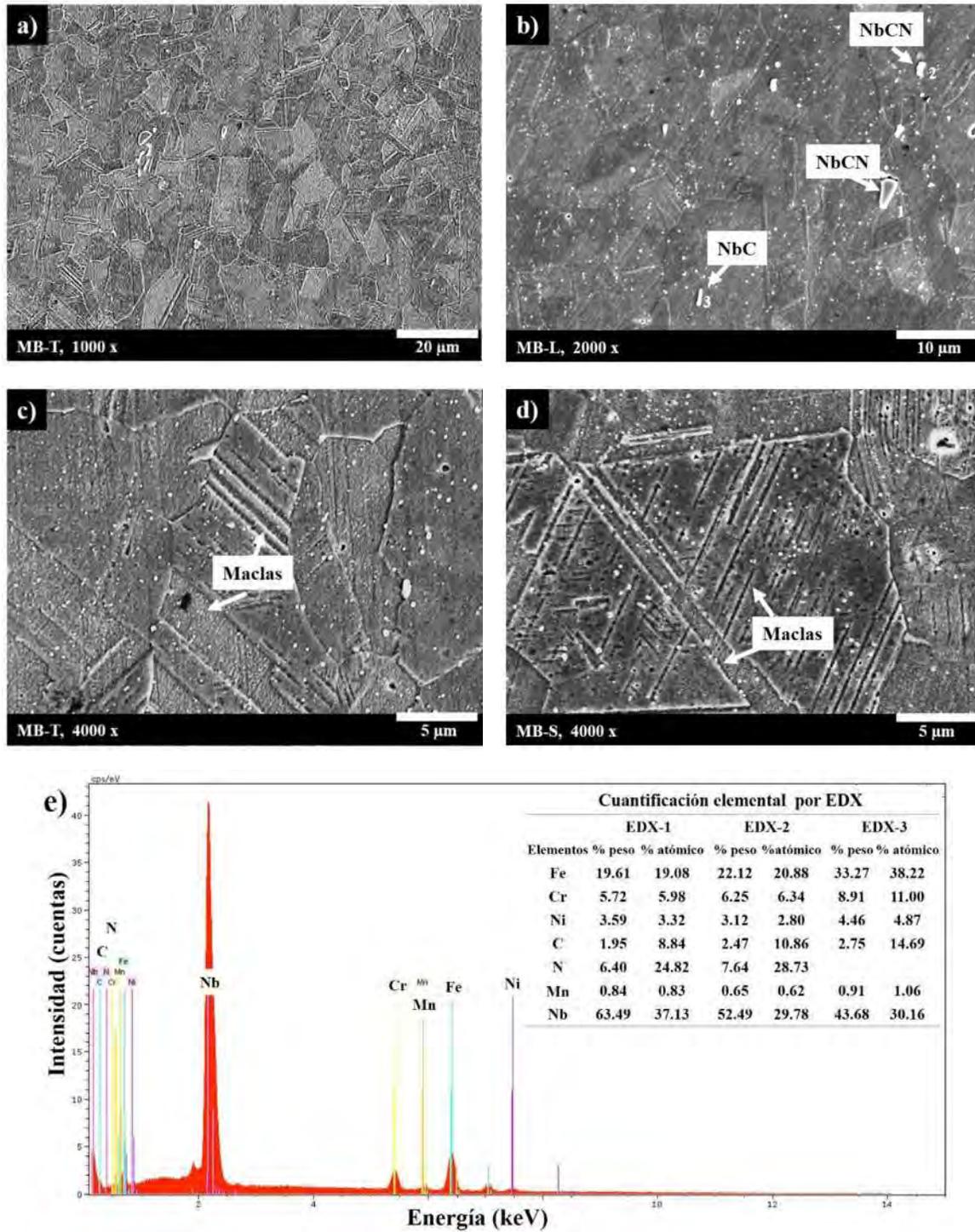


Figura 4.11. Caracterización del MB por MEB.

La figura 4.11 muestra microestructuras con una matriz austenítica en condición de recibido de rolado en caliente. En a) se presenta el MB con un tamaño de grano de $13\ \mu\text{m}$ y la precipitación de carburos en los límites de grano. En b) se identifican carburos de niobio, NbC y carbonitruros (NbCN). En c) se identifican maclas de recocido las cuales son características de los aceros con una estructura cristalina FCC. En d) una marcada presencia de maclas y en e) se presenta un espectro por EDX característico de los NbC.

4.3.2 Caracterización microestructural del MB por un TTS

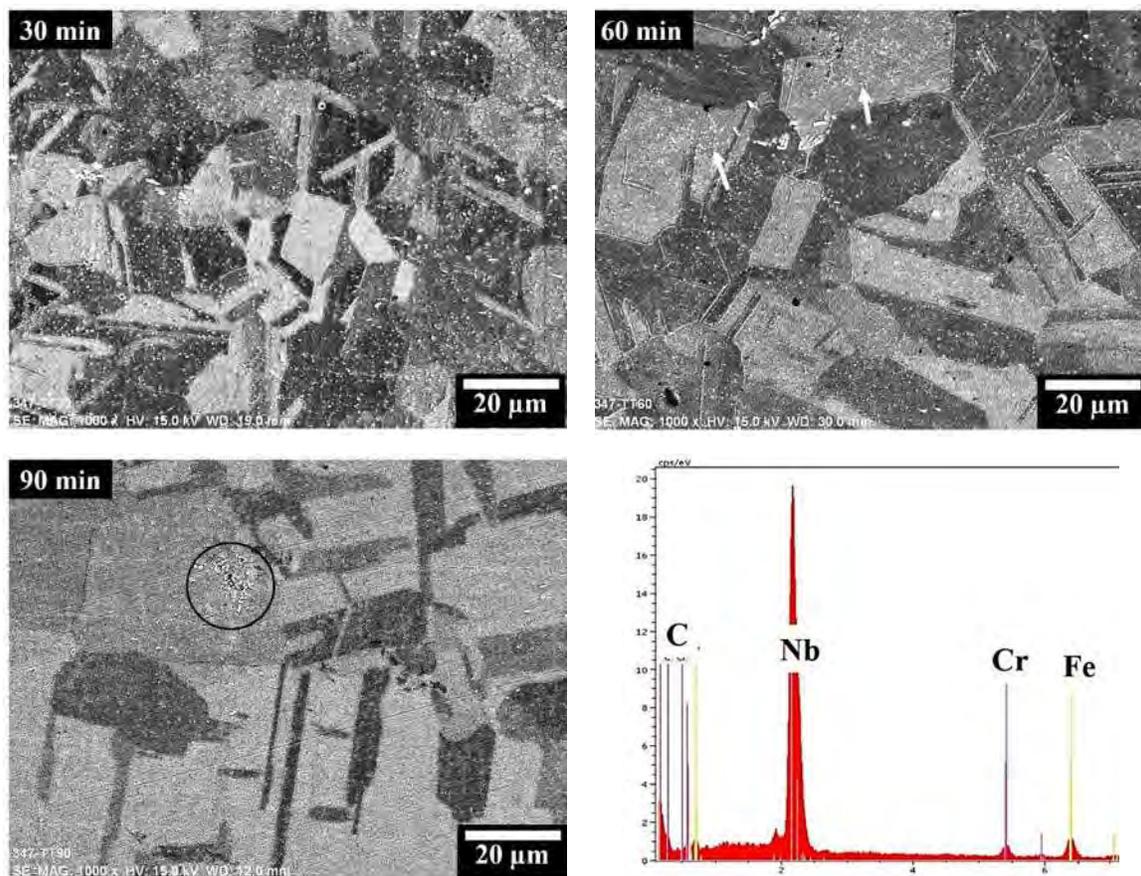


Figura 4.12. Microestructuras del MB con tratamiento térmico de solubilizado y EDX de NbC.

La figura 4.12 muestra las microestructuras del MB con tratamiento térmico de solubilizado con 30, 60 y 90 min de permanencia a alta temperatura con un tamaño de grano de 16.5 , 26.5 y $60.6\ \mu\text{m}$, respectivamente. En estas microestructuras se observa que después del TTS las

maclas persistieron aún después de 90 min. El TTS permitió la disolución de los carburos de cromo ($M_{23}C_6$) que se pudieron haber formado en la placa de MB por el rolado en caliente en su condición de recibido. Sin embargo, la temperatura de solubilizado de 1050 °C se encuentra cercana a la temperatura de disolución de los NbC. Por lo tanto, a esta temperatura se dio un proceso lento de disolución-reprecipitación donde para 30 y 60 min los NbC crecieron. El tamaño de los precipitados de NbC revelan un pequeño incremento en el tamaño respecto al MB de $1.01 \pm 0.75 \mu\text{m}$ y $1.03 \pm 0.59 \mu\text{m}$, $1.205 \pm 0.68 \mu\text{m}$ para 30 y 60 min, respectivamente y decrecen a un tamaño de $0.7 \pm 0.36 \mu\text{m}$ para 90 min.

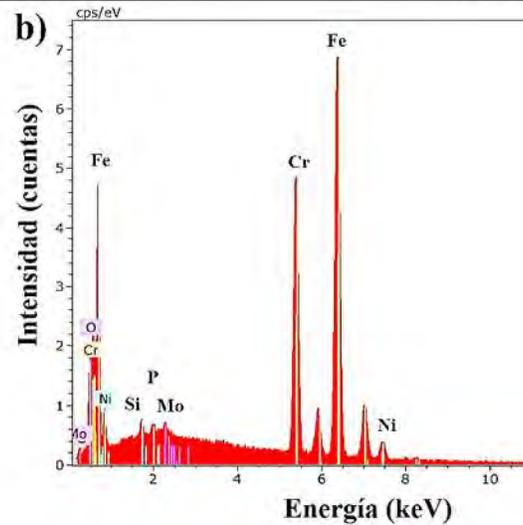
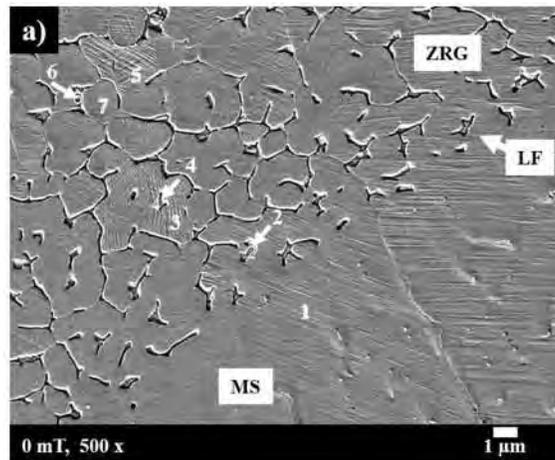
Este comportamiento se explica por el mecanismo de disolución-reprecipitación activado a esta temperatura durante el tiempo de permanencia más largo. Además, la disolución de carburos de cromo permitió que existiera carbono disponible para la precipitación de NbC.

Una gran cantidad de partículas se disolvieron y reprecipitaron en nuevas partículas de NbC. Además, la microestructura con 30 min de permanencia presenta una distribución uniforme de NbC con pocos agrupamientos. Mientras que la microestructura con 60 min de permanencia se observa granos austeníticos con menor precipitación de NbC y otros granos con agrupamientos como se señala en las flechas en la imagen correspondiente. En la microestructura con 90 min de permanencia, se observan precipitados de NbC finos distribuidos en la matriz austenítica y una colonia de NbC como se indica en el círculo en la imagen.

4.3.3 Caracterización microestructural de las soldaduras mediante MEB

La figura 4.13 presenta la caracterización de la soldadura sin la aplicación de CEME (0 mT). En la micrografía se observan el MS, la ZRG y la línea de fusión. En esta región se realizó un barrido de siete microanálisis puntuales, iniciando en el MS hacia el interior de la ZRG. En b) se presenta el espectro del EDX del microanálisis número 2 en el límite de grano de la ZRG se presenta segregación de P y Si. En c) se muestra los EDX representativos de la imagen del inciso a), donde se aprecian porcentajes de Cr mayores para el microanálisis 1 y 2 que para 3 y 7. Ya que cerca del MS los porcentajes de Cr son más elevados que para el MB debido a su composición química.

En la figura 4.14a) se aprecia la ZRG a mayores magnificaciones con granos con un gran número de maclas y de acuerdo con lo establecido en la literatura, los NbC precipitan en los límites de grano con una morfología del tipo bastón como se ven en la imagen del b). El espectro EDX y su cuantificación evidencian la precipitación de NbC en la micrografía.



c) **Cuantificación elemental por EDX**

Elementos	EDX-1		EDX-2		EDX-3		EDX-7	
	% peso	% atómico						
Fe	64.39	63.45	66.86	63.38	70.64	72.17	70.52	72.35
Cr	21.10	22.33	24.16	24.60	15.50	17.01	16.03	17.66
Ni	14.65	13.74	5.13	4.63	10.29	10.01	8.90	8.69
C			0.62	2.74				
O			1.07	3.55				
Si	0.21	0.41	0.29	0.54	0.31	0.62	0.43	0.87
Mo	0.12	0.07	0.48	0.26	0.33	0.20	0.53	0.32
Nb								
P			0.17	0.30			0.06	0.11

Figura 4.13. Caracterización de la soldadura con 0 mT.

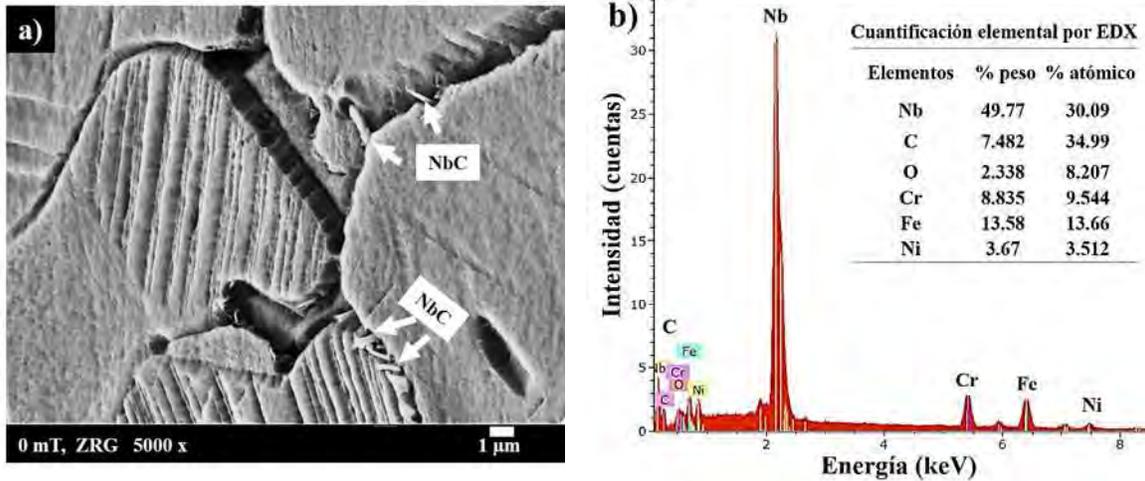


Figura 4.14. a) Carburos de NbC en la zona de refinamiento de grano y b) EDX del NbC.

Los AIA poseen una estructura cristalina FCC y estos materiales se caracterizan por presentar maclas por recocido y deformación. Las maclas son consideradas un tipo de refinamiento de grano, aunque no son sitios de alta energía como un límite de grano, pero sí permiten la precipitación de NbC en el límite de macla. En la figura 4.15 se encontraron maclas en la ZRG para 0 mT, a) con una especie de mallado, b) agujas de martensita, las cuales son formadas por generación de dislocaciones y su movimiento correspondiente durante la deformación por enfriamiento o deformación.

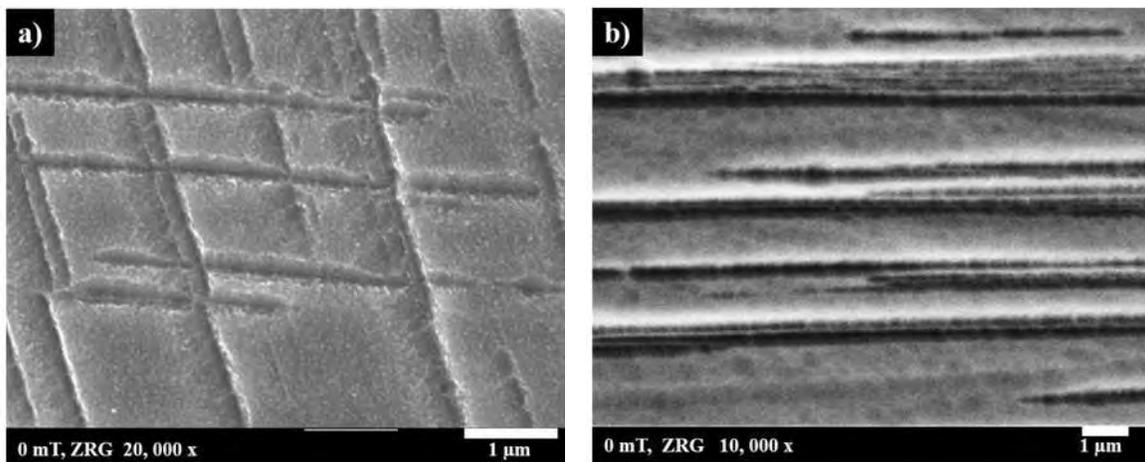


Figura 4.15. Maclas en la soldadura sin la aplicación CEME (0 mT) en la ZRG.

En la figura 4.16 se presentan detalles de la microestructura en la línea de fusión para las juntas soldadas con a) 3 mT y b) 15 mT. Para 3 mT se realizó un barrido de composición química en línea abarcando parte de la ZRG y MS como se aprecia en el inciso c). Al comparar la microestructura con 3 mT y 15 mT se observa que el número de maclas incrementó al aumentar la intensidad del campo magnético. Además, para 3 y 15 mT se presenta un crecimiento de granos desde la zona parcialmente fundida hacia el metal de soldadura y son granos con un alto contenido de maclas, comportamiento que se observó en la figura 4.6 de la caracterización por MO (3 mT-b y 15 mT-c). El barrido lineal de la composición química de la imagen de la figura 4.16 inciso c, muestra la posibilidad de precipitación de carburos de niobio o algún carburo complejo.

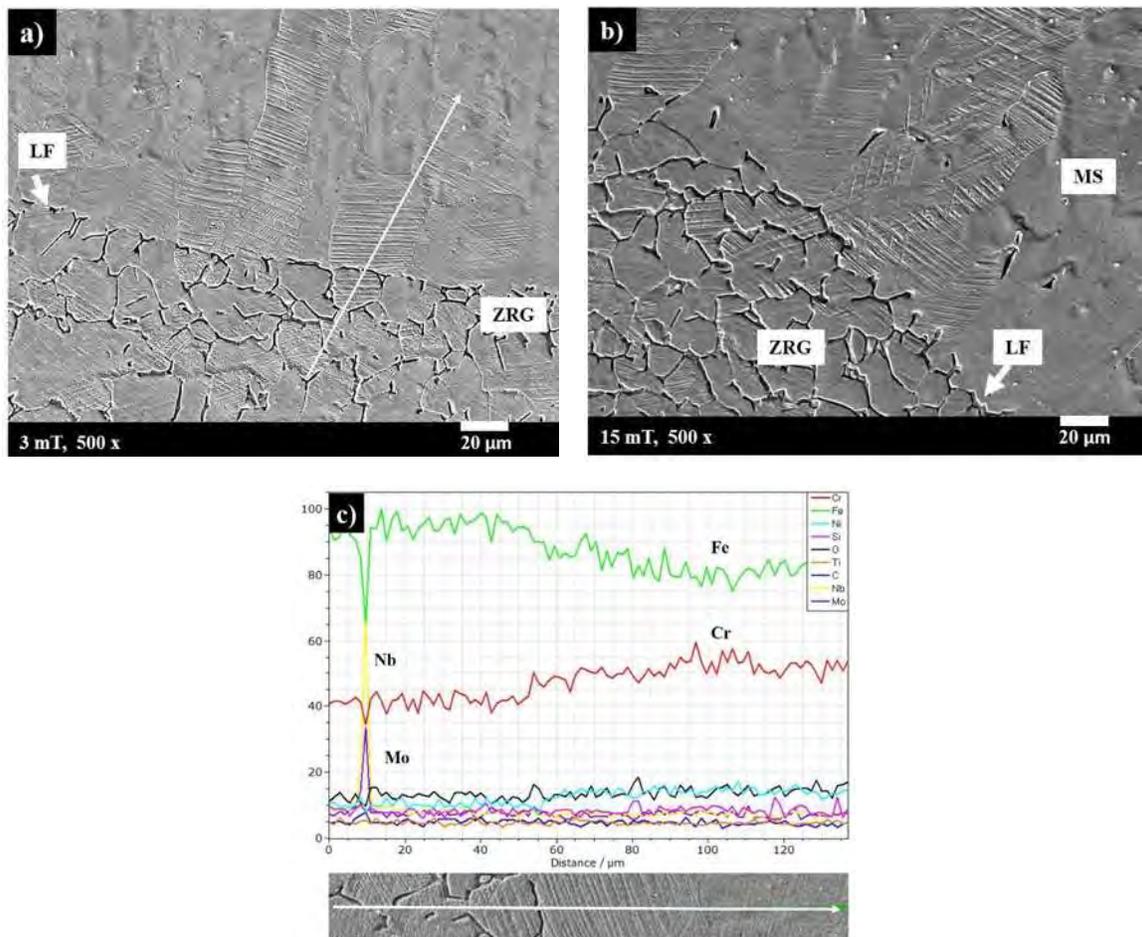


Figura 4.16. Soldadura con a) 3 mT, b) 15 mT y c) el barrido de la composición química a lo largo de la línea indicada en el a).

La figura 4.17 muestra la microestructura del metal de soldadura donde de acuerdo con el espectro del microanálisis y su cuantificación se detectó inclusiones de óxidos de manganeso. Además de NbC en el MS a pesar de que en el metal de aporte no contiene Nb en su composición química. Sin embargo, la dilución del MB en el metal de soldadura permitió la precipitación de carburos de niobio y carbonitruros durante el enfriamiento a alta temperatura.

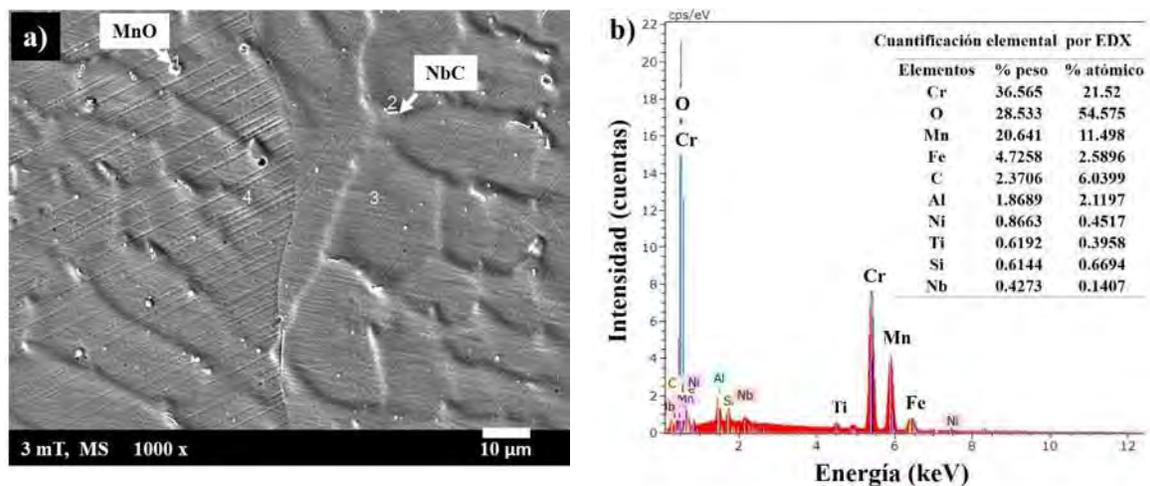


Figura 4.17. a) Micrografía en el MS de la junta soldada con 3 mT con CEMA y b) EDX del MnO indicado en el a).

La figura 4.18 se presenta la caracterización de la condición de 2-I con CEMP; a) la microestructura es de la ZRG donde se aprecian partículas precipitadas en los límites de grano con un arreglo ordenado como se aprecia de manera más clara en la magnificación mostrada en la imagen b). Los precipitados son caracterizados por EDX en la imagen del inciso c), el microanálisis corrobora la presencia de NbC. Mientras que en el DRX de la imagen d), identifica la ferrita delta en la ZRG como se estipula en la literatura y en la composición del microanálisis se establece la cuantificación elemental por EDX. Mientras que en la figura 4.18 e) y f) se aprecian maclas en forma de red y maclas características de los AIA, donde en los límites se aprecian huecos donde pudo haber una precipitación de carburos y/o óxidos.

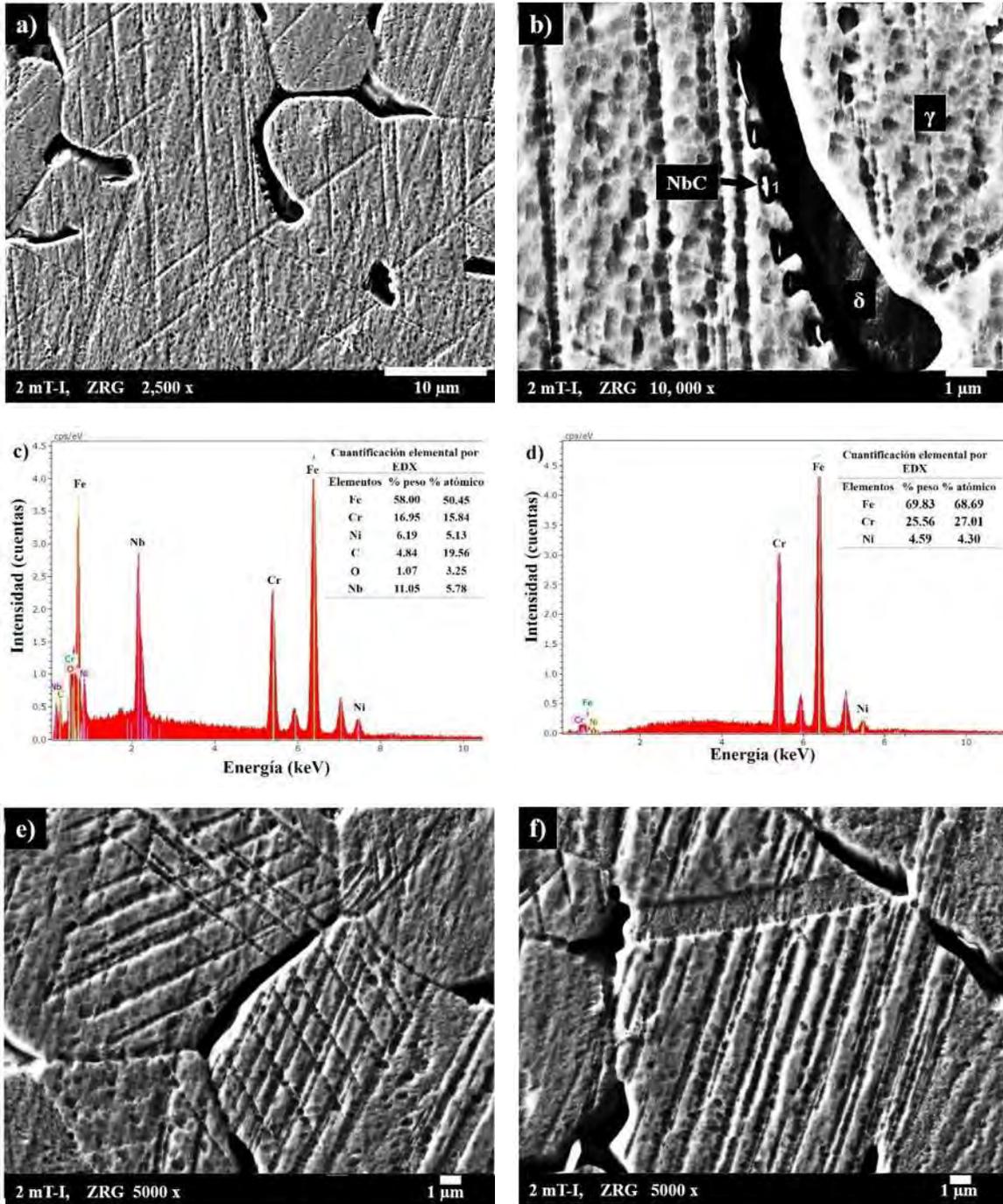


Figura 4.18. Caracterización microestructural de la soldadura con 2 mT con CEMP; a) y b) ZRG, c) EDX de NbC de la imagen b), d) EDX de la fase ferrita delta identificada en la imagen b). e) y f) maclaje en la ZRG.

La figura 4.19 muestra una microestructura en el MS de la condición con 4 mT-C con CEMP, donde de acuerdo con los microanálisis por EDX se muestra la precipitación de óxidos de

manganeso, óxidos de silicio y carburos de niobio, además maclas cruzadas y una gran cantidad de huecos donde pudo desprenderse algún óxido o carburo.

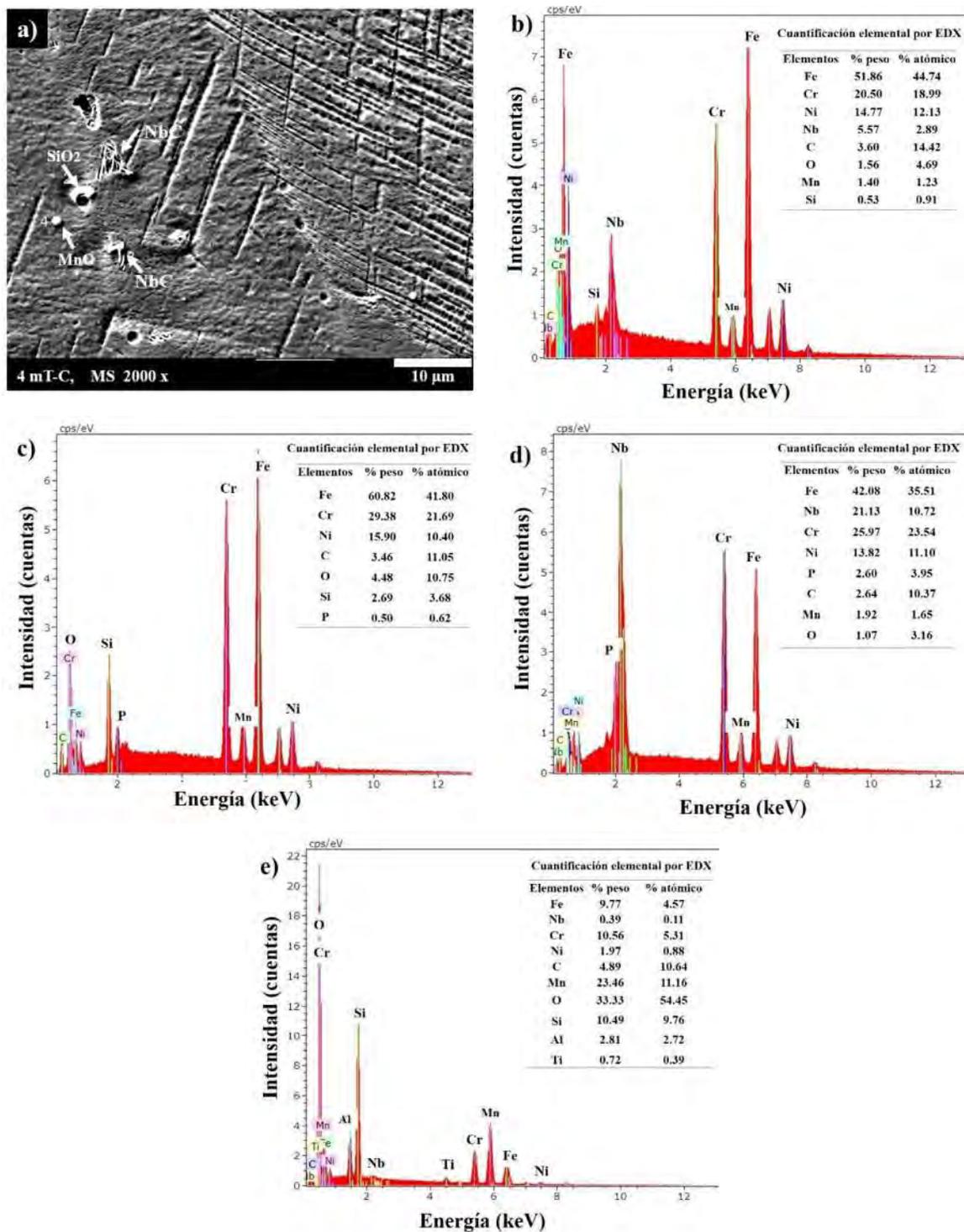


Figura 4.19. Microestructura de 4 mT-C con CEMP en el MS, b) y c) EDX.

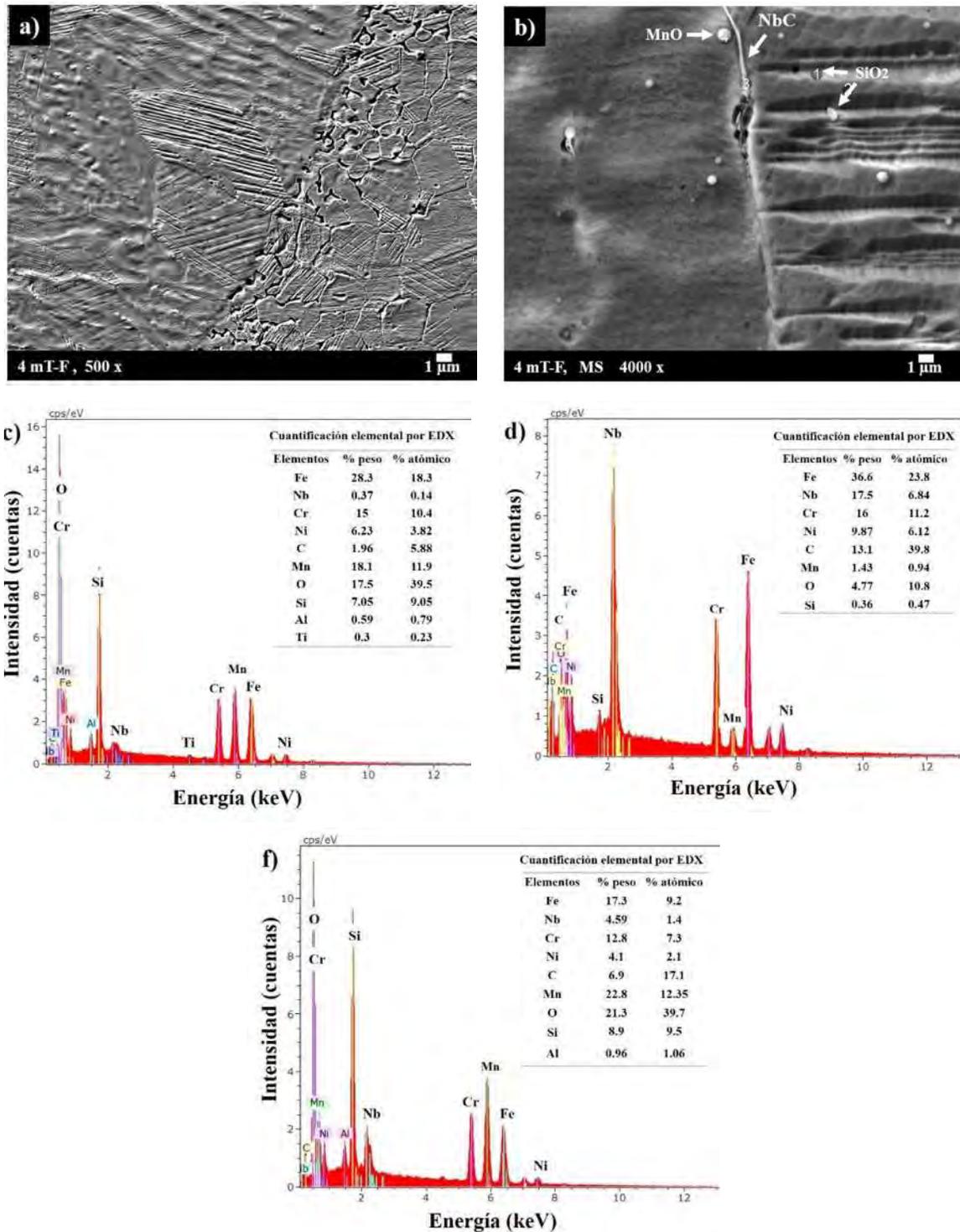


Figura 4.20. a) Soldadura de la condición con 4 mT-F con CEMP y b) metal de soldadura. Así como los EDX c), d) y f) indicados en la micrografía b) del MS.

La figura 4.20 muestra en el inciso a) la microestructura 4 mT-F en donde se observan indicios de refinamiento de grano columnar, así como en la figura 4.20 b) muestra la precipitación de NbC en los límites de grano, MnO en los límites de macla y en la matriz austenítica, SiO₂ precipita en el límite de maclas y los DRX correspondientes a cada partícula etiquetados en la imagen.

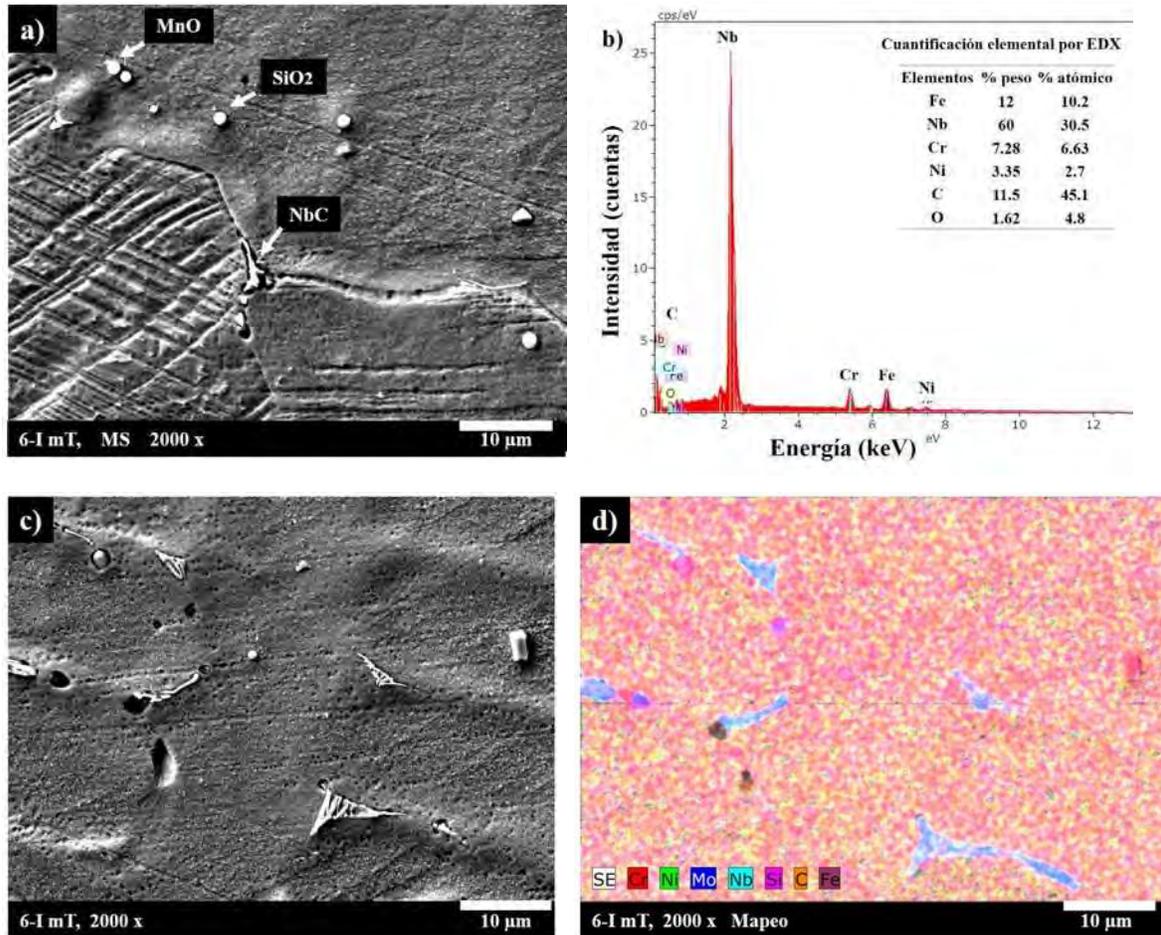


Figura 4.21. a) Soldadura de la condición 6 mT-I del MS, b) EDX de NbC de la imagen del inciso a). c) precipitados en el MS de la soldadura de 6 mT-I, d) Mapeo de la imagen del c).

La figura 2.21. a) muestra la microestructura de la condición de 6 mT-I del MS donde se aprecian NbC precipitando en un punto triple. Además, óxidos SiO₂ y MnO en la matriz austenítica. b) Espectro y cuantificación del microanálisis por EDX del NbC de la micrografía a). En la imagen del c) se aprecian precipitados ricos en Nb y Mo según el mapeo de composición química del inciso d. Sin embargo, como en la composición química del MB y ER-310 el contenido de Mo es bajo y las longitudes de onda de estos materiales son muy cercanas, Nb ($K\alpha = 16.615$, $L\alpha = 2.169$), Mo ($K\alpha = 17.480$, $L\alpha = 2.292$). Por lo tanto, se concluye que son NbC crecidos.

En la tabla 4.1 se muestran las composiciones químicas de los microanálisis de los precipitados y óxidos detectados en las diferentes regiones de la soldadura. Respecto a los óxidos se detectó MnO y SiO₂ de los cuales termodinámicamente puede precipitar primero los SiO₂ y después los MnO.

Tabla 4.1. Tabla de composición química de los precipitados identificados por MEB.

M₂₃C₆		
Elemento	% en peso	% atómico
Fe	70.58	64.48
Cr	25.84	25.35
Mo	1.04	0.55
C	2.06	8,76
Si	0.45	0.83

Ferrita delta		
Elemento	% en peso	% atómico
Fe	69.84	68.69
Cr	25.56	27.01
Ni	4.60	4.30

Austenita		
Elemento	% en peso	% atómico
Fe	71.39	70.87
Cr	17.30	18.44
Ni	11.31	10.68

NbC		
Elemento	% en peso	% atómico
Fe	13.6	13.7
Cr	8.83	9.54
Ni	3.67	3.51
Nb	49.8	30.1
C	7.48	35
O	2.33	8.2

NbCN		
Elemento	% en peso	% atómico
C	2.61	10.86
N	8.06	28.73
Cr	6.60	6.34
Mn	0.68	0.62
Iron	23.35	20.88
Ni	3.29	2.80
Nb	55.40	29.78

MnO		
Elemento	% en peso	% atómico
Cr	37.61	21.52
O	29.34	54.57
Mn	21.23	11.50
Fe	4.86	2.59
C	2.44	6.04
Al	1.92	2.12
Ni	0.89	0.45
Ti	0.64	0.40
Si	0.63	0.67
Nb	0.44	0.14

SiO₂		
Elemento	% en peso	% atómico
O	33.88	54.45
Mn	23.84	11.16
Si	10.66	9.76
Cr	10.74	5.31
Fe	9.93	4.57
C	4.97	10.64
Al	2.86	2.72
Ni	2.00	0.88
Ti	0.73	0.39
Nb	0.40	0.11

4.4 Caracterización estructural del MB, material TTS y soldaduras

La figura 4.22 presenta el patrón de DRX característico del MB, el cual es comparable con las fases precipitadas en los diferentes tratamientos térmicos, donde se observa la reflexión de la austenita como fase principal, con una estructura FCC y un parámetro de red de $a=0.358\text{-}0.362$ nm en los planos (111) [16, 67, 173]. Además, se corrobora la precipitación de la ferrita delta desde la condición de partida de laminación en caliente, con una estructura BCC y un parámetro de red de $a=0.286\text{-}0.288$ nm en los planos (110) [68]. Fase que permaneció después del TTS para los diferentes tiempos de permanencia.

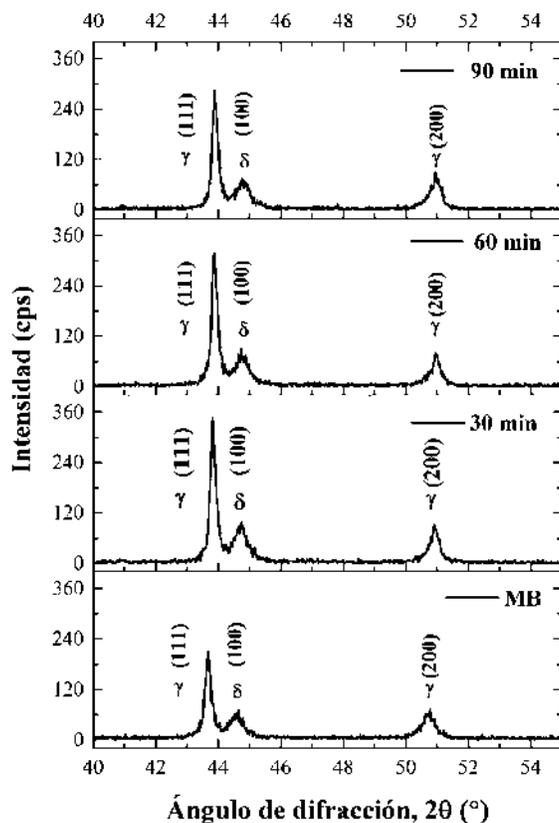


Figura 4.22. Difractograma del MB y tratado térmicamente por solubilización por 30, 60 y 90 min.

La figura 4.23 presenta los difractogramas de las diferentes condiciones de la soldadura, tanto con CEMA en el inciso a), mientras que en el inciso b) se muestran los patrones de las soldaduras obtenidas con CEMP. Donde para ambos casos se corrobora la fase austenítica.

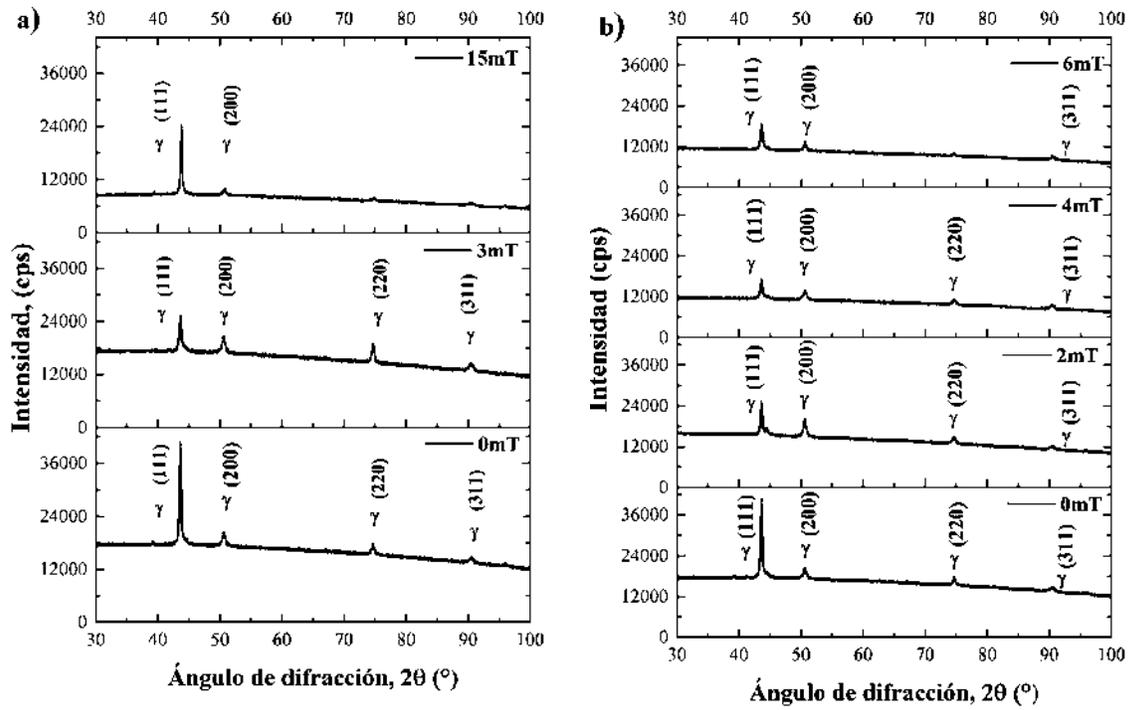


Figura 4.23. Difractogramas de las diferentes condiciones de soldadura; a) CEMA y b) CEMP.

4.5 Caracterización por microscopía electrónica de transmisión (MET)

En esta sección se presenta la caracterización del AIA 347 mediante microscopía electrónica de transmisión, la cual permite determinar las fases presentes indexando patrones de difracción mediante alta resolución, así mismo corroborar las observaciones realizadas por MEB en el material tanto del MB como de la ZRG. En la figura 4.24 se aprecian imágenes en campo claro, donde se observan maclas en el MB en el inciso a) y b). Además, en el inciso c), para 2 mT en la zona de refinamiento de grano, se observan maclas con un arreglo tipo red unas sobre puestas en otras. Es bien sabido que las maclas son formadas por efecto térmico o por deformación y que son sitios preferenciales para la precipitación de carburos, inicialmente en las maclas incoherentes y posteriormente en las coherentes.

En la figura 4.25 en el inciso a), se aprecian dislocaciones en la ZRG las cuales también son sitios preferenciales para la precipitación de carburos. La identificación de los carburos se realizó de manera comparativa con la morfología de las micrografías reportadas [64, 174], y lo observado por MEB.

La precipitación de carburos se presenta de manera preferencial en los límites de grano, debido a que son sitios de alta energía, seguido de las maclas no coherentes y maclas coherentes donde para su precipitación se necesita un mínimo de energía para la precipitación en la interfase [49]. Por ende, la precipitación y distribución de los NbC se presenta preferencialmente en defectos estructurales en el límite de grano. Donde la nucleación y crecimiento es favorecida por: dislocaciones extrínsecas a los límites de grano y defectos topográficos en los límites de grano [12].

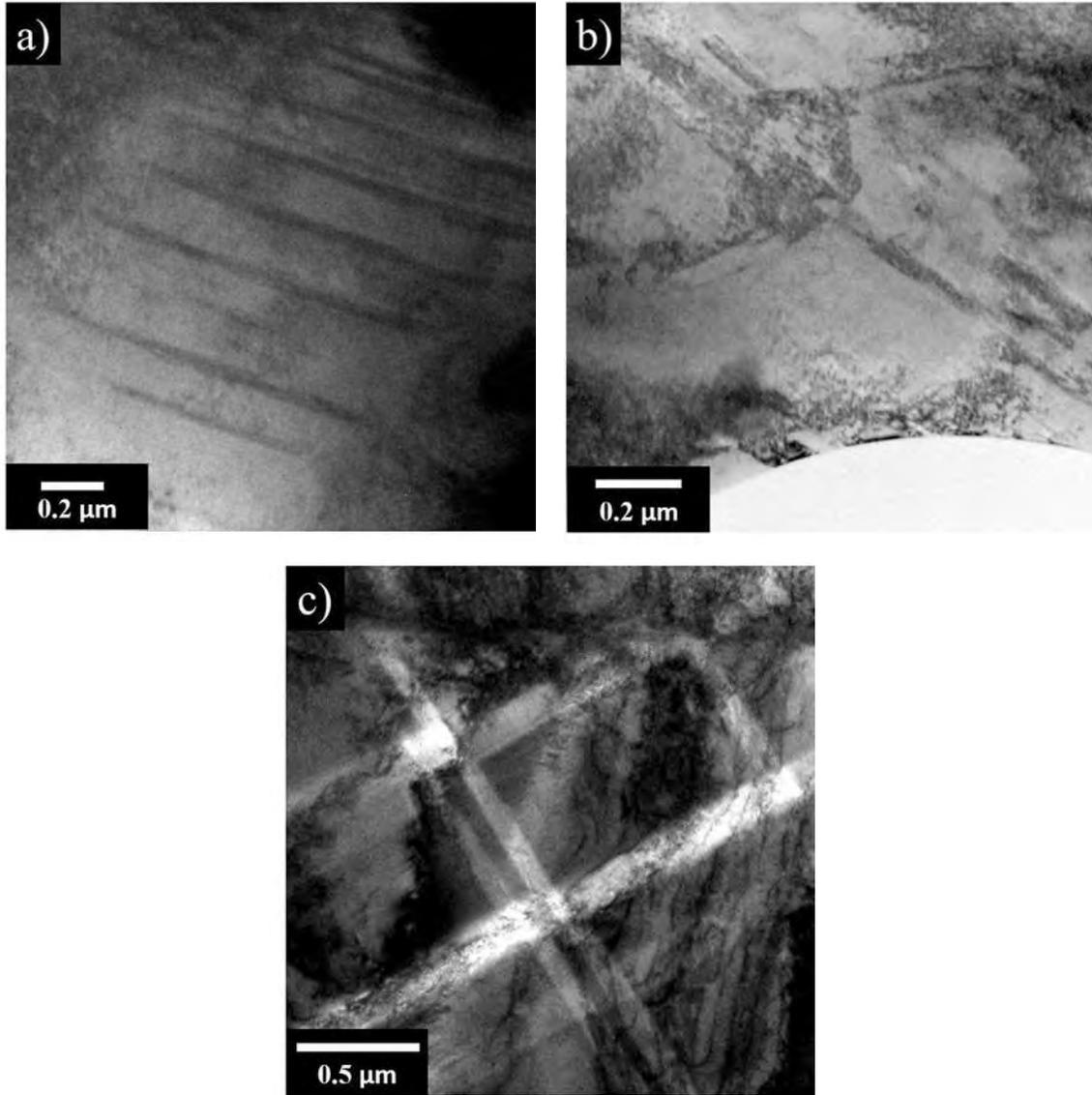


Figura 4.24. Imágenes de maclas por MET del MB para a) y b). Además, el c) para la ZRG con 2mT de la junta soldada con CEMP.

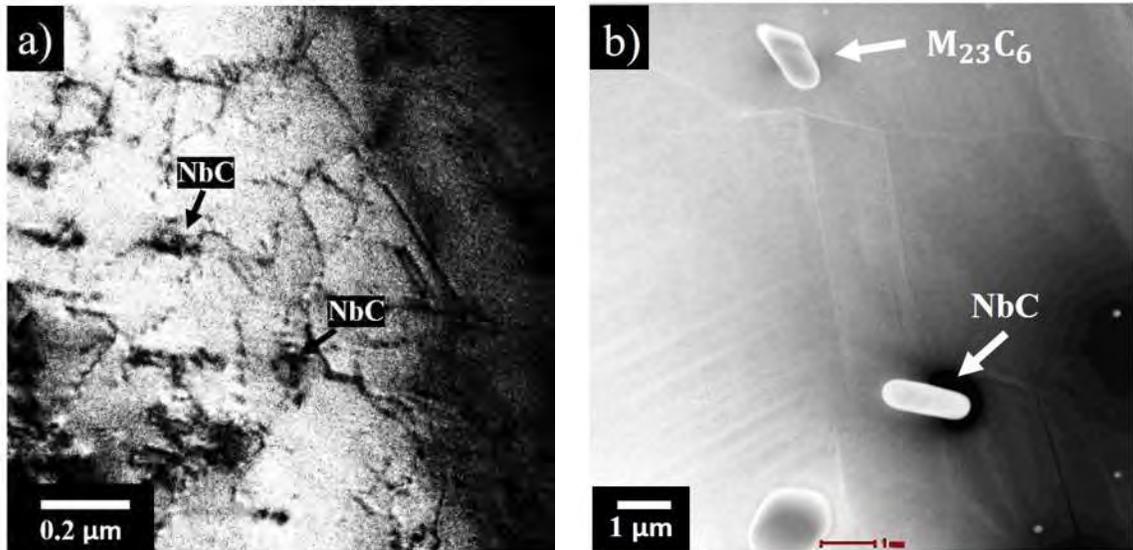


Figura 4.25. Imágenes por MET; a) en la ZRG para 2 mT, donde se observan carburos de niobio precipitados al límite de dislocaciones y b) precipitación de $M_{23}C_6$ y NbC cerca del límite de grano y maclas de la condición 4 mT de la ZRG con CEMP.

La imagen 4.26 muestra la caracterización por MET con alta resolución del MB donde se aprecia la presencia de la austenita, martensita y ferrita delta, fases que fue posible medirlas mediante el software Digital Micrograph aplicando el inverso de la transformada de Fourier. Para la fase austenita el parámetro de red es $a=0.358-0.362$ nm con una estructura FCC [16], la martensita con un parámetro de red de $a_\epsilon = 0.2532$ nm, $c_\epsilon = 0.4114$ nm y una estructura HCP [8]. La ferrita delta con un parámetro de red de $a=0.286-0.288$ nm y una estructura BCC [68]. La imagen del recuadro fue la zona analizada para identificar las diferentes fases. En la imagen del inciso a), se identifica en la matriz austenítica la presencia de martensita. En el inciso b), el patrón de difracción de la austenita. En el inciso c), el patrón de difracción de la martensita y el inciso d), se ilustra el patrón de difracción de la ferrita delta.

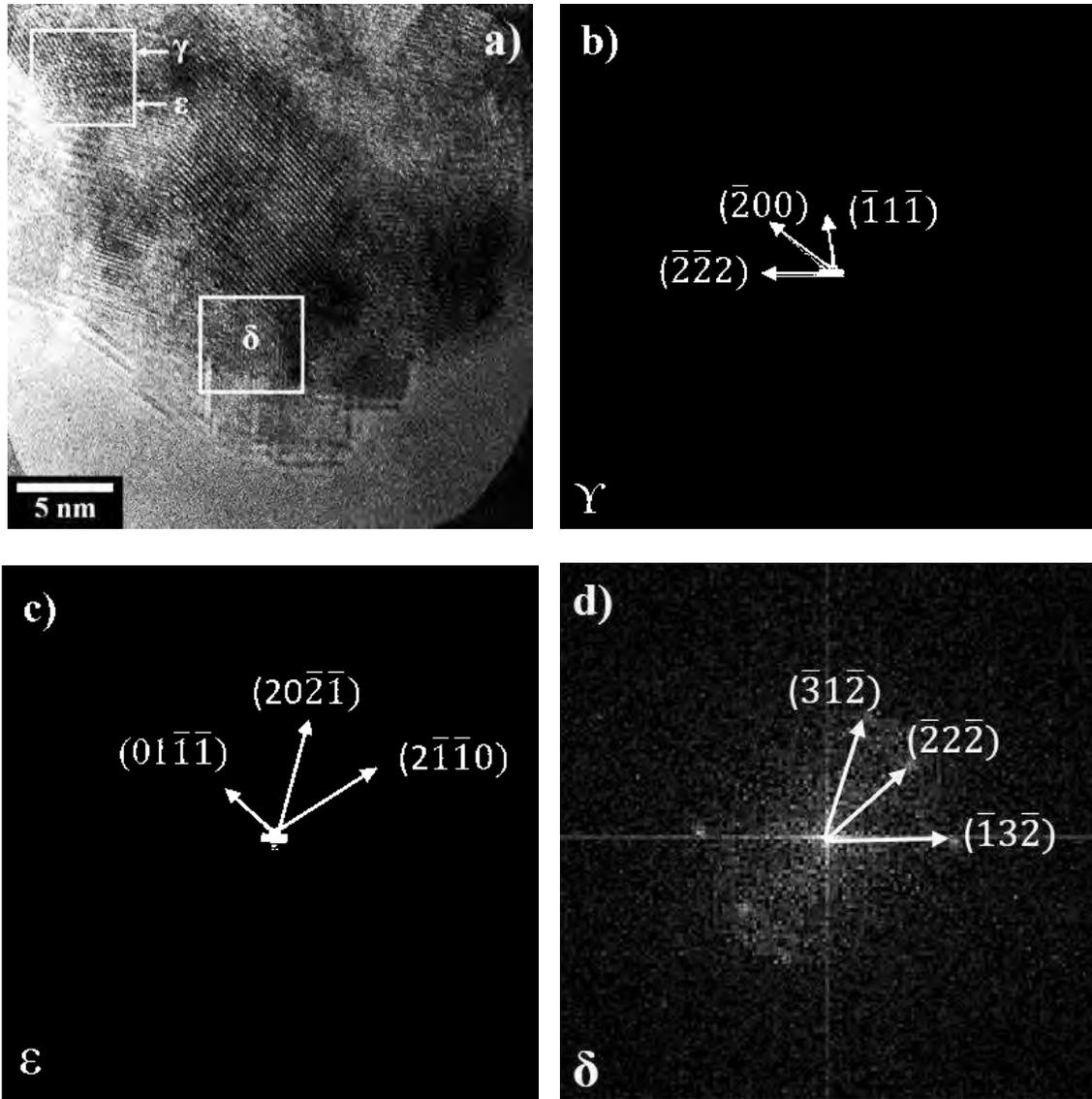


Figura 4.26. Caracterización por MET de alta resolución del MB; a) austenita (γ), martensita (ϵ) y ferrita delta, b) patrón de difracción austenita, c) patrón de difracción de la martensita y d) patrón de difracción de la ferrita.

En la figura 4.27 se identifica la presencia de la fase laves (Fe_2Nb) en el MB del AIA-347, fase que precipita a temperaturas de envejecido entre ($550\text{-}850\text{ }^\circ\text{C}$) [14]. De manera intragranular en forma de partículas equiaxiadas, en ocasiones en los límites de grano y presenta un parámetro de red de $a=0.473\text{ nm}$ y $c=0.772\text{ nm}$ [43]. En el inciso b se muestra la caracterización de NbC con un parámetro de red $a= 0.447\text{ nm}$ con una estructura FCC.

Mientras que para los inciso c) y d) se presentan los patrones de difracción de la fase laves y el carburo de niobio, respectivamente.

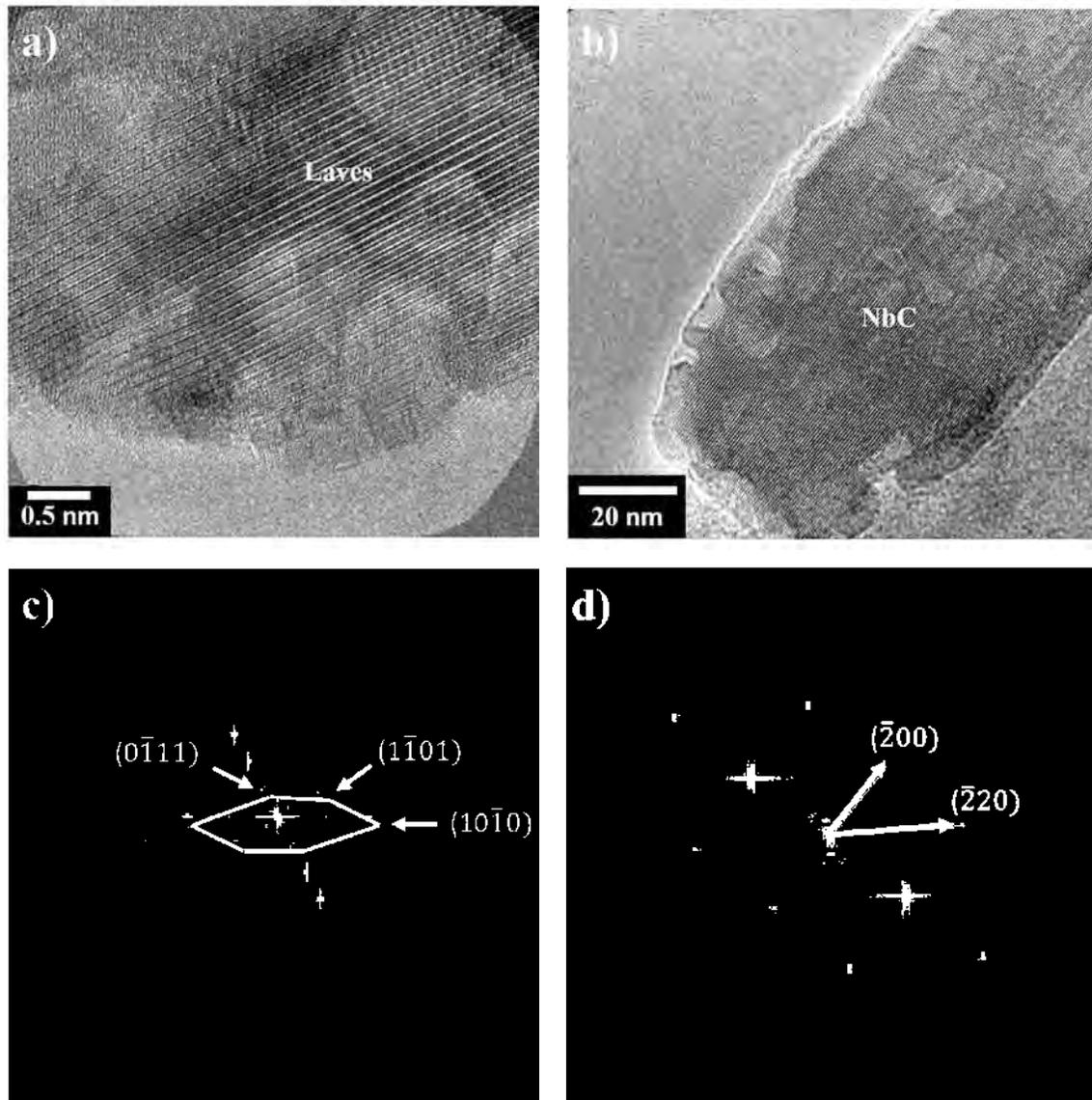


Figura 4.27. Caracterización por alta resolución por MET. a) Identificación de la fase Laves (Fe_2Nb) en el MB y su patrón de difracción en el inciso c), b) NbC en la ZRG-0mT y su patrón de difracción en el inciso d).

La figura 4.28 en el inciso a) muestra la caracterización de la matriz austenítica con la precipitación de un carburo de cromo y su patrón de difracción se identifica en el inciso b y c, carburo que precipita a temperaturas entre 450-900 °C. Además, del patrón de difracción de la austenita en el inciso b) y d). El carburo se identificó con un parámetro de red de $a=1.056\text{-}1.068$ nm con una estructura FCC [8, 9, 48].

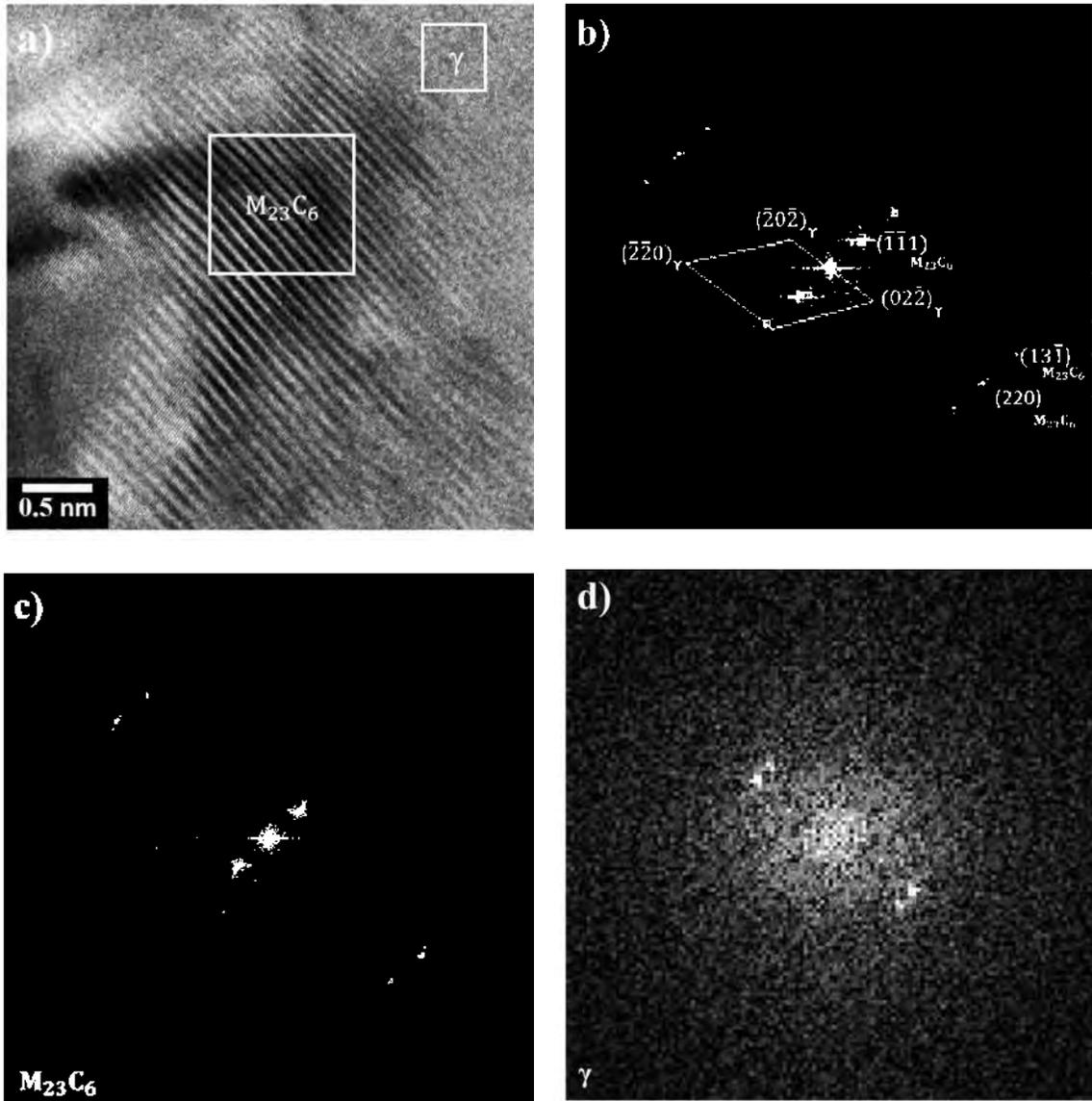


Figura 4.28. Caracterización por MET por alta resolución de la condición de la ZRG-15 mT, a) carburos de cromo del tipo $M_{23}C_6$ en la matriz austenítica y su patrón de difracción en el inciso b. patrón de difracción para el carburo de cromo y la fase austenita en el inciso c) y d) respectivamente.

4.6 Evaluación de propiedades mecánicas

Los resultados mecánicos se relacionan con la microestructura, donde se correlaciona el tamaño de grano, maclas, la presencia de carburos, óxidos, fases presentes, entre otras características con el comportamiento mecánico de las soldaduras.

4.6.1 Microdureza en el tratamiento térmico de solubilizado

En la figura 4.29 se presentan los resultados de microdureza en el metal base y las muestras tratadas térmicamente. Se aprecia que a medida que incrementa el tamaño de grano disminuye la dureza HV, comportamiento que se debe al TTS en el material después de haber sido fabricado mediante tratamientos termomecánicos, el material queda con ciertos esfuerzos residuales y generación de maclas debido a la deformación y tamaño de grano más fino, así como a la presencia de carburos, lo que hace que la dureza del material sea mayor y después del TTS el material libera esfuerzos residuales, disuelve los carburos e incrementa el tamaño de grano, por lo tanto la dureza disminuye al haber una menor oposición a la penetración del indentador, resultando en una huella más grande. Además, al incrementar el tiempo del TTS los NbC crecen de $1.01 \pm 0.75 \mu\text{m}$ tamaño correspondiente al MB, $1.03 \pm 0.69 \mu\text{m}$ para 30 min, $1.205 \pm 0.68 \mu\text{m}$ para 60 min y $0.7 \pm 0.36 \mu\text{m}$. Donde después de 90 min de permanencia se observó que este fue tiempo suficiente para que se presentara el proceso de disolución-reprecipitación NbC, incorporándose gran parte del C en la matriz austenítica, mayor a 25 % de acuerdo con Folkhard [14], quien aplicó un TTS a un AIA estabilizado con Nb a 1050 °C, concluyendo que después de una hora de permanencia, aproximadamente el 25 % de los NbC se disolvieron e incorporaron a la matriz, siendo el resto retenido como NbC.

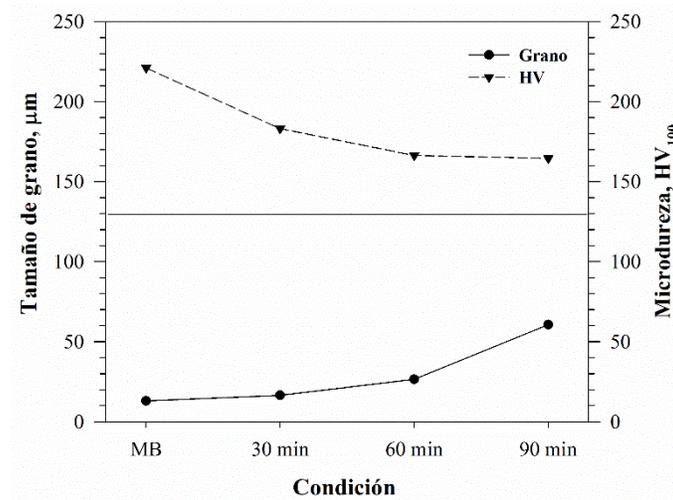


Figura 4.29. Evolución del tamaño de grano y microdureza en función del TTS.

4.6.2 Microdureza en las soldaduras

La figura 4.30 muestra las huellas de las indentaciones de microdureza al penetrar el material, los valores de dureza Vickers, están influenciados por el tamaño de grano, la fase presente, la precipitación de NbC, óxidos, maclas y la zona de la soldadura. De acuerdo con los tamaños de las huellas es evidente que si la huella cae en una zona de alta concentración de maclas el valor de microdureza incrementa, así como si cae en una zona de formación de martensita también incrementa, con respecto a si cae en un grano sin estas fases correspondientes, ver figuras 4.30 a, e, y b, d respectivamente.

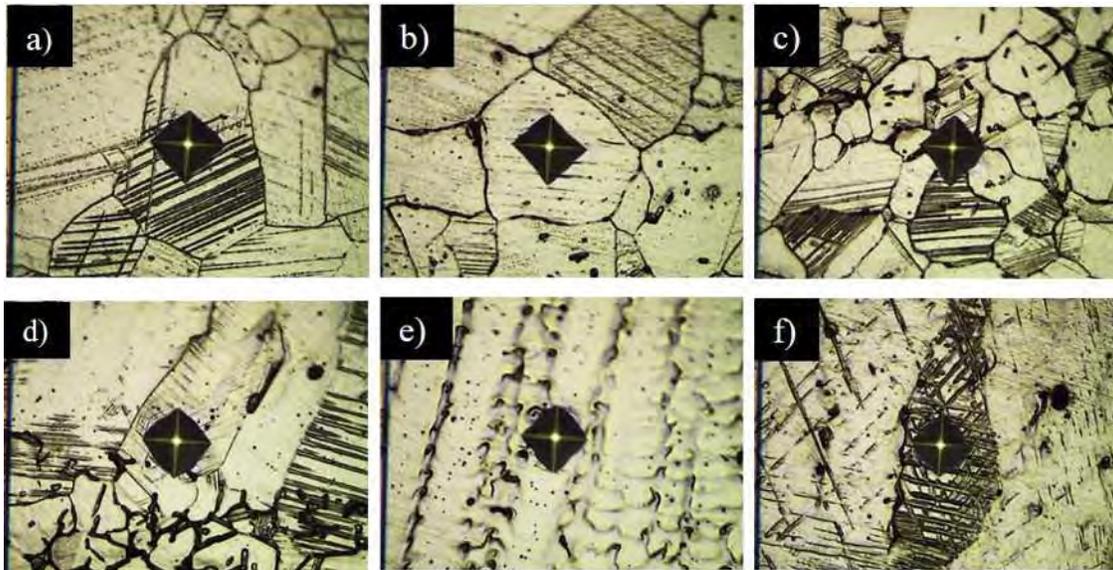


Figura 4.30. Comportamiento del material al ser penetrado por el indentador de microdureza en imágenes a 100x.

La figura 4.31 muestra el comportamiento de la microdureza en las diferentes regiones de la soldadura; ZAT, ZCG, ZRG, LF y MS. La gráfica presenta el promedio de los valores por zonas. Para la condición con 0 mT se aprecian valores entre 320-355, resultados superiores reportados para una soldadura unida por GMAW para un acero inoxidable 304 con valores entre 300-320 [175]. Este incremento se atribuye a la presencia de (NbC)N en el acero inoxidable 347. Sin embargo, tanto para la condición de 3 y 15 mT con CEMA los valores de microdureza presentan menor resistencia respecto a 0 mT. Mientras que los valores en la ZRG están 15-25 unidades por arriba respecto a la ZCG y la ZAT.

En la figura 4.32 se aprecia un comportamiento más homogéneo a lo largo de las diferentes zonas de la soldadura, para 4 y 6 mT. Inclusive con 4 mT supera aproximadamente por 20 unidades la condición sin campo magnético (0 mT).

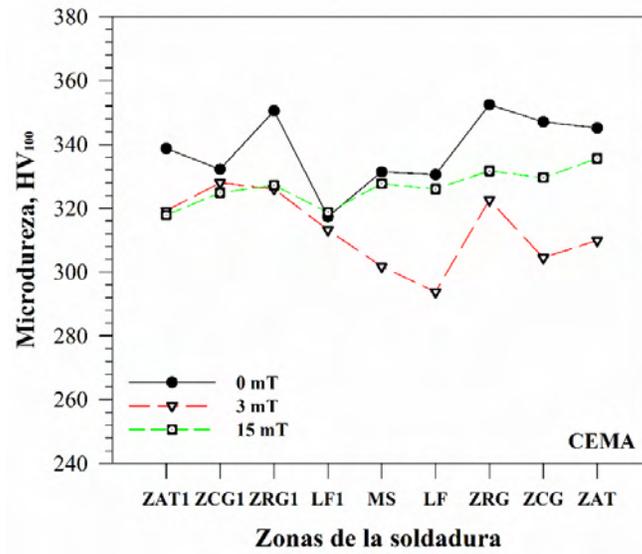


Figura 4.31. Variación en la microdureza en las diferentes regiones de las juntas soldaduras con CEMA.

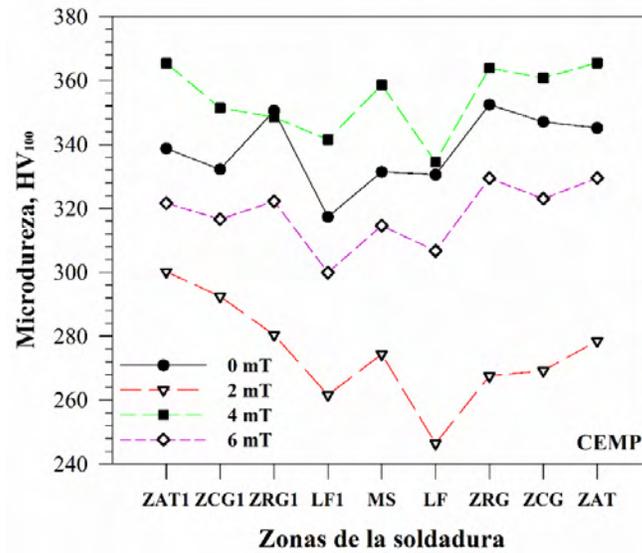


Figura 4.32. Variación de la microdureza en las diferentes regiones de las juntas soldaduras con CEMP.

La figura 4.32 corrobora que la aplicación del CEME no tiene un comportamiento lineal, presentándose para 2 mT los valores más bajos entre 250-300 unidades en la escala de microdureza Vickers. Además, de manera general tanto para CEMA como para CEMP la

dureza cae en el metal de soldadura, por lo que se puede concluir que el ER-310 presenta menor dureza respecto a las diferentes zonas de la soldadura.

Los barridos de microdureza de la figura 4.33 permiten ver que la dureza para la junta soldada con CEMA no se mejoró respecto a 0 mT. Sin embargo, en los barridos en la ZRF con una distancia entre huellas de 50 μm se nota una ligera mejoría, esto se atribuye a que fue un barrido más cerrado. Para la ZRG con 0 mT los valores se encuentran entre 260-265, para 3 mT se incrementó entre 260-280 HV y para 15 mT de 260-380 HV.

Los barridos de microdureza en la figura 4.34 permiten relacionar el comportamiento en las microestructuras correspondientes a estas condiciones, donde la condición no está influenciado únicamente por el arreglo del CEME, sino también por la posición. Para 2 mT presenta una baja dureza tanto para la posición I y C, pero para la posición F estos valores incrementan. Mientras que para 4 mT, la posición C y F presentan valores entre 340-400 HV y de 380-400 HV para la ZRG. Para la condición de 6 mT, los valores de HV están por debajo de la condición de 4 mT, pero por arriba de 2 mT. Recordando que la dureza HV está en función de la zona de la soldadura, el tamaño de grano, el número y distribución de partículas de NbC y NbCN.

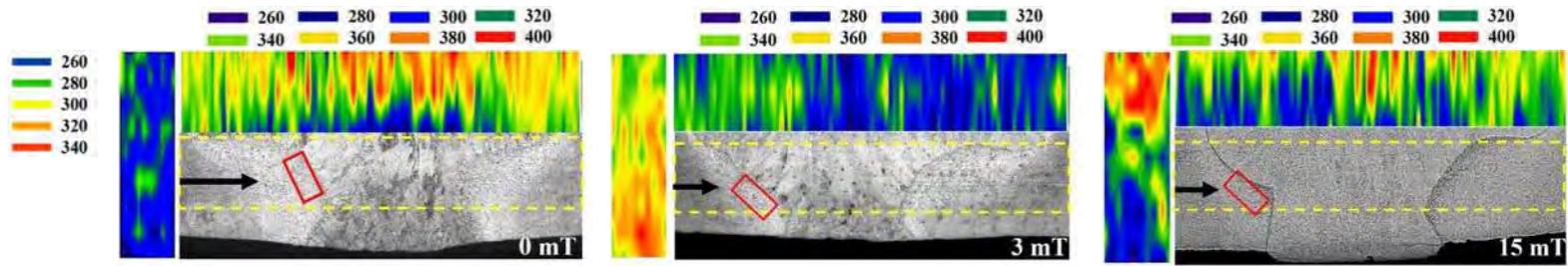


Figura 4.33. Barridos de microdureza de las juntas soldadas y la ZRG con CEMA.

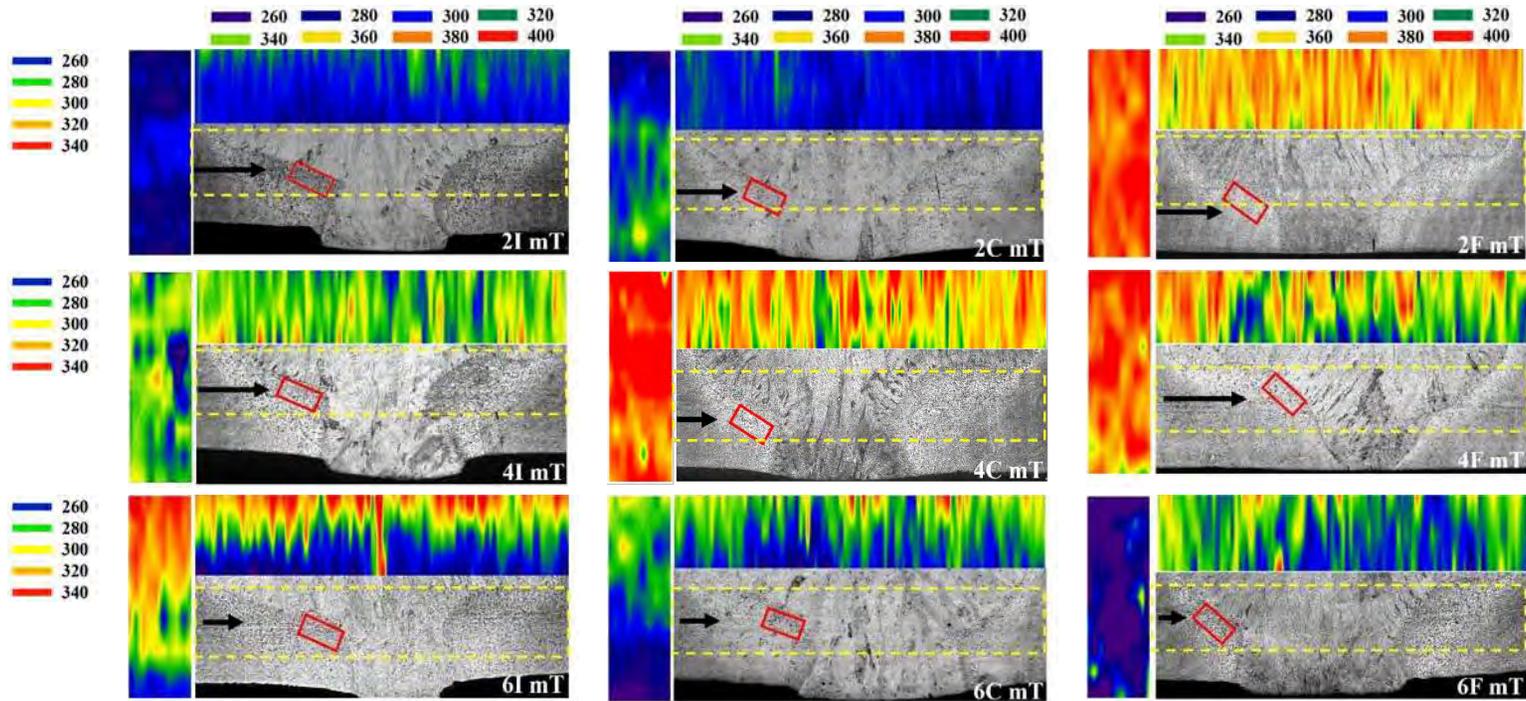


Figura 4.34. Barridos de microdureza de las uniones juntas y la ZRG con CEMP.

4.6.3 Resistencia a la tensión del MB y del material TTS

La tabla 4.2 lista los resultados de la media aritmética de los valores obtenidos en tres pruebas por condición en el sentido transversal a la soldadura. Los valores reportados por el fabricante para el MB concuerdan con los obtenidos experimentalmente con una diferencia no muy significativa. Sin embargo, con 90 min de permanencia la resistencia máxima a la tensión disminuye 33 MPa, para 60 min disminuye 20 MPa y con 30 min disminuye 15 MPa. Este comportamiento se atribuye a la evolución microestructural observada en las muestras (crecimiento de grano, reducción de la densidad de maclas y precipitados) y se correlaciona muy bien con la tendencia en la microdureza a medida que incrementa el tiempo de permanencia.

Tabla 4.2. Resultados de los ensayos de tensión del MB y del material con TTS.

AIA 347	Tiempo (min)	Resistencia a la tensión (MPa)	Límite de fluencia (MPa)	Porcentaje de alargamiento
MB- nominal	---	598	299.3	48.9
MB- paralela	---	625	303	54
TTS	30	610	283	57
	60	605	279	56
	90	592	272	57

La comparación de estas características puede apreciarse en las gráficas esfuerzo vs deformación de la figura 4.35, en la cual se establece el porcentaje de deformación presentado en la tabla 4.2. En general, se aprecia el comportamiento típico del acero inoxidable austenítico estabilizado con Nb.

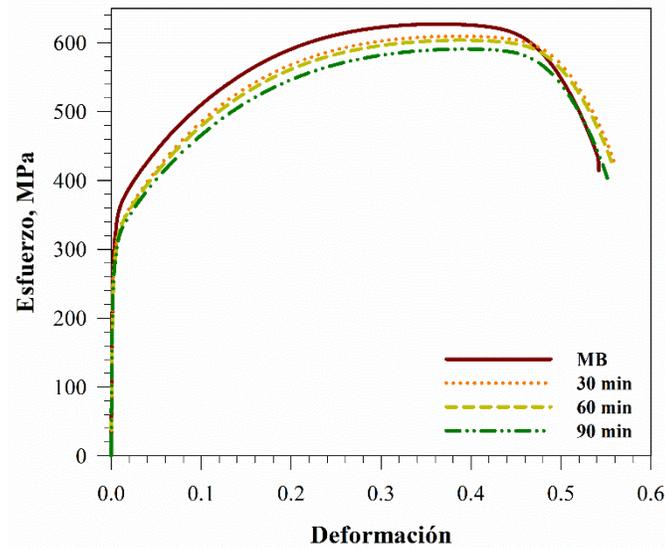


Figura 4.35. Gráficas esfuerzo vs deformación del MB y el material TTS.

4.6.4 Resistencia a la tensión de las juntas soldadas

A continuación, se presentan los resultados promedio de la resistencia máxima a la tensión (RMT), límite de fluencia y porcentaje de deformación a la rotura obtenida en el sentido transversal a la soldadura para la condición del MB, ER-310, CEMA y CEMP. Con la finalidad de evaluar la eficiencia mecánica de las juntas soldadas y correlacionar con el comportamiento microestructural.

El comportamiento mecánico del MB a temperatura ambiente respecto a la RMT se encuentra reportada entre 515-640 MPa, el límite de fluencia entre 205-250 MPa y el porcentaje de deformación entre 40-49.2 % [18, 41, 176]. Sin embargo, bajo efecto de TTS a 1075 °C la RMT se encuentra entre 500-700 MPa, el límite de fluencia de 205 MPa y 40 % de porcentaje de deformación [18, 41]. Mientras que el metal de aporte ER-310, la RMT es de 495-515 MPa, el límite de fluencia de 205-380 MPa y el porcentaje de deformación de 40 % [41, 177].

Los resultados obtenidos para las diferentes condiciones se reportan en la tabla 4.3 se observa que los valores se encuentran dentro de los reportados en la literatura [178]. La RMT permite corroborar que las probetas para todas las condiciones sin y con CEME tanto para CEMA como para CEMP fallaron en el MS como se aprecia en la figura 4.36, donde el metal de

aporte fue un electrodo ER-310. Para la condición de las soldaduras con 0, 3 y 15 mT presentan valores muy cercanos al MS para RMT. Sin embargo, para CEMP con 4 mT se observó un ligero incremento en la RMT respecto a 0 mT, lo cual se atribuye al campo magnético de la soldadura para 0 mT, adicional a la aplicación del CEME permitiendo arrastre de MB hacia el MS y la agitación electromagnética promoviendo una composición química con mayor homogeneidad y a la presencia de NbC finos que pudieron reforzar al MS en las diferentes condiciones de la soldadura e incrementar su resistencia con referencia al electrodo ER-310.

Tabla 4.3. Resultados de los ensayos de tensión de las juntas soldadas y el MB.

Condición (mT)		Resistencia a la tensión (MPa)	Límite de fluencia (MPa)	Porcentaje de alargamiento
MB	---	625	303	54
ER-310	---	530	255	83.9
---	0 mT	558.67	291.00	35.57
CEMA	3 mT	559.67	308.67	32.93
	15 mT	529.00	276.33	33.33
CEMO	2 mT	528.67	280.67	27.70
	4 mT	567.33	288.67	32.83
	6 mT	539.33	277.33	29.03

La figura 4.36 muestra la fractura de la soldadura en el MS para todas las condiciones de las uniones soldadas tanto sin como con la aplicación de CEME con CEMA y CEMP. Para la condición con 2 mT se aprecia claramente las intercaras MS/MB de la soldadura a los extremos de la fractura. En la figura 4.37 se observan granos deformados tanto para 6 mT como para 15 mT y la precipitación de NbC bastos, los cuales debido al esfuerzo aplicado pudieron haberse fragmentado como se aprecia en la condición con 15 mT a 5000x.

Las curvas esfuerzo vs deformación se presentan en la figura 4.38 para la aplicación del CEMA comparando la condición del MB, ER-310, 0, 3 y 15. Mientras que las curvas de las juntas soldadas CEMP graficadas en la figura 4.39. En estas figuras los valores de la RMT

de las soldaduras son menores respecto al MB, y se aprecia una importante pérdida de ductilidad respecto al ER-310 y el MB. Donde la mejor condición respecto a la resistencia máxima a la tensión lo es para 3 mT en CEMA y 4 mT para CEMP.

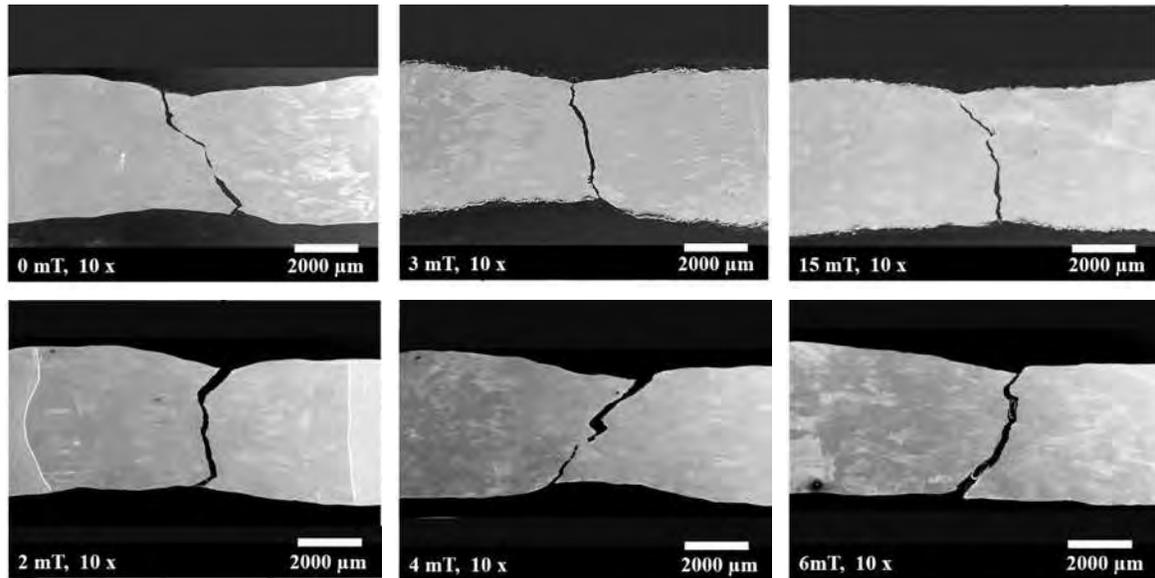


Figura 4.36. Fractura de la sección transversal de las juntas soldadas producto del ensayo de tracción uniaxial.

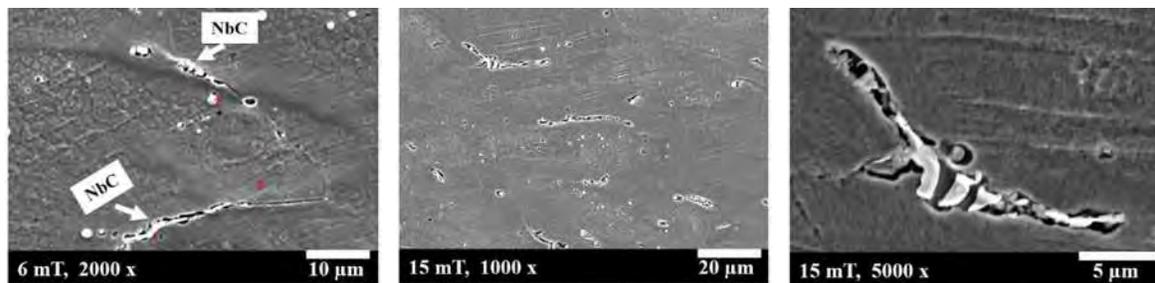


Figura 4.37. Comportamiento de la microestructura y los NbC después de la deformación producto del ensayo de tracción uniaxial.

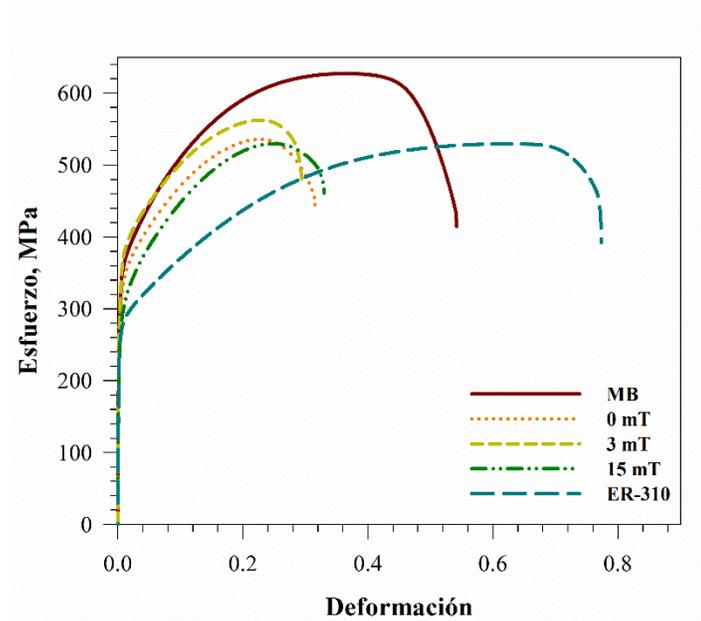


Figura 4.38. Gráficas de esfuerzo vs deformación del MB y las soldaduras con CEMA.

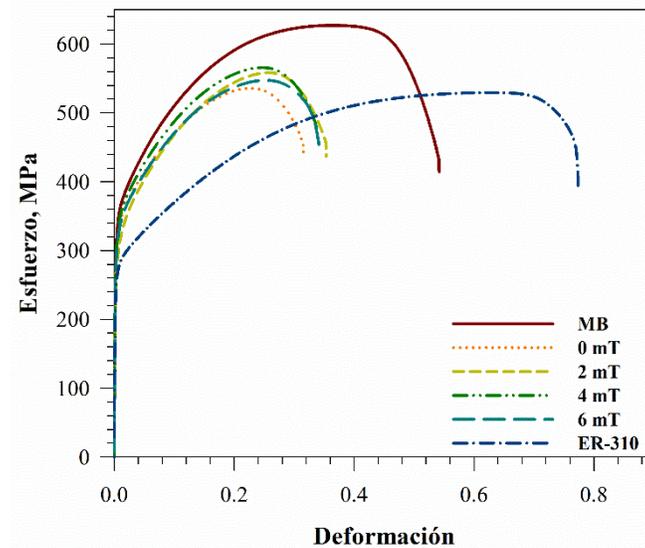


Figura 4.39. Gráficas de esfuerzo vs deformación del MB y las soldaduras con CEMP.

4.6.5 Resistencia al impacto del MB, material TTS y soldaduras

Los ensayos de la resistencia al impacto fueron realizados a temperatura ambiente, induciendo la falla en el MS de acuerdo con la figura 3.10. Los resultados de este ensayo se muestran en la tabla 4.4, tanto para MB, material TTS, las soldaduras con CEMA y CEMP.

El valor de energía evaluado por el ensayo Charpy para el material de aporte ER-310 es de 118 J [177], aunque depende mucho de las características del proceso al que haya sido sometido. En general, los valores de energía absorbida por impacto para aceros sin estabilizar oscilan entre 90-110 J [14]. Mientras que para los aceros estabilizados (347L y 347) la energía absorbida por impacto es aproximadamente 68 y 109 J respectivamente. Estos valores se encuentran en función de su composición química y el porcentaje de ferrita delta presente en el material. Para el AIA 347 se tiene 9.1 % de ferrita delta, mientras para el 347L presenta 11.3 % de esta fase. En estos materiales a medida que incrementa el porcentaje de ferrita delta disminuye la capacidad de energía absorbida por estos aceros (ANSI/AWS A 5.4-81) [14]. Para una soldadura de un AIA completamente austenítico 25Cr/20Ni/2Mo/L sin estabilizar absorbe una energía por impacto de 75 J.

La tabla 4.4 muestra que la energía absorbida por impacto del MB en su condición de llegada fue de 126 J, este valor por efecto del TTS decrecen ligeramente debido a que con el TTS a 1050 °C con 30, 60 min disminuye la cantidad de NbC presentes. Pero con 90 min de permanencia el proceso de disolución-reprecipitación se encuentra presente como se discutió en los resultados de la evolución microestructural por el TTS. En consecuencia, para este tiempo se presentan precipitados finos de NbC, además de que para 90 min la presencia de ferrita delta pudo haber disminuido en mayor porcentaje que para los tiempos de permanencia más cortos.

Respecto a los valores de impacto para las soldaduras con CEMA, estos se encuentran muy cercanos al valor de la soldadura sin CEME. Es conveniente tener en mente que en las juntas soldadas se indujo la fractura en el MS, el cual está constituido químicamente en primera instancia por la composición del electrodo ER-310. El MB en su condición de partida no está estabilizado, pero posterior al proceso de soldadura la caracterización microestructural reveló la presencia de NbC en el MS tanto para 0 mT como para las juntas soldadas con CEMA y

CEMP. Con CEMA los valores de energía absorbida se incrementaron ligeramente para 3 mT respecto de 0 mT. Sin embargo, para CEMP con 6 mT se presenta una ligera caída y para 2 y 4 mT los valores de energía se mantuvieron respecto a 0 mT.

Tabla 4.4. Resultados de los ensayos de impacto en la condición de material TTS, juntas soldadas con CEMA y CEMP.

AIA 347	Condición	Energía absorbida (J)
	MB	126
TTS	30 min	119
	60 min	116
	90 min	125
	0 mT	54
CEMA	3 mT	58
	15 mT	52.6
CEMP	2 mT	53
	4 mT	54.5
	6 mT	46

La figura 4.40a) muestra que la relación de esfuerzo máximo y energía de impacto con el TTS al incrementar el TG disminuye. Mientras que, en el inciso b), la condición con un mejor comportamiento mecánico para las juntas soldaduras con CEMA es la de 3 mT y para las juntas soldadas con CEMP es la de 4 mT. Recordando que el efecto del CEME está influenciado por el arreglo experimental, la intensidad del campo magnético, el material y las características microestructurales. Además de que su comportamiento microestructural y mecánico no presenta tendencias al incrementar la intensidad de campo magnético.

De acuerdo con investigaciones recientes donde se aplicó CEME durante la soldadura en un AIA 304 y en un acero inoxidable doble fase 2205 las propiedades mecánicas no fueron significativamente mejoradas [132, 175].

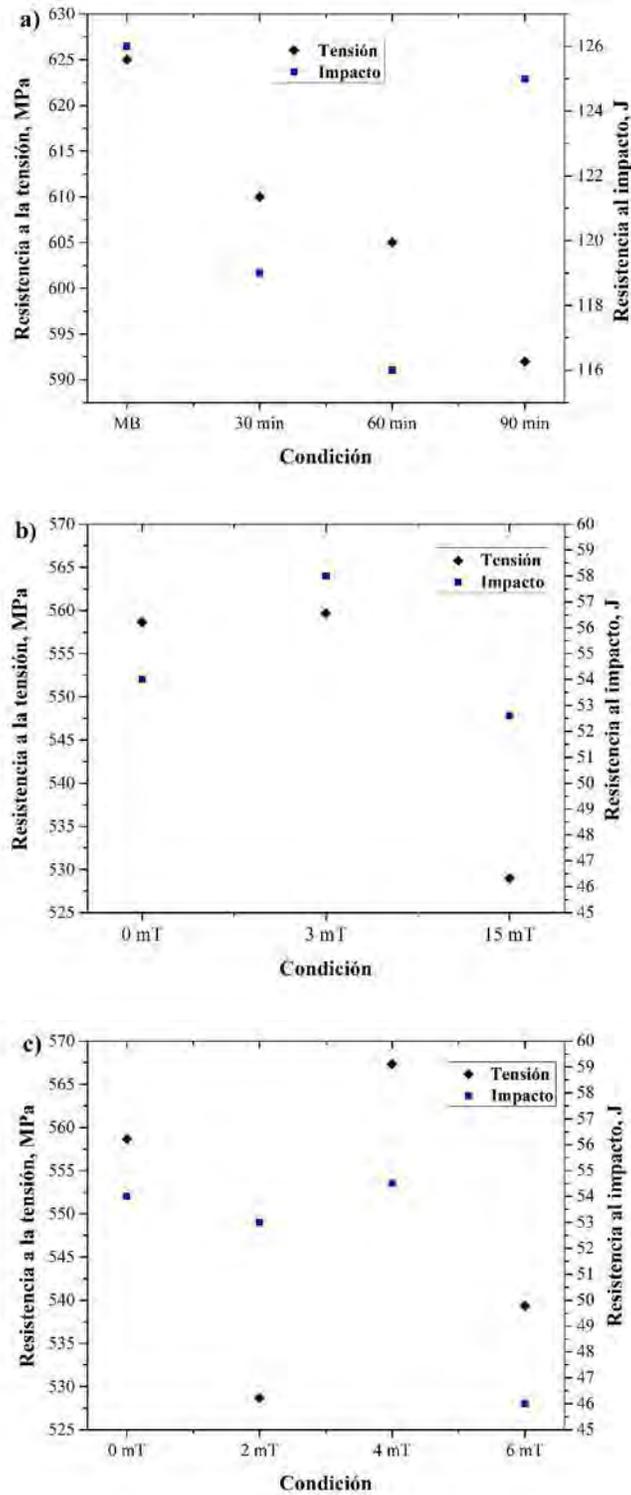


Figura 4.40. Variación de la RMT y la energía absorbida al impacto en función de la condición de; a) material TTS, b) juntas soldadas con CEMA y c) CEMP.

4.6.6 Fractografía de los ensayos de tensión en el MB y material TTS

La figura 4.41 muestra la fractura del tipo dúctil característica de los AIA, mostrando microhuecos tipo copa tanto en el MB como en las muestras con TTS con 30, 60 y 90 min de permanencia, la fractura de estas condiciones se presentó en la zona de estricción. El mecanismo de fractura que se presenta en los AIA es debido a la coalescencia de los microhoyuelos donde no influye el tiempo de permanencia de los tratamientos térmicos. Por otra parte, en las fracturas del MB y las muestras con TTS aparecen NbC como los que se muestran en la condición con 90 min de permanencia, así como de óxidos de aluminio la condición de 30 min según lo revela el espectro y cuantificación por EDX que acompaña a las fractografías en esta figura.

La figura 4.42 se muestran las fracturas en la zona de la sección reducida del MS para las diferentes condiciones de soldadura con CEME. En estas imágenes se observan microhuecos equiaxiados en su mayoría uniformes, debido a que los AIA se caracterizan por su mecanismo de fractura al coalescer los microhuecos independientemente de la temperatura a la que se realice el ensayo [179, 180]. En esta figura se presentan los mapeos de cada una de las condiciones donde se presenta una alineación de la precipitación de NbC sobre el sentido de la fractura en límites de grano.

La figura 4.43 inciso a) y b) muestra la presencia de inclusiones de MnO y Al₂O₃, gran parte del oxígeno identificado es producto de la mezcla del gas de protección la cual contiene 2% de O₂. Estos óxidos se alojan en la parte inferior los microhuecos, de manera alineada con una morfología esférica para los óxidos de manganeso y angular para las partículas de SiO₂. Las partículas de óxidos de aluminio son producto de la desoxidación durante el proceso de fabricación del acero, al igual que las de óxidos de silicio y manganeso presentes en la soldadura del acero 347. En el inciso c) se observa la precipitación de NbC en la fractura del MS corroborando la información de la figura 4.42.

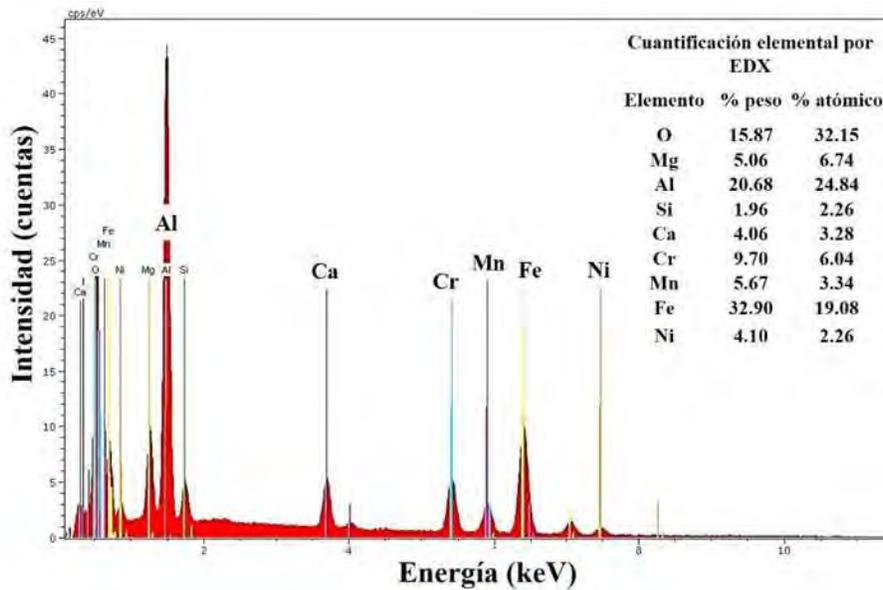
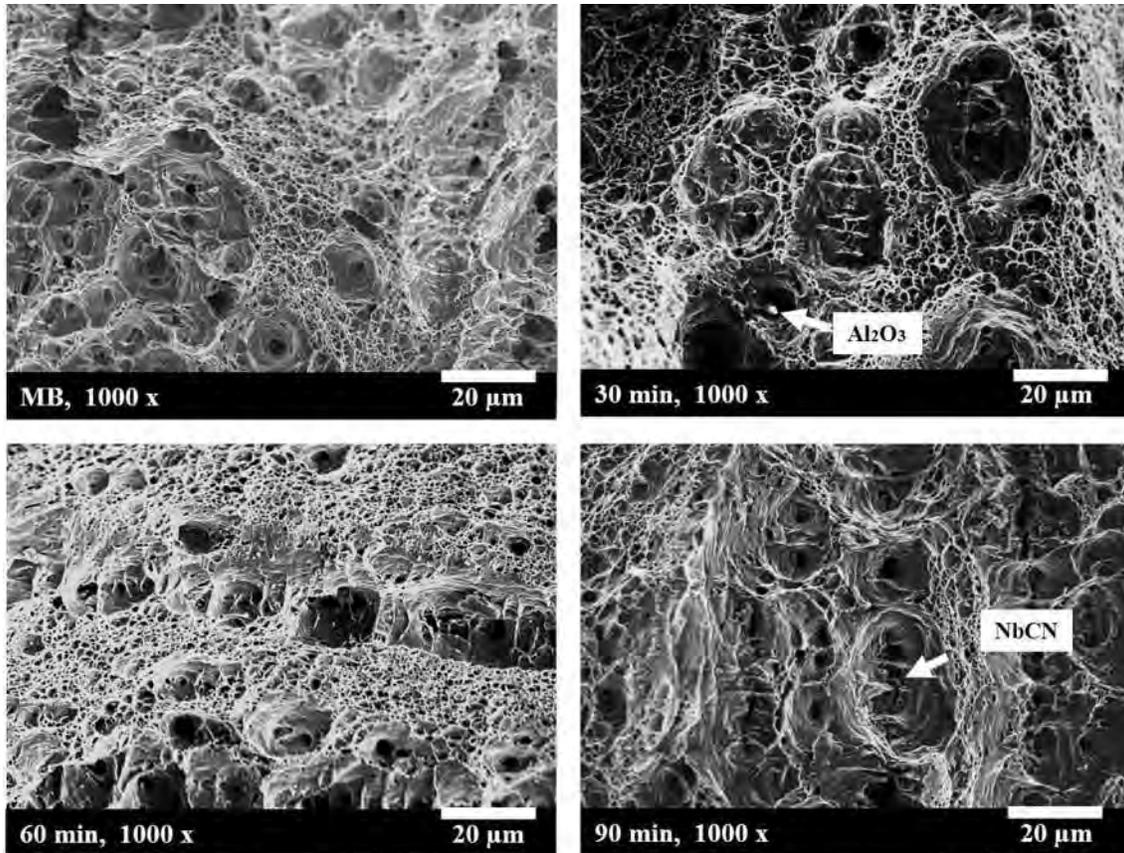


Figura 4.41. Fractografía del MB y bajo condición de TTS con 30, 60 y 90 min de permanencia del ensayo de tensión y el espectro por EDX de la condición con 30 min.

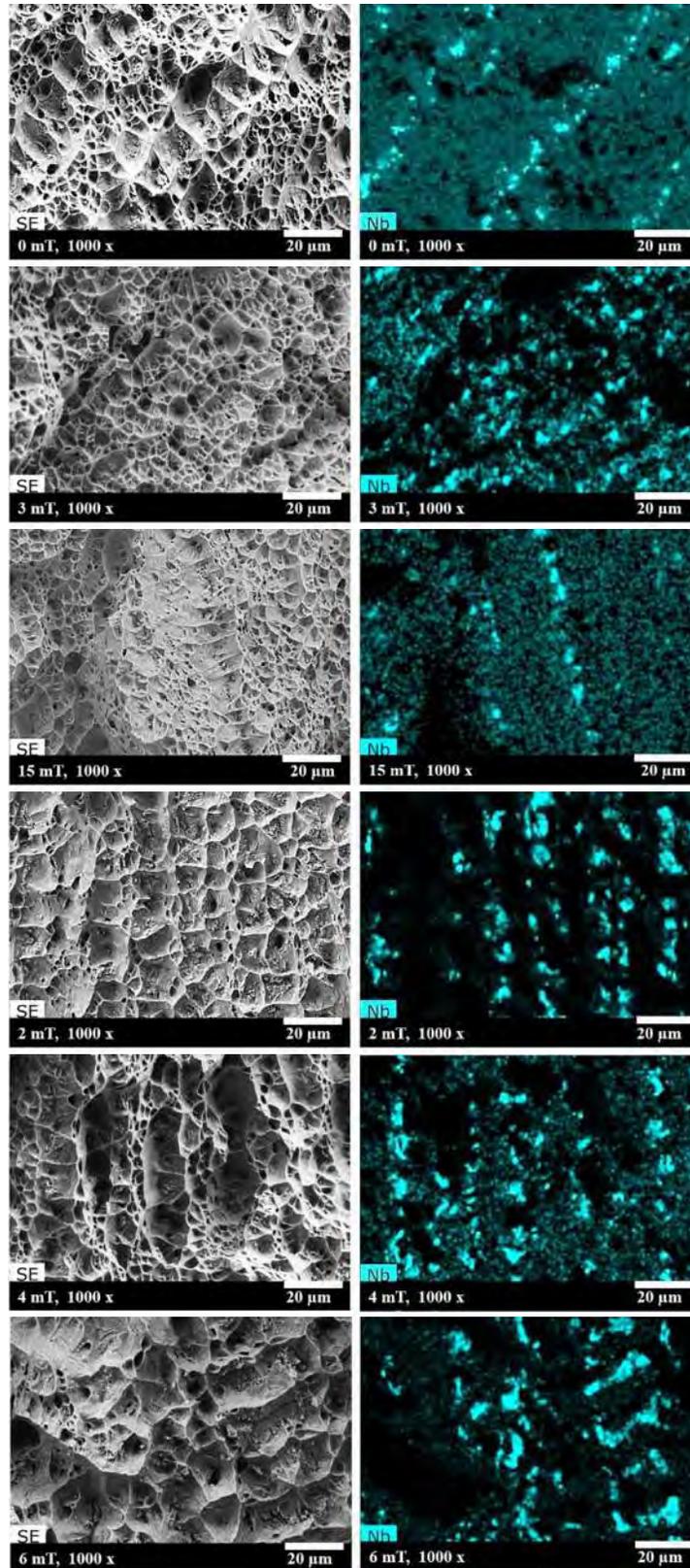


Figura 4.42. Fractura del ensayo de tensión de las juntas soldadas con CEMA; 3 y 15 mT, y con CEMP; 2, 4 y 6 mT.

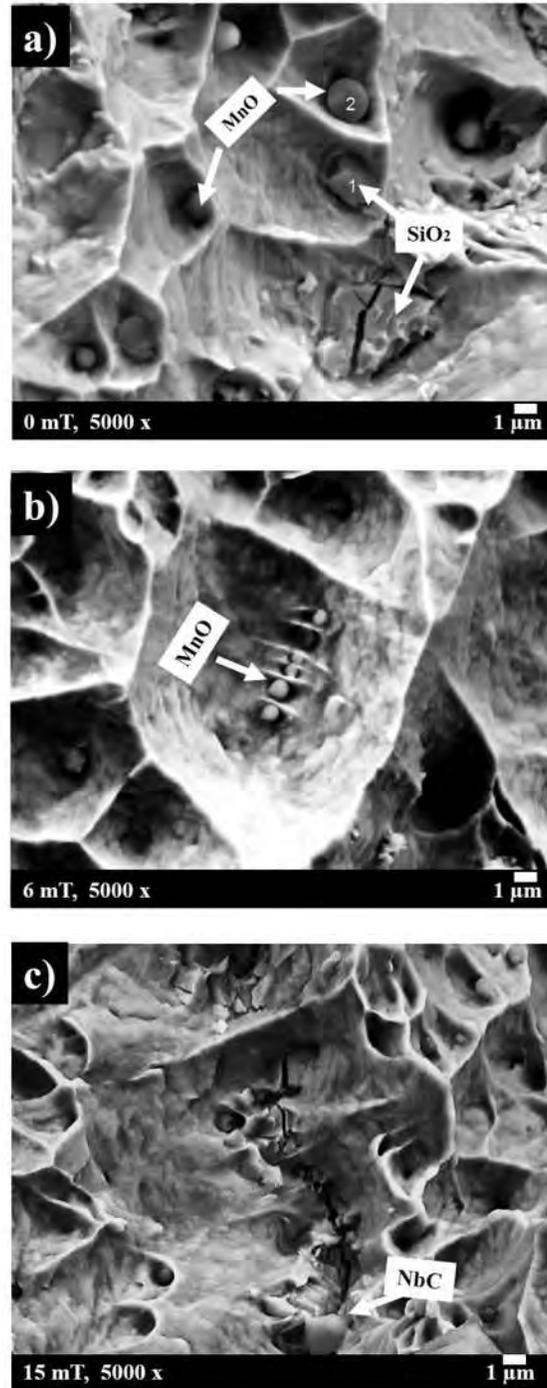


Figura 4.43. Óxidos de manganeso, silicio y NbC identificados en las fracturas del ensayo de tensión en las soldaduras con 0, 6 y 15 mT.

4.6.7 Fracturas producto del ensayo de impacto

La fractura de las diferentes condiciones de las soldaduras y el MB se presentan en la figura 4.44 donde se muestra la fractura en una vista general a 10 x, y para apreciar con mayor detalle las características de la fractura se presentan también imágenes a 500 x. En esencia, al haber inducido la falla en el MS, las características de las superficies fracturadas coinciden con lo observado en la fractografía de los ensayos de tracción uniaxial en donde la ruptura de las probetas ocurrió en el MS. En los AIA se presenta de manera común un mecanismo de fractura debido a la coalescencia de microhuecos, independientemente de la temperatura del ensayo.

En la figura 4.44 la fractura para el MB y las soldaduras presentan fractura dúctil. Donde se aprecian microhuecos con cierta orientación posiblemente debido a la precipitación de NbC como se observa en la fractura por tensión. Debido a que los NbC precipitan preferencialmente en el límite de grano, en estos sitios donde nuclean los microhuecos y al experimentar los esfuerzos súbitos generados por el impacto, los microhuecos crecen deformados rápidamente hasta coalescer con otros propagando la grieta principal hasta fracturar el espécimen. En adición a lo anterior, la forma globular de los óxidos o inclusiones también pueden facilitar la descohesión en interfase de la matriz y la inclusión, características que igualmente contribuyen a la iniciación y propagación de la fractura [181].

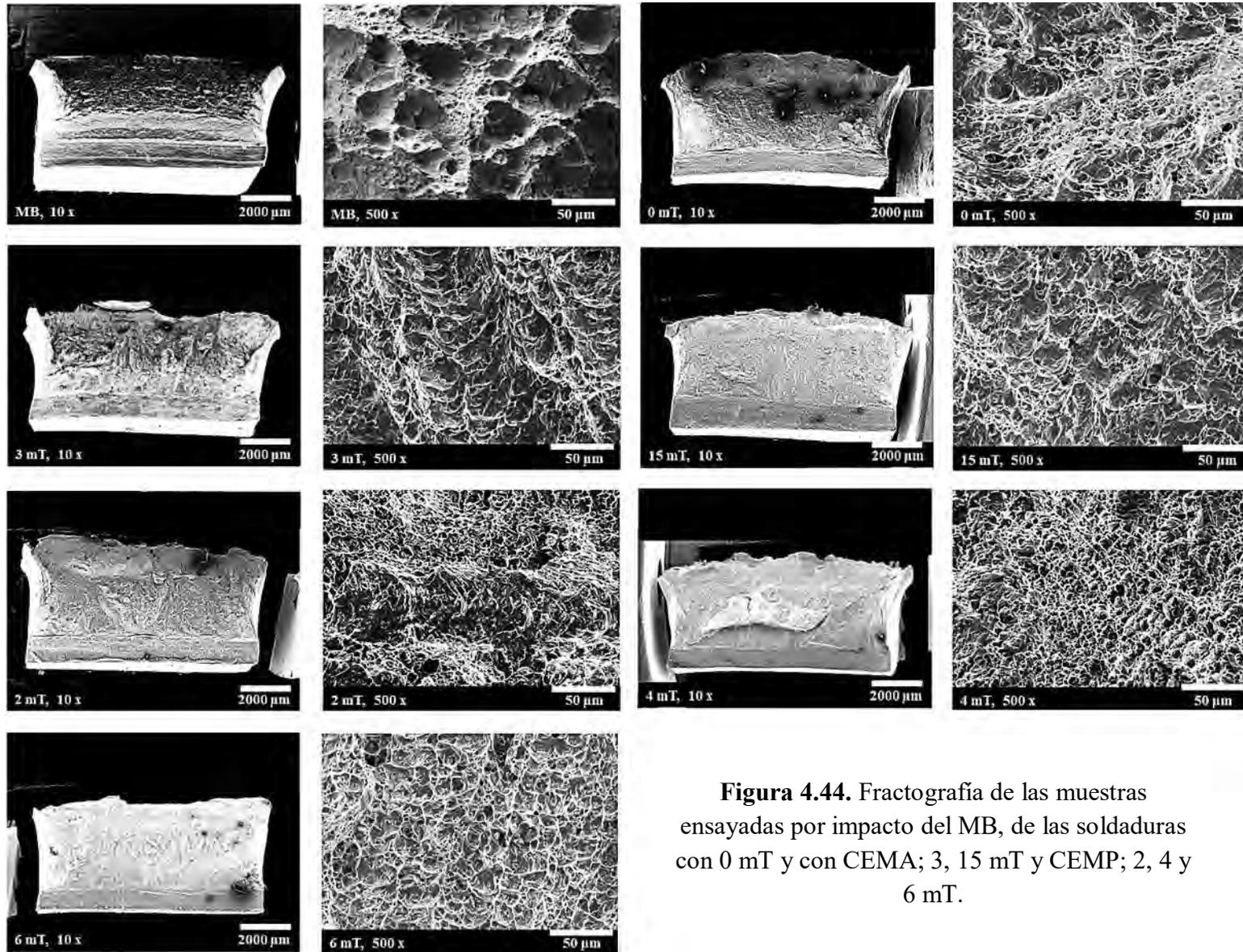


Figura 4.44. Fractografía de las muestras ensayadas por impacto del MB, de las soldaduras con 0 mT y con CEMA; 3, 15 mT y CEMP; 2, 4 y 6 mT.

La figura 4.45 muestra fracturas de la junta soldada con CEMP aplicado con CEME de 4 mT. En el inciso a) se aprecia una fractura dúctil con un grano columnar dendrítico característico de los AIA y óxidos de manganeso con morfología típica globular. En el inciso b) un grano columnar dendrítico fragmentándose y en sus ramas dendríticas se identifica la presencia de NbC con una morfología alargada. En el inciso c) se aprecia el inicio de la fractura en el inciso d) se presenta el EDX de los NbC del inciso b).

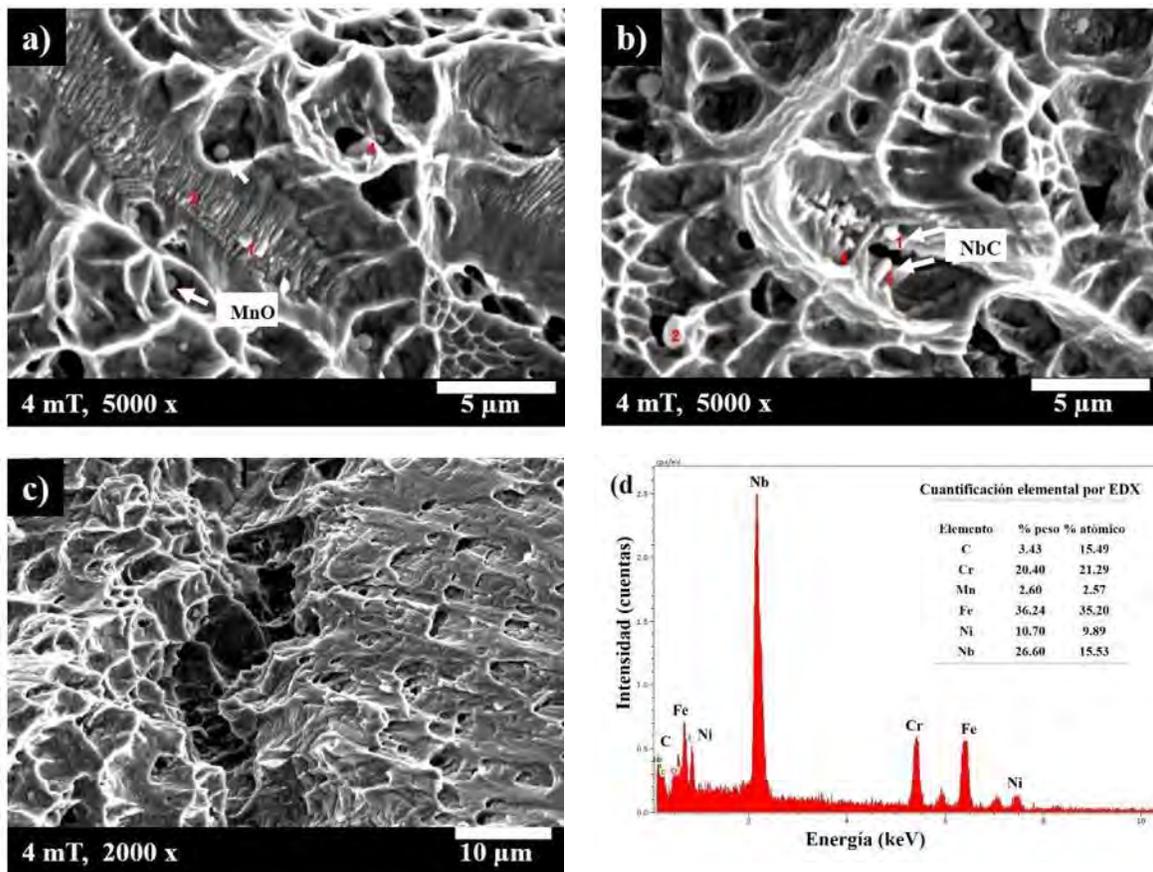


Figura 4.45. Fracturas producto del ensayo por impacto de la condición con 4 mT con CEMP.

4.7 Caracterización electroquímica

La caracterización electroquímica fue determinada mediante la técnica de reactivación potenciodinámica de doble ciclo (RPDC) y potenciodinámica. Para establecer la resistencia a la corrosión intergranular, resistencia a la corrosión por picadura, respectivamente. Así como la técnica potencioestática para establecer la temperatura crítica de picado en los AIA.

4.7.1 Determinación del electrolito en el MB

La figura 4.46 muestra las curvas obtenidas por RPDC del AIA en condición de recibido, evaluando los distintos electrolitos (ver la tabla 3.4) y las relaciones I_r/I_a . La figura 4.46a) muestra que al aumentar la concentración de 0.5 (E1) a 1 M (E2) de ácido sulfúrico solo produce un pequeño incremento en la corriente de activación (aproximadamente 0.01 A/cm^2). Para estos electrolitos de acuerdo con la figura 4.46b), las relaciones I_r/I_a indican que la aleación en condición de recibido no es susceptible a CIG, ya que el GDS es despreciable. La curva de la composición E3 muestra un incremento muy alto en I_a de aproximadamente $0,035 \text{ A/cm}^2$ con respecto a la composición E1. Sin embargo, la corriente de reactivación (I_r) también alcanza un valor máximo. Esto sugiere que para la composición del electrolito E3 se presenta corrosión generalizada en lugar de la corrosión localizada. Con respecto a la solución E4, la gráfica en la figura 4.46b) muestra que puede revelarse poco GDS con esta composición. Además, se observa una reducción significativa en I_a (aproximadamente 10 veces con respecto a la solución E1), este efecto se atribuye a la eliminación del exceso de S que puede adsorberse en la superficie de la muestra al sustituir el ácido clorhídrico por tiocianato de potasio.

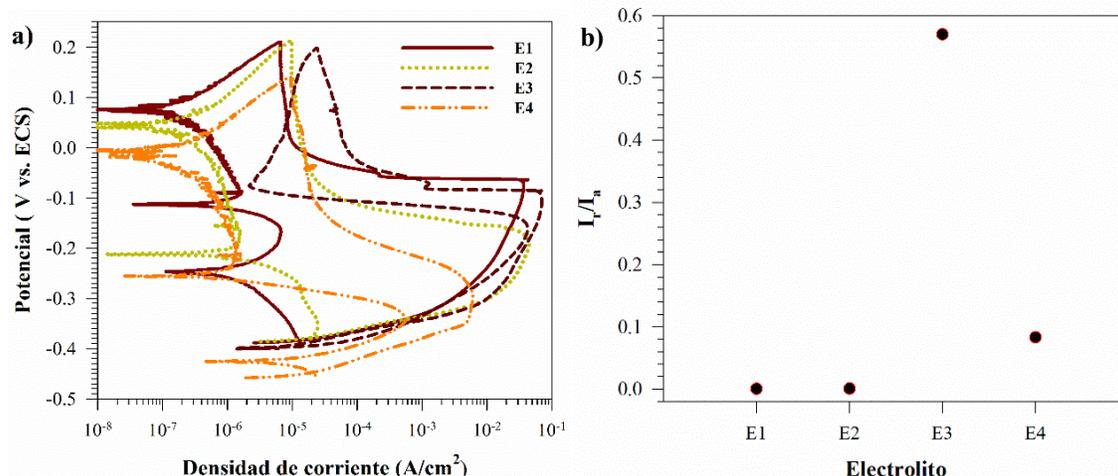


Figura 4.46. Evaluación del efecto de la composición de los electrolitos en la resistencia a la CIG; a) curvas de la RPDC y b) evaluación del GDS mediante la relación de I_r/I_a .

Las observaciones mencionadas pueden estar relacionadas con que la concentración de tiocianato de potasio en la solución E1 y E2 no es posible detectar un poco de GDS inducido por el proceso termomecánico experimentado por el material tal como se recibió. Sin embargo, la sustitución del despasivador por otro que contiene iones Cl (cloruro de sodio o ácido clorhídrico) promueve la activación y la disolución de zonas empobrecidas en cromo que restringen la adsorción de SO_4^{2-} de la reacción.



Este mecanismo permite la reacción de los iones Cl^- con la matriz metálica sin aumentar el área superficial del S elemental adsorbido. Sin embargo, en presencia de tiocianato de potasio hay un aumento en la adsorción de S promoviendo la corrosión generalizada debido a la concentración significativa de $\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^-$ y la formación de iones $\text{S}_2\text{O}_3^{2-}$ que resultan demasiado agresivos para la aleación AISI-347.

La figura 4.47 muestra la caracterización de la superficie del MB en su condición de recibido después de las pruebas de RPDC. La micrografía de la figura 4.47a) confirma la corrosión generalizada con el electrolito E3. Por el contrario, cuando el ácido clorhídrico sustituye al tiocianato de potasio, la adsorción de azufre en la superficie metálica se previene durante la disolución anódica. Este efecto conduce a una reducción significativa de los valores de la corriente

anódica, Ia, y corriente de reactivación, Ir. Porque solo los iones de $\text{SO}_4^{2-} + \text{Cl}^{-1}$ están involucrados en la oxidación de la matriz metálica durante este ensayo. La figura 4.47b) muestra las características de la superficie después de la exposición al electrolito E4 durante la prueba de RPDC. En este caso solo se observa corrosión localizada en los límites de grano, así como en las zonas vecinas de carburos de niobio.

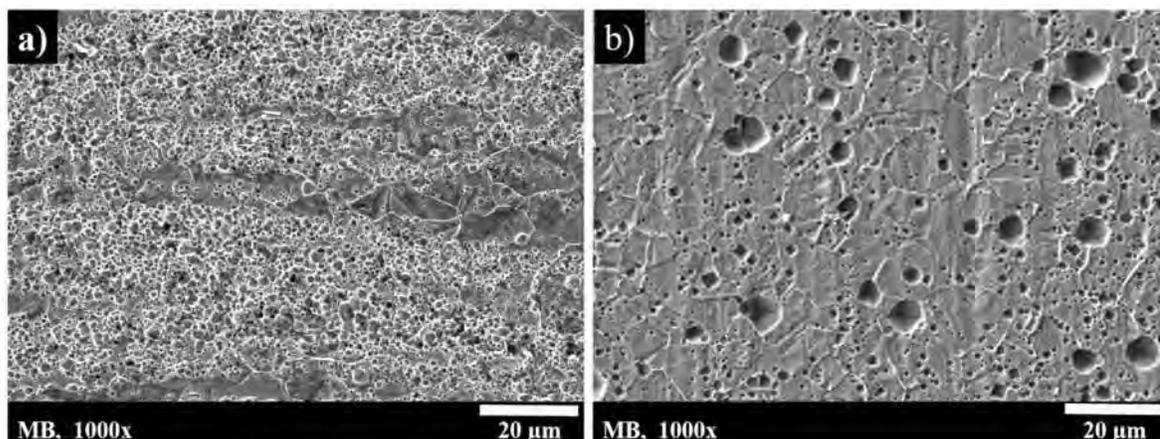


Figura 4.47. Daño superficial de las muestras como se observa por MEB después de la prueba por RPDC del electrolito; a) E3 y b) E4.

La figura 4.48 muestra la caracterización complementaria a detalle por MEB y EDX del MB en condición de recibido expuesto al electrolito E4. La figura 4.48a) revela la presencia de precipitados ricos en cromo con una morfología angular, M_{23}C_6 en los límites de granos y en la figura 4.48b) se presenta el espectro por DRX del precipitado M_{23}C_6 . Mientras que en la figura 4.48c) muestra precipitados con morfología de bastón y de acuerdo con el microanálisis por DRX de la figura 4.48d) corrobora la precipitación de NbC.

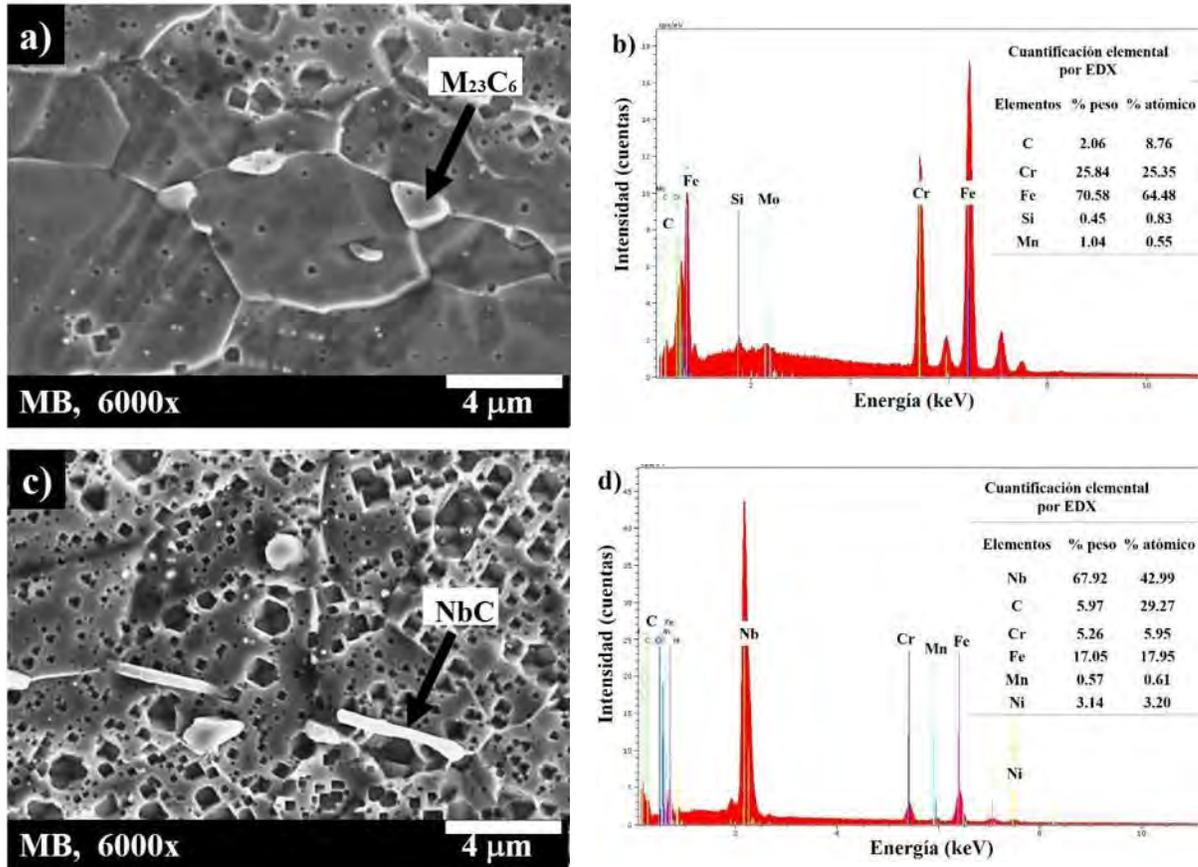


Figura 4.48. Caracterización por MEB del metal base en condición de recibido después de la prueba de RPDC con el electrolito E4.

4.7.2 Resistencia a la corrosión intergranular del MB y TTS

De acuerdo con los resultados obtenidos en el MB en la figura 4.49 se utilizó el ácido clorhídrico como despasivador ya que fue más adecuado en comparación con el tiocianato de potasio o el cloruro de sodio, se realizaron pruebas del ensayo de RPDC en las muestras con TTS para evaluar el efecto de este tratamiento térmico en términos de susceptibilidad a la CIG. La figura 4.49a) muestra las curvas características RPDC y las relaciones I_r/I_a como una función del estado metalúrgico del acero inoxidable AIA-347. En la figura 4.49b) es evidente que la relación I_r/I_a de las muestras TTS disminuyó significativamente con respecto al valor del material en condición de recibido, comportamiento que era esperado. La caracterización microestructural del acero inoxidable AIA-347 tal como se recibió reveló además de los NbC que caracterización de la

presencia de carburos ricos en Cr. Por lo tanto, el calentamiento de las muestras hasta 1050°C no solo modificó la estructura del grano y cambió las características de los carburos de niobio, también disolvió los carburos de cromo formados durante el procesamiento secundario del acero inoxidable. El enfriamiento rápido de las muestras mediante enfriamiento con agua evitó la reprecipitación de carburos de cromo con cualquier porcentaje de C disponible después de mantener a temperatura durante algún tiempo. La relación I_r/I_a de las muestras TTS arrojó un valor aproximado de 0.01 lo que significa que el acero inoxidable AIA-347 en estas condiciones metalúrgicas no es susceptible de experimentar CIG.

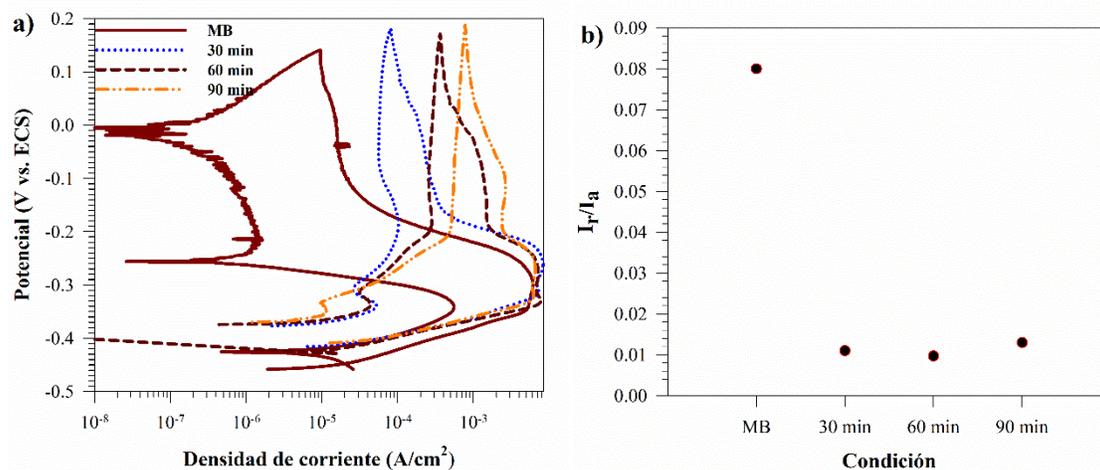


Figura 4.49. Evaluación del efecto del TTS en el acero AIA-347 sobre la resistencia a la CIG. a) Curvas de la RPDC y b) GDS mediante la relación I_r/I_a de las muestras tratadas térmicamente por TTS.

La caracterización microestructural del AIA-347 en condición de recibido reveló la presencia de NbC y carburos ricos en cromo. Por lo tanto, el calentamiento de las muestras hasta 1050 °C permitió el crecimiento de los granos, además cambiaron las características de los NbC y disolvió los carburos ricos en cromo formados durante el rolado en caliente del AIA.

El rápido enfriamiento alcanzado al templar las muestras impidió la reprecipitación de carburos ricos en cromo con el carbono disponible después de haber realizado el TTS. Por lo tanto, la relación de los valores de I_r/I_a de las muestras con TTS presentan valores aproximadamente de 0.01. Se puede concluir que bajo estas condiciones metalúrgicas el AIA-347 no es susceptible para presentar CIG. Este postulado lo respaldan las características observadas por MEB de las muestras

con TTS después de la prueba de RPDC como se muestran en la figura 4.50. Las imágenes adquiridas mediante electrones secundarios no muestran corrosión localizada en la superficie.

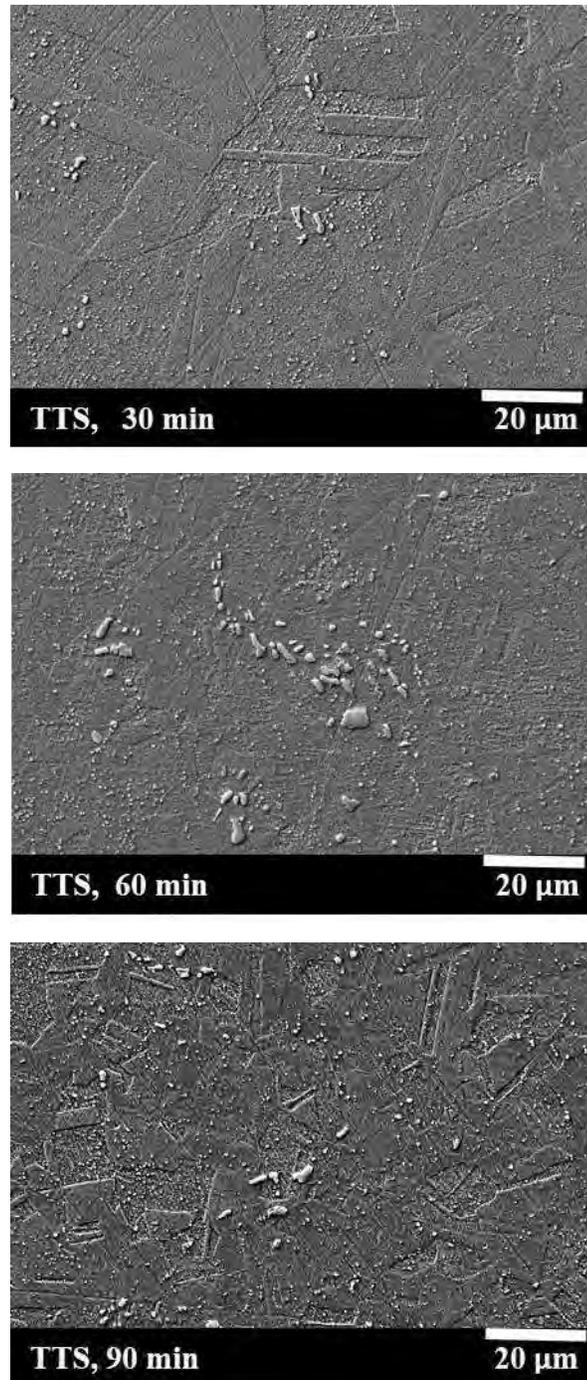


Figura 4.50. Caracterización por MEB del AIA 347 con TTS después de la prueba electroquímica de RPDC.

El comportamiento observado con estas muestras TTS indica que se debe tener cuidado en el uso de AIA estabilizados con Nb, debido a que al aplicar procesos termomecánicos es muy factible inducir susceptibilidad a la CIG por la precipitación de carburos ricos en cromo. Este estado metalúrgico comúnmente empeora durante el proceso de soldadura por fusión de componentes. Los ciclos térmicos experimentados en la zona afectada térmicamente del metal base induce disolución de NbC y debido al enfriamiento rápido no se producirá una reprecipitación que restaure la alta densidad de partículas de NbC, dejando carbono disponible para la nucleación y crecimiento de nuevos y pre-existentes carburos de NbC.

4.7.3 Resistencia a la corrosión intergranular de las soldaduras

Las curvas representativas obtenidas de los ensayos de RPDC de las distintas zonas de las soldaduras con CEMA se muestran en la figura 4.51, mientras que la figura 4.52 resume los datos obtenidos a partir de estas curvas en términos de la relación I_r/I_a . La evaluación del grado de sensibilización reveló que mientras el MS no muestra susceptibilidad a la corrosión localizada en estas condiciones de trabajo, la ZAT de la soldadura de 0 mT presenta el GDS más alto seguido del MB tal como se observa en la figura 4.52. En el MS debido al alto contenido de Cr del metal de aporte, que promueve una capa pasiva muy estable, además de la presencia de NbC que refuerzan la resistencia a la corrosión se esperaba un bajo o nulo GDS. En correlación con la evaluación por medio de RPDC, el GDS del MB es alto, el cual está claramente asociado a la microestructura desarrollada durante su tratamiento termomecánico, caracterizado por la presencia de fases ricas en Cr, además de carburos y carbonitruros de Nb.

La microestructura del AIA después de la soldadura se ve afectada, particularmente en la ZAT debido a las temperaturas alcanzadas, lo que induce la sensibilización en el MB en la región que experimenta temperaturas en el rango de 550 y 850 °C. El proceso de sensibilización se controla mediante la difusión de elementos de la aleación, junto con la nucleación y el crecimiento de fases ricas en Cr, comportamiento que se refleja en la figura 4.51.

En la figura 4.52 se aprecia que en el MB y 0 mT en la ZAT alcanzó el mayor GDS debido a que en MB tuvo un recalentamiento al momento de la unión soldada, donde a temperaturas alrededor

de los 600 °C la nucleación de los $M_{23}C_6$ es fácil pero con un crecimiento lento, debido a una baja velocidad de difusión del Cr, mientras que a temperaturas altas, mayores a 800 °C, la nucleación se consigue con dificultad pero la velocidad de crecimiento es alta [182]. Para 0 mT en la ZAT, probablemente los $M_{23}C_6$ formados por efecto del rolado en caliente, tengan mayor tiempo para crecer, o posiblemente después de la precipitación de NbC, aun exista C disponible y puedan precipitar nuevos núcleos. Sin embargo, para 3 y 15 mT en la ZAT el GDS es bajo. Mientras que para la ZRG el GDS disminuye para 3 y 15 mT respecto al MB y 0 mT. Esto se debe al beneficio de la IEM que permitió la reducción de la zona de segregación y un menor tamaño de grano para 3 mT. Lo que involucra una composición química más homogénea entre el límite de grano y la matriz, disminuyendo la posibilidad de tener zonas empobrecidas en Cr.

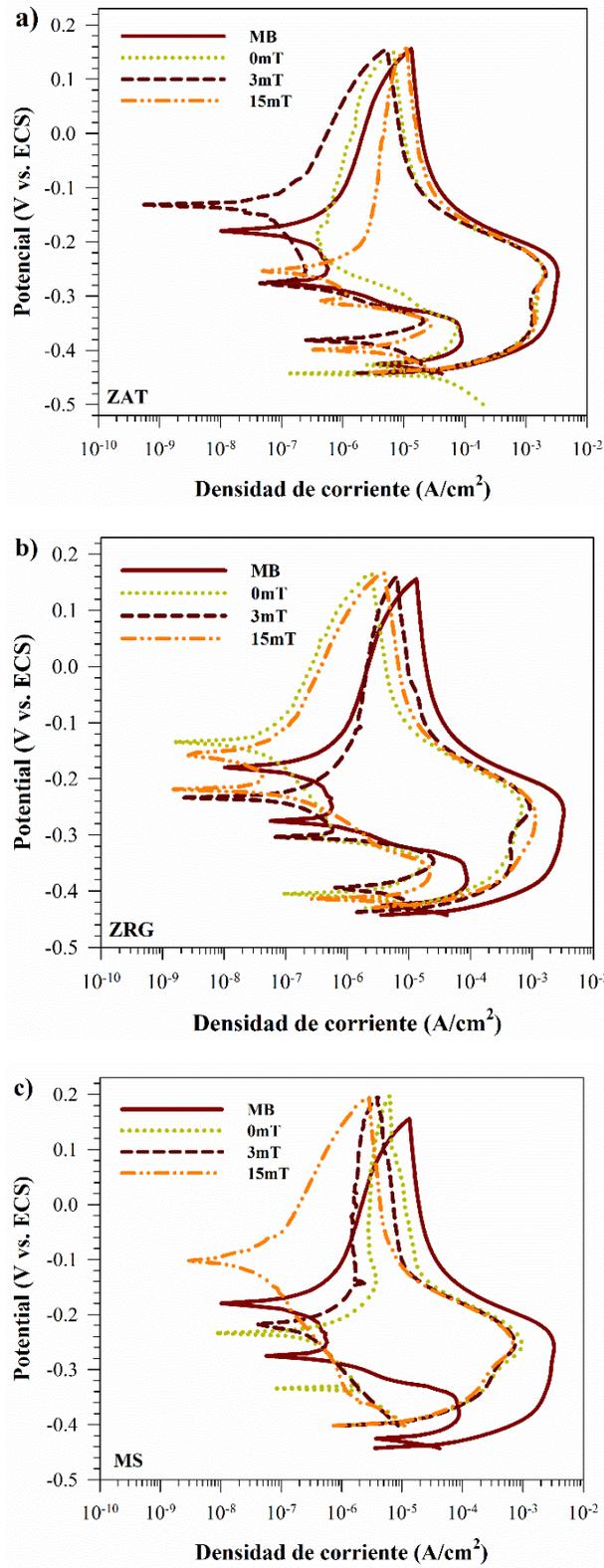


Figura 4.51. Curvas características de las pruebas de la RPDC de las soldaduras con CEMA; a) ZAT, b) ZRG y c) MS.

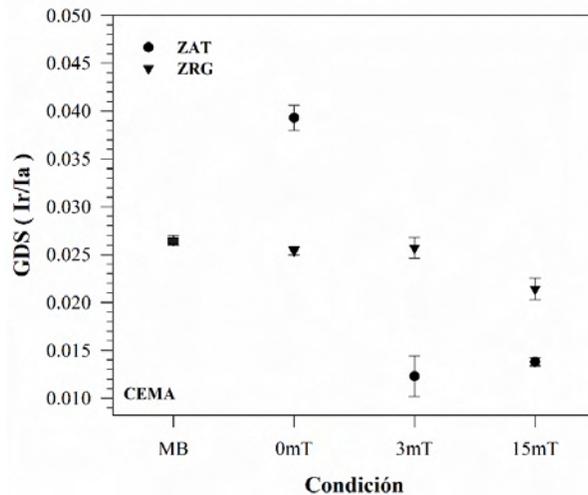


Figura 4.52. Efecto de la aplicación del CEMA durante la soldadura en el GDS.

La figura 4.53 muestra el daño generado por la prueba de RPDC con el electrolito E4. En la columna del lado izquierdo se muestran las condiciones de la ZAT, en la columna del centro la ZRG y en la columna derecha el MS, para las condiciones unidas con CEMA. Las características de las superficies para la ZAT y el MS que en estas regiones de la junta soldada el daño por corrosión aparentemente es muy parecido. Sin embargo, bajo las condiciones de trabajo especificadas en el apartado del desarrollo experimental para determinar la CIG, el MS no presenta GDS, mientras que en la ZAT sí. Para la ZRG se observa mayor daño, pero los valores de la relación Ir/Ia se encuentran por debajo de los registrados para el MB y 0mT. Por lo tanto, el daño que se aprecia en la figura 4.53 para el MS se aprecia de manera cualitativa y en la figura 4.52 fue de manera cuantitativa.

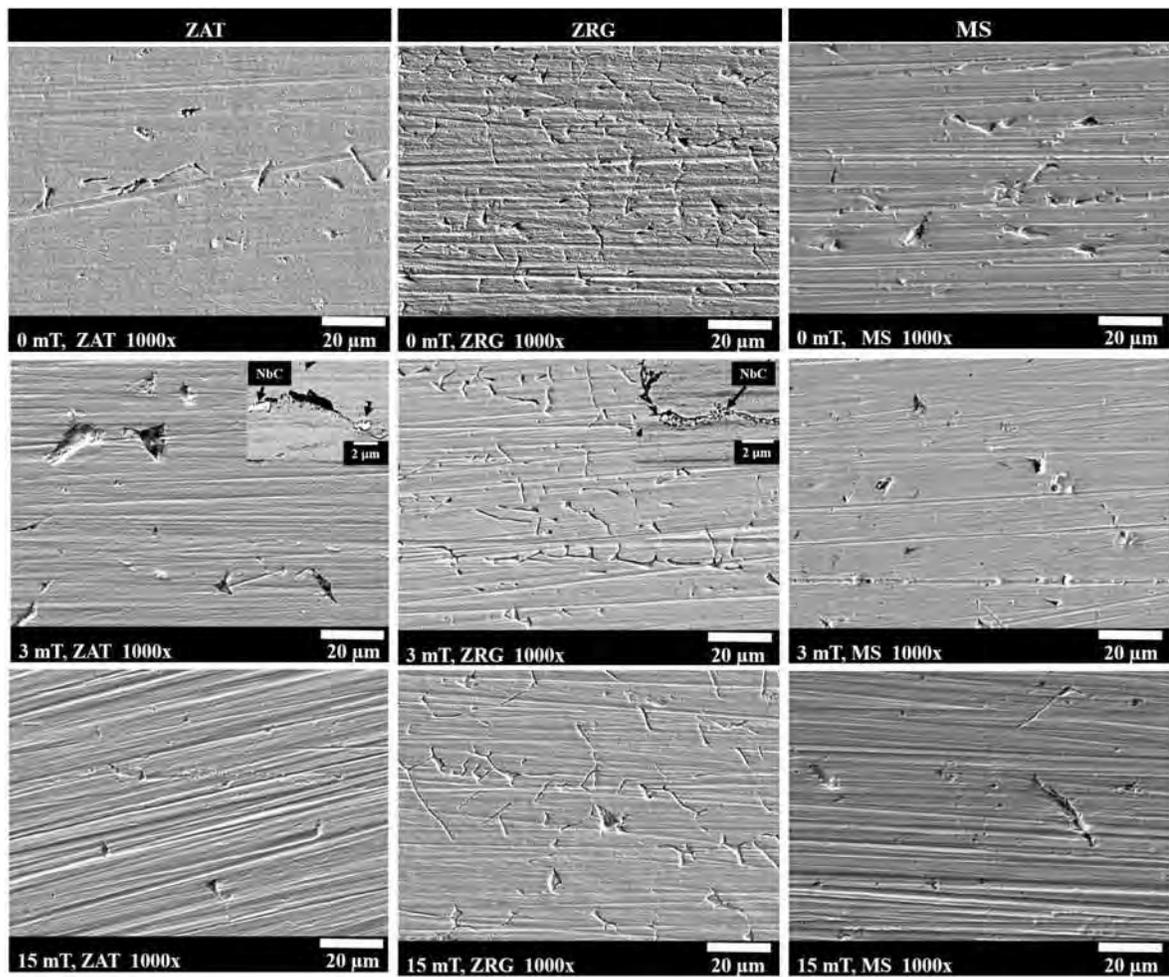


Figura 4.53. Caracterización por MEB de las diferentes zonas de las juntas soldadas con CEMA; ZAT, ZRG y MS, después de la prueba electroquímica por RPDC.

La figura 4.54 presenta las curvas representativas del ensayo de la RPDC de las distintas zonas de la soldadura con CEMP, mientras que la figura 4.55 resume el GDS de las soldaduras en las diferentes zonas de las soldaduras en términos de la relación de Ir/Ia. Las curvas de la ZAT se ven influenciadas por precipitación de carburos ricos en cromo debido a las temperaturas alcanzadas en esta zona y a la heterogeneidad del tamaño de grano que se presenta, así como a la precipitación de inclusiones no metálicas. Mientras que la ZRG se ve influenciada por refinamiento de grano, la precipitación de la ferrita delta y por la formación de celdas galvánicas en presencia de NbC. En la zona del MS bajo las condiciones de trabajo mencionadas con anterioridad no se presentó GDS, atribuido al alto contenido de Cr que presenta el metal de aporte en su composición química y a la presencia de NbC caracterizados por microscopía electrónica de barrido.

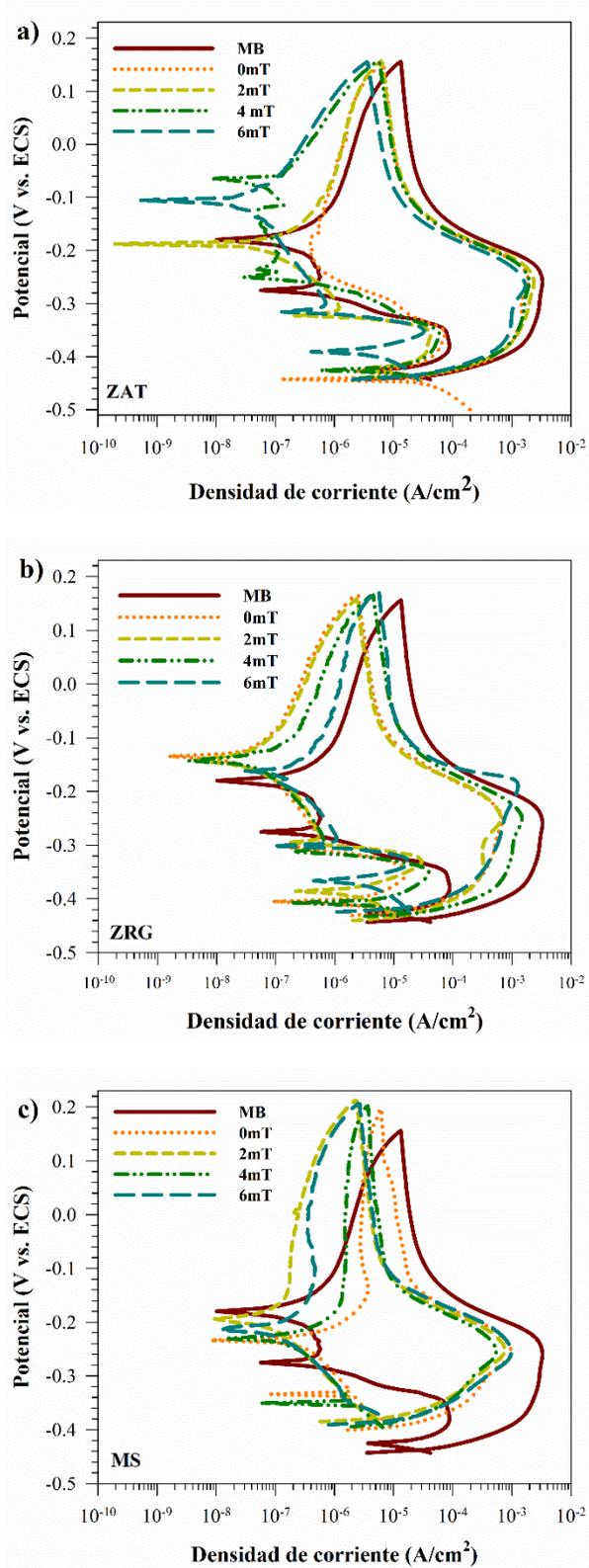


Figura 4.54. Curvas características de las pruebas de la RPDC de las soldaduras con CEMP; a) ZAT, b) ZRG y c) MS.

La figura 4.55 muestra el comportamiento del GDS en las juntas soldadas con del CEMP donde se aprecia que las condiciones de aplicación de la interacción electromagnética operan en un rango de trabajo de 0, 2, 4 y 6 mT respecto al MB, comparando la ZAT y la ZRG. Se aprecia que la condición del CEME no presenta un comportamiento lineal en respuesta a la prueba de RPDC. Sin embargo, es notable la disminución del GDS para la condición de 6 mT tanto para la ZAT como para la ZRG respecto al MB y 0mT. Condición que presento la menor ZS y la menor área en ZAT en comparación con 2 y 4 mT. Mientras que para 2 y 4 mT el comportamiento no es claro.

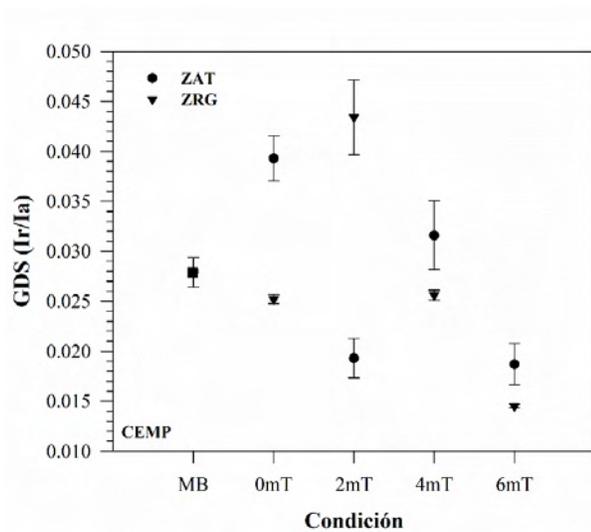


Figura 4.55. Efecto de la aplicación del CEMP durante la soldadura en el GDS.

La figura 4.56 muestra el daño generado por la prueba de RPDC con el electrolito E4. En la columna del lado izquierdo se muestran las condiciones de la ZAT, en la columna del centro la ZRG y en la columna derecha el MS, para las condiciones unidas con CEMP. Las características de las superficies para el MS permiten ver un ligero daño, el cual no fue suficiente para que se pudiera establecer GDS para esta zona, la cual es reforzada por el alto contenido de Cr presente en el metal de aporte ER-310. Para la ZAT se observa mayor GDS respecto al MS y aparentemente de manera cualitativa el GDS más alto sería para la ZRG de acuerdo con la morfología de límite de grano donde se presenta la CIG. Sin embargo, esto solo se aprecia de manera cualitativa pero no cuantitativa como se aprecia en la figura 4.55.

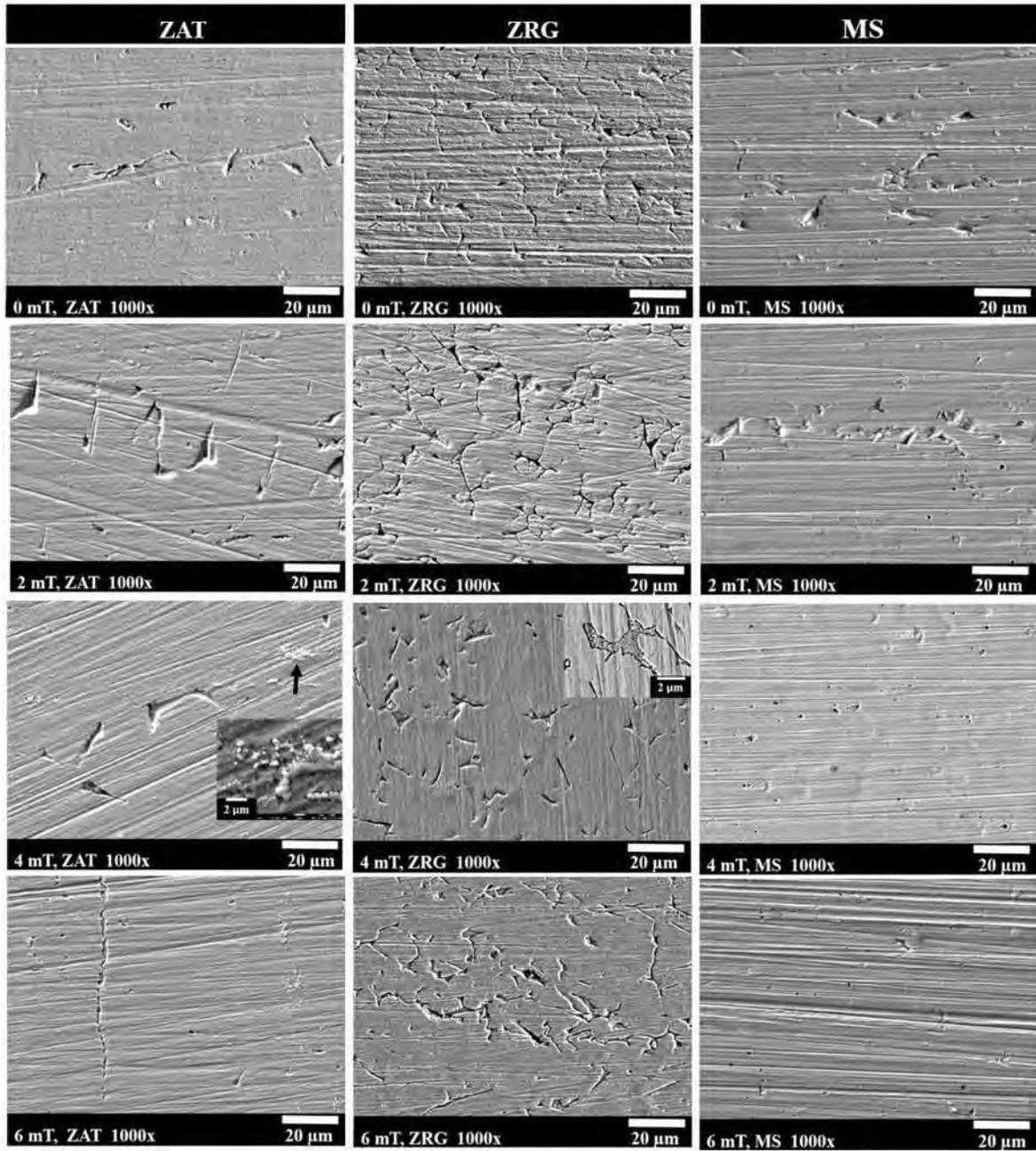


Figura 4.56. Caracterización por MEB de las diferentes zonas de las juntas soldadas con CEMP; ZAT, ZRG y MS, después de la prueba electroquímica por RPDC.

4.7.4 Resistencia a la corrosión por picado de las soldaduras

Los resultados de los ensayos electroquímicos aplicados indican que el MB presenta el potencial de picado (E_p) más bajo comparado con los valores de la ZRG, ZAT y MS como se muestra en la figura 4.57. Lo anterior se atribuye a que el MB tiene una condición de llegada de rolado en caliente, lo que suele provocar la precipitación de $M_{23}C_6$ y otras fases secundarias que propician discontinuidad de la capa pasiva y facilitan su rompimiento [20].

La figura 4.57a) muestra las curvas de polarización potenciodinámica de la ZAT en probetas unidas por soldadura bajo diferentes intensidades de campo magnético aplicado en las que se observa el efecto positivo del campo al incrementarse el valor del E_p respecto a las muestras soldadas sin campo (0 mT).

Por otro lado, comparada con las otras zonas de las uniones, la ZAT presentó los potenciales de picadura más bajos respecto a la ZRG y MS como se observa en las figuras 4.57b) y c), respectivamente. Lo anterior puede deberse a las temperaturas pico que alcanza esta zona durante el ciclo térmico que son suficientemente altas para favorecer la precipitación de carburos ricos en cromo ($M_{23}C_6$) entre 450-850 °C [48]. Como consecuencia se presenta heterogeneidad química localizada en la matriz, por las zonas empobrecidas en cromo que forman capas pasivas débiles menos resistentes a la corrosión localizada por los iones cloruro presentes.

La figura 4.57b) se observa que los valores del E_p para ZRG son superiores a los alcanzados en la ZAT, esto se atribuye a que en la ZRG se genera una microestructura de composición química muy semejante a la matriz austenítica. Además, la precipitación homogénea de NbC y NbCN contribuye a la formación de una capa pasiva más estable y protectora, contrarrestando la formación de carburos ricos en cromo. Para la ZRG cuando se unió bajo la aplicación de campos magnéticos con 3 y 15 mT incrementa el E_p respecto a muestras soldadas sin aplicación de campo magnético (0mT). Este comportamiento está de acuerdo con reportes sobre el aumento de la resistencia a la corrosión por picadura con un área pequeña de segregación asociada con un tamaño de grano reducido y una formación despreciable de celdas galvánicas [138].

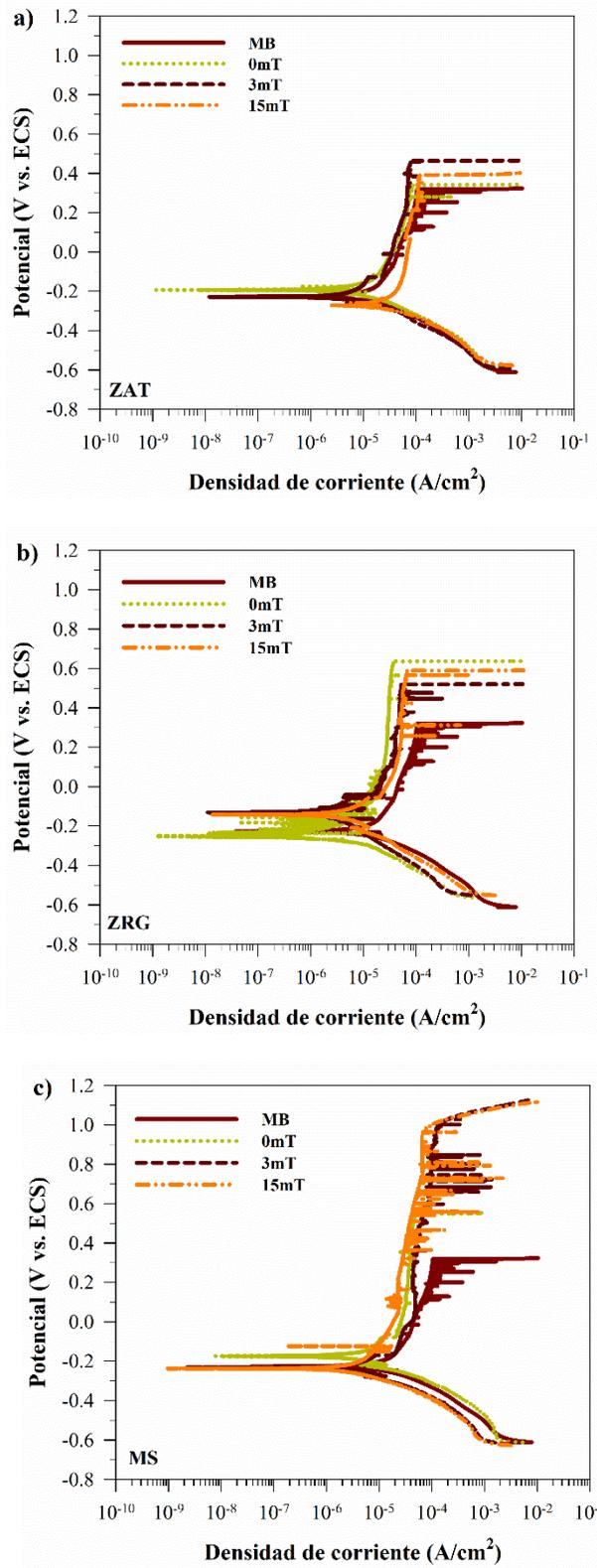


Figura 4.57. Curvas de la polarización potenciodinámica de las juntas soldadas con CEMA; a) ZAT, b) ZRG y c) MS.

En la figura 4.57c) se observa que para el MS no es posible definir un potencial de picado E_p para el inicio de crecimiento estable de picadura, presentándose en cambio disolución transpasiva a valores de potencial de entre 1000 y 1100 mV vs ECS. El resultado anterior puede ser debido al alto contenido de cromo que presenta la composición química del metal de aporte (ER-310) que lo hace muy resistente a la corrosión localizada. La presencia de picaduras metaestables es asociada a la presencia de microinclusiones no metálicas (carburos, carbonitruros y óxidos) observados por MEB en el MS actuando como sitios preferenciales de disolución, exhibiendo un comportamiento catódico con la matriz. Además, la aleación del MS con Nb presente mediante la dilución del metal base durante la soldadura y su reacción con C y N para formar NbC y NbCN restringen aún más la posibilidad de nucleación de carburos ricos de Cr en esta zona de la unión soldada.

La figura 4.58 presenta los resultados de $\Delta E = E_p - E_{corr}$ en función de la condición de soldadura. Donde los valores más bajos corresponden al MB en su condición de recibido, seguido por la ZAT, mientras que los valores de diferencia de potencial más altos corresponden a la ZRG. Estos datos se interpretan en términos de resistencia a la corrosión por picado, donde el proceso de soldadura por sí mismo no empeora con respecto al MB en su condición tal como se recibió. Por el contrario, la zona de soldadura (ZAT, ZRG y MS) es más resistente a las picaduras. Esta mejora en ZAT y ZRG se explica en términos de los ciclos térmicos experimentados en estas zonas. Es decir, debido a la alta temperatura alcanzada, se disolvieron los carburos preexistentes (incluidos los carburos ricos en cromo) y al enfriar, la nucleación de NbC y NbCN se favoreció termodinámicamente dejando una matriz con menos discontinuidades en la capa pasiva. Vale la pena mencionar que la temperatura de inicio para la disolución de carburos ricos en Cr y Nb es de aproximadamente 950 y 1050 ° C, respectivamente [8, 167].

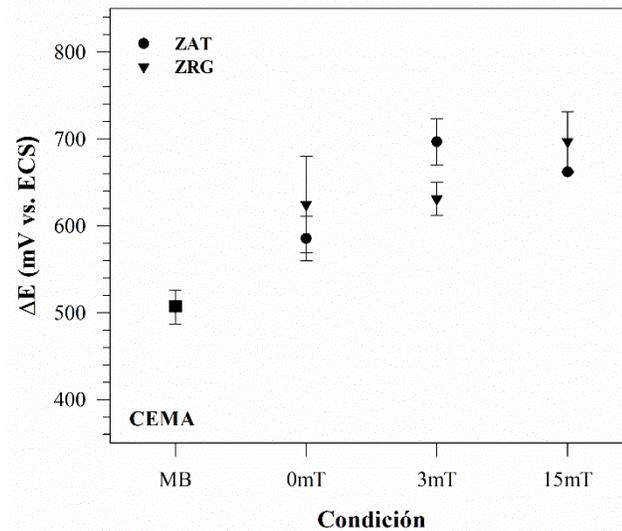


Figura 4.58. Efecto de la condición de la soldadura con CEMA sobre la RCP de acuerdo con las curvas de polarización potenciodinámica del MB, ZAT y ZRG.

La figura 4.59 muestra las micrografías obtenidas por MEB del daño en la superficie de las diferentes muestras después de la polarización potenciodinámica. Las imágenes de la fila izquierda corresponden a la ZAT. Se observa que en las muestras unidas sin la aplicación de CEME (0 mT) ocurrió disolución de la matriz metálica alrededor de las partículas, debido a que presentan un comportamiento catódico respecto a la matriz. Una vez que el material se ha disuelto alrededor de las partículas, éstas parecen haberse desprendido de la matriz, dejando las picaduras que se observan en las imágenes. Para la soldadura con 3 mT se observa una distribución de micropicaduras con geometría semielíptica características de los AIA, mientras que con 15 mT se aprecia la remoción de inclusiones del material, inclusiones que facilitaron el rompimiento de la capa pasiva por los iones cloruro alrededor de estas partículas y generan una mayor disolución de la matriz en comparación con la soldadura con 3 mT, pero menor respecto a la soldadura sin campo magnético.

La columna del centro del arreglo de imágenes que se muestran en la figura 4.59 muestra las micrografías de la ZRG, se observan picaduras de mayor tamaño comparadas con las de la ZAT a pesar de que los valores de ΔE son mayores respecto a la ZAT. La formación de picaduras más grandes y en mayor cantidad también se debe a una capa pasiva discontinua y poco protectora en esta zona lo que permite que las picaduras alcancen una etapa de crecimiento estable. Este

comportamiento se debe a la precipitación de ferrita en la zona adyacente a la línea de fusión y a que esta fase favorece la corrosión localizada por su tendencia a la precipitación de fases ricas en Cr durante el ciclo térmico. Sin embargo, como en esta zona ocurre refinamiento de grano, disminuye la diferencia en composición química entre el grano y el límite de grano [8].

La figura 4.59 muestra en la columna derecha del arreglo de micrografías el daño causado en el MS. Para las tres condiciones el daño observado se caracteriza por micropicaduras metaestables. Estas características se relacionan con las curvas de polarización donde se observó transpasivación, lo cual está asociado con el alto contenido de Cr del metal de aporte, el cual es mayor respecto al MB, lo que hace que disminuya la posibilidad de desestabilizar la capa pasiva y presente una alta resistencia a la corrosión localizada.

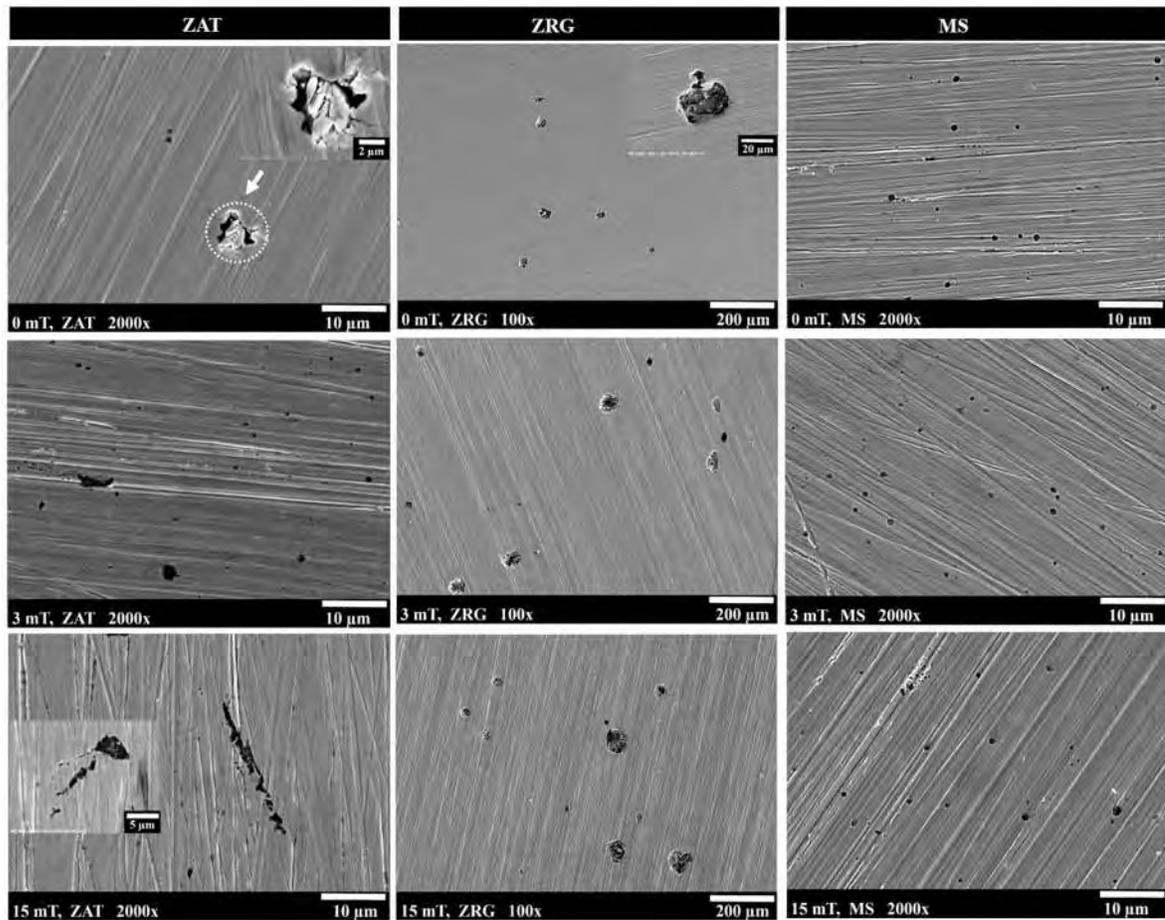


Figura 4.59. Caracterización por MEB de las juntas soldadas con CEMA; ZAT, ZRG y MS después de la prueba de RCP.

La figura 4.60 muestra los resultados de los ensayos electroquímicos de la prueba potenciodinámica aplicada, indicando que el MB presenta el potencial de picado más bajo para las tres zonas, presentando la menor RCP respecto a las soldaduras bajo la aplicación del CEMP y CEMP. Lo anterior se atribuye a que el MB tiene una condición de llegada de rolado en caliente, lo que suele provocar la precipitación de $M_{23}C_6$, y otras fases secundarias que propician discontinuidad de la capa pasiva y facilitan su rompimiento.

El AIA después de ser sometido al proceso de unión por soldadura, la ZAT alcanza temperaturas propicias para que se presente la precipitación de carburos ricos en cromo. Sin embargo, en esta zona con la aplicación del CEME los resultados fueron positivos para 6, 4 y 2 mT frente al MB y a la condición sin campo magnético. Mientras que el comportamiento para la ZRG es más complicado, debido a que es en esta zona donde precipita la ferrita delta, en la zona adjunta a la línea de fusión. Además, se presenta una pequeña zona de segregación de elementos de bajo punto de fusión y fases no metálicas. Por otro lado, la zona del MS es reforzada por el alto contenido de cromo que presenta el metal de aporte y la presencia de NbC.

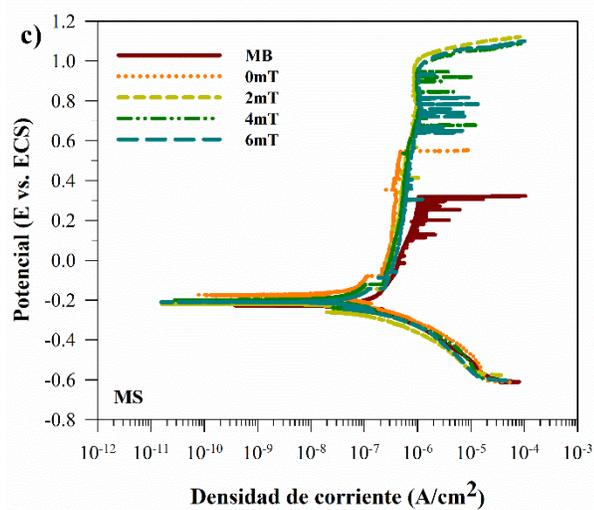
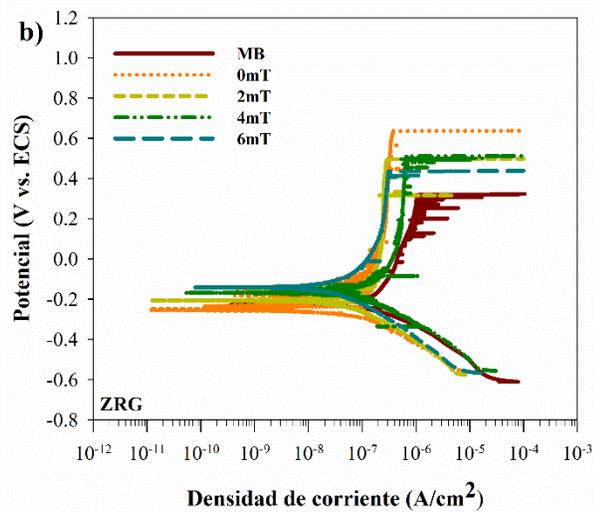
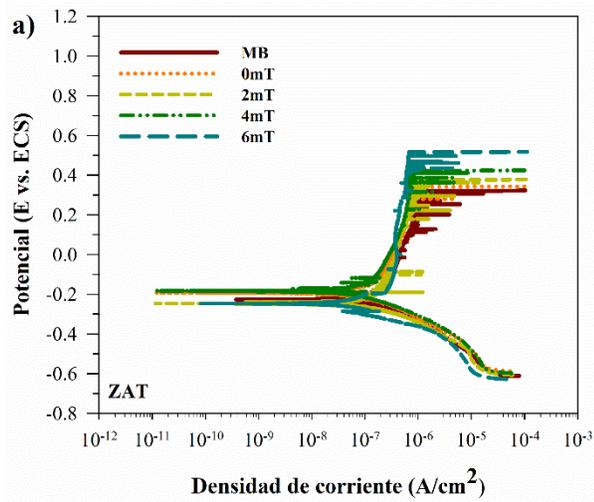


Figura 4.60. Curvas de la polarización potenciodinámica de las juntas soldadas con CEMA. a) ZAT, b) ZRG y c) MS.

La figura 4.61 muestra un resumen del comportamiento del MB, 0 mT y las soldaduras (ZAT, ZRG) unidas mediante la IEM con el CEMP. La condición que presentó mejor comportamiento fue la de 4 mT, debido a que su diferencia de potencial de picado se mantuvo tanto para la ZAT como para la ZRG, valores que se encuentran por arriba de los resultados del MB y 0 mT. Mientras que 2 y 6 mT los valores de diferencia de potencial se mejoraron respecto al MB y 0mT. Mientras que para 6 mT para la ZRG se presentó la RCP más baja respecto a 2 y 4 mT, posiblemente debido a un incremento del porcentaje de ferrita delta en esta zona, recordando que la ferrita delta es una fase preferencial para que se presente la corrosión localizada.

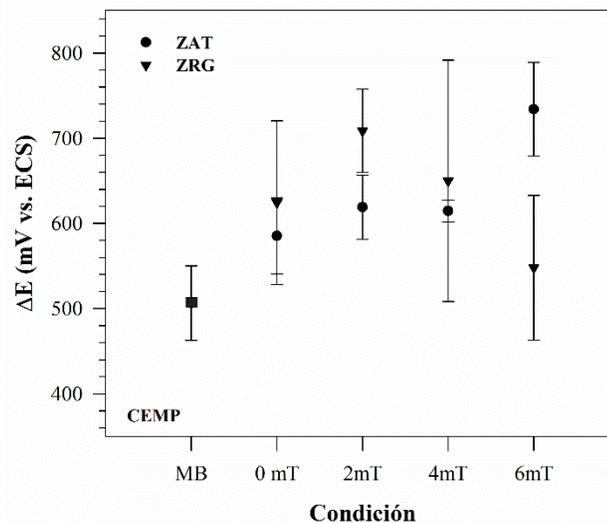


Figura 4.61. Efecto de la condición de la soldadura con CEMP sobre la RCP de acuerdo con las curvas de polarización potenciodinámica del MB, ZAT y ZRG.

En la figura 4.62, se presentan las diferentes zonas de la soldadura analizadas unidas mediante la interacción electromagnética con CEMP. La ZAT se ubicó en la columna del lado izquierdo, la ZRG en el centro y el MS en la columna del lado derecho.

El arreglo de las imágenes de la figura 4.62 muestra por MEB el daño en la superficie de las diferentes muestras después de la polarización potenciodinámica. Las imágenes de la columna izquierda corresponden a la ZAT, donde se observa que en las muestras unidas con 0 mT se llevó a cabo el proceso de disolución de la matriz metálica alrededor de las partículas, debido a que

presentan un comportamiento catódico respecto a la matriz. Una vez que el material se ha disuelto alrededor de las partículas, éstas parecen haberse desprendido de la matriz, dejando las picaduras observadas en las imágenes. Este comportamiento se repite cuando se presentan inclusiones no metálicas.

De estas zonas a pesar de que la ZRG no en todos los casos de las diferentes condiciones presenta los potenciales de picado más bajos, se aprecian un gran número de picaduras, picaduras que se producen en consecuencia del rompimiento de la capa pasiva en presencia de iones cloruro, en sitios empobrecidas en cromo y en presencia de inclusiones no metálicas o debido a la precipitación de la ferrita delta, fase susceptible a la corrosión localizada. Mientras que en la ZAT se aprecia un menor número de picaduras y de menor tamaño fueron suficiente para que fuera la zona donde en general se presenta la menor RCP. Sin embargo, los valores de ΔE en general son superiores a los reportados para el MB y con 0 mT. Por otro lado, la zona del MS presenta micropicaduras las cuales no lograron desestabilizar la capa pasiva alcanzándose disolución transpasiva.

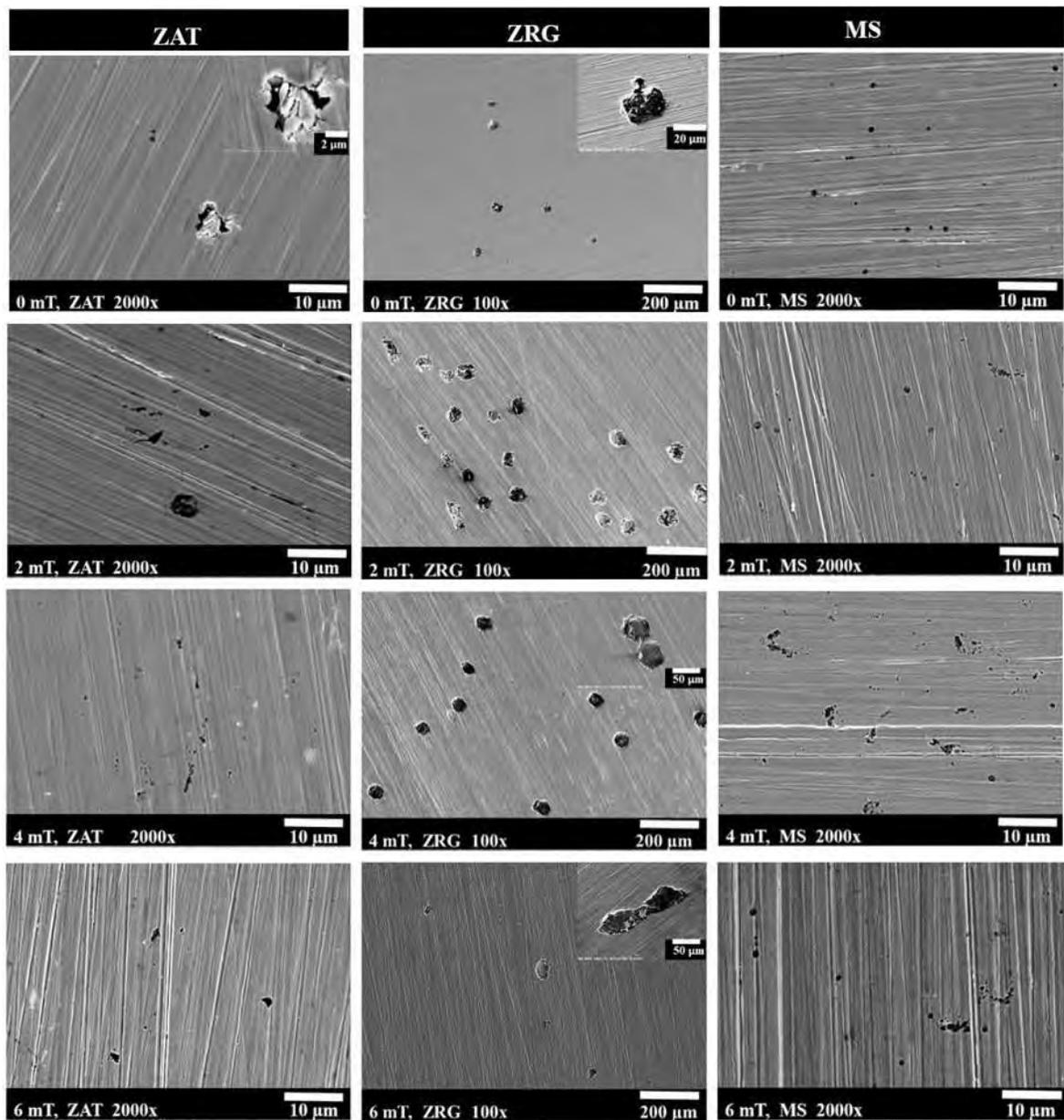


Figura 4.62. Caracterización por MEB de las soldaduras con CEMP; ZAT, ZRG y MS después de la prueba de RCP.

La figura 4.63 muestra el comportamiento de las soldaduras caracterizadas por MEB frente a la resistencia a la corrosión por picadura en la zona de crecimiento de grano la cual forma parte de la ZAT. Se aprecia un gran número de picaduras tanto de manera intergranular como intragranular. Donde se pudieron presentar las condiciones favorables para que se presentaran en gran medida

inclusiones no metálicas, comportamiento que ocurre tanto para las condiciones con CEMA y CEMP.

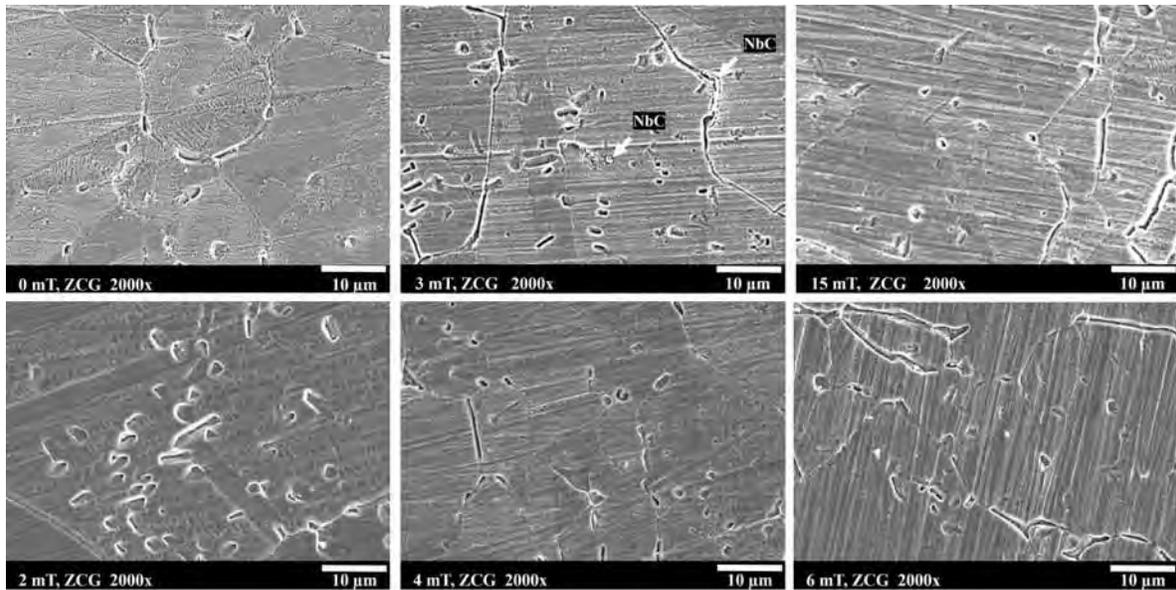


Figura 4.63. Caracterización por MEB de las soldaduras con CEMA; 0, 3 y 15 mT, y CEMP; 0, 2, 4, y 6 mT de la ZCG.

4.7.5 Temperatura crítica de picado del MB y uniones soldadas

Los resultados de TCP demostraron claramente que el MB presentó la más baja TCP en comparación con la zona de soldadura compuesta por ZAT, ZRG y MS de muestras soldadas incluso por debajo de 0 mT como se muestra en la figura 4.64. La resistencia a la corrosión por picadura es mayor para muestras soldadas bajo efecto del CEMA en comparación con las soldaduras realizadas con 0 mT y esta última condición presentó TCP mayor que el MB aunque esta muestra presentó un comportamiento inestable entre 28 y 41 °C, lo que indica la posibilidad de formación de picaduras metaestables. Este comportamiento podría originarse por la presencia de microceldas galvánicas entre la matriz y las distintas partículas precipitadas y también por la disolución de carburos de cromo inducidos por el tratamiento termomecánico en el MB, además del beneficio que aporta el Nb al presentar mayor afinidad por C que el Cr y los carburos de niobio precipitan primero que los carburos de cromo.

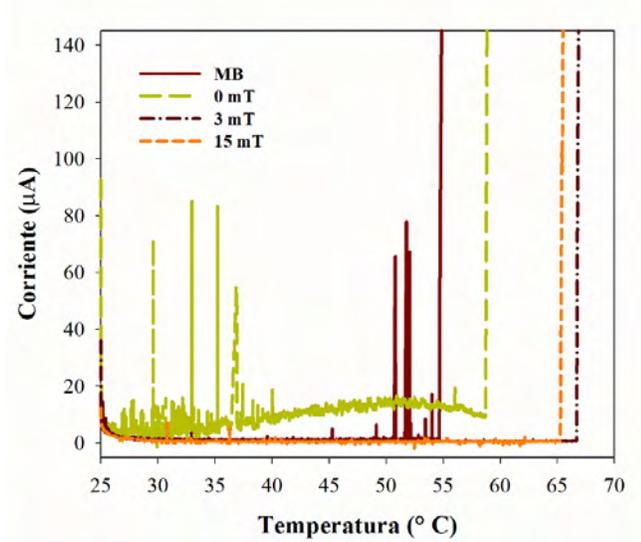


Figura 4.64. Grafica potenciostática de las zonas de las soldaduras con CEMA y del MB.

El comportamiento de la TCP que presentó el MB en comparación con las condiciones de las juntas soldadas con CEMA, se repitió para las condiciones con CEMP. Comportamiento que garantiza un incremento en la resistencia a la corrosión bajo temperatura crítica de picado aun con un diseño diferente del axial. La condición que presentó mayor resistencia frente a 2 y 4 mT fue la de 6 mT casi por 20 °C, como se aprecia en la figura 4.65.

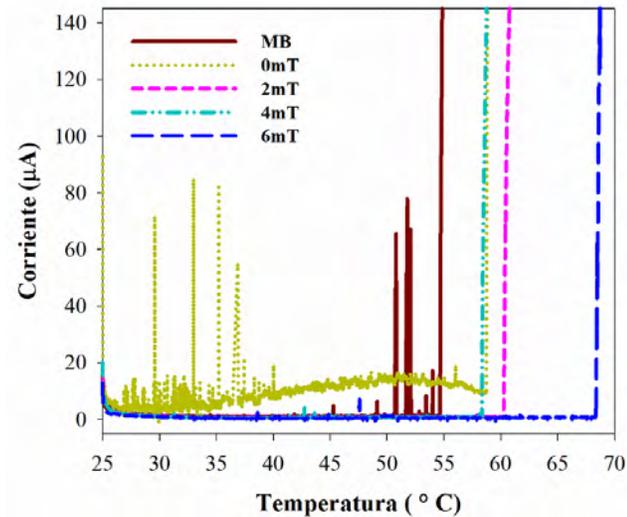


Figura 4.65. Grafica potenciostática de las zonas de la soldadura con CEMP y del MB.

CAPÍTULO V. CONCLUSIONES

De la presente investigación se derivan las siguientes conclusiones en términos microestructurales, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión bajo la interacción del campo electromagnético externo (CEME) tanto de manera axial CEMA y perpendicular (CEMP).

1. Las soldaduras bajo ninguna condición exhibieron agrietamiento en caliente a pesar de que el contenido de Nb presente se encuentra por arriba de 0.30%, contenido que favorece la susceptibilidad al AC en el AIA 347.
2. En las soldaduras se observó una microestructura con granos columnares austeníticos, característicos de los AIA y algo de martensita al interior de algunos granos. Una zona de segregación adjunta a la línea de fusión, donde precipitó ferrita delta tanto en las juntas soldadas con CEMA como con CEMP.
3. Se obtuvo la menor zona de segregación con la aplicación de CEMA con 3 mT, lo que se atribuye a la vibración del CEME y por ende los movimientos de convección en la pileta líquida de la unión, favoreciendo la obtención de una composición química más homogénea. Mientras que con CEMP fue la condición con 6 mT la que presentó el mejor comportamiento en la reducción de la zona de segregación, la zona de crecimiento de grano y la ZAT.
4. Las soldaduras con CEMP caracterizadas en la sección transversal, I, C y F, presentan diferencias microestructurales y resultados de tamaño de grano atribuidos a que el campo magnético a pesar de ser anulado tiene influencia en la microestructura.
5. Por medio de MEB se identificó la precipitación de óxidos de manganeso, óxidos de silicio, óxidos de aluminio, carburos de niobio y carburonitruros en las soldaduras con y sin CEME con CEMA y CEMP. Estas fases influyeron en el comportamiento mecánico de las soldaduras y en su resistencia a la corrosión.

6. Por microscopía electrónica de transmisión se identificó por medio de alta resolución a la matriz austenita con poca precipitación de la ferrita delta, martensita y la fase laves en el MB. Además, en la zona de refinamiento de grano carburos de niobio y carburos de cromo para 0 y 15 mT, respectivamente.
7. Los resultados de microdureza Vickers se encuentran en función de la zona donde cae la huella, el tamaño de grano, si este colinda con fronteras de grano, en una macla, la fase existente y la presencia de los NbC.
8. El ensayo de tensión e impacto determinan valores muy semejantes entre ellos debido a que la fractura ocurrió en el metal de soldadura, pero 30 unidades por encima de la resistencia del material de aporte ER-310. La fractografía reveló fractura dúctil para todas las condiciones de soldadura con la presencia de NbC alineados en el sentido de la fractura.
9. Los valores de energía absorbida en el ensayo de impacto después del TTS prácticamente se mantuvieron respecto al MB. Mientras que las soldaduras presentan de manera general valores cercanos a 0 mT, manteniéndose las propiedades mecánicas.
10. Es posible detectar pequeños grados de sensibilización en el AIA-347 con el uso de ácido clorhídrico como agente despasivador en sustitución del tiocianato de potasio en el ensayo RPDC.
11. El AIA-347 en su condición de recibido (MB) presenta el mayor grado de sensibilización, respecto a las muestras con tratamiento térmico de solubilizado. Debido a la precipitación de carburos de cromo durante su procesamiento termomecánico.
12. En el tratamiento térmico de solubilizado con 30 min se disolvieron eficazmente los carburos de cromo e incrementa su resistencia a la corrosión intergranular.

13. Para las uniones soldadas bajo la interacción electromagnética aumentó la resistencia a la corrosión intergranular, tanto en la ZAT como en la ZRG para 3 y 15 mT respecto al MB y 0 mT.
14. El campo magnético aplicado de manera axial y opuesto durante el proceso de soldadura del acero inoxidable 347 incrementa la resistencia a la corrosión por picaduras en solución de NaCl al 3.5% siendo mayor la RCP para la ZAT y ZRG con 3 y 15 mT respecto al MB y soldadura con 0 mT.
15. En el metal de soldadura para la RCP, las curvas crecieron hasta la zona de disolución transpasiva sin conseguir un potencial de picado, únicamente se generaron picaduras metaestables. Además, no se observó sensibilización debido a que el metal de soldadura presenta un alto contenido de cromo, el cual influyó para que esta zona no se desestabilice, comportamiento que se presentó tanto para las juntas soldadas con CEMA como con CEMP.
16. En la zona de la soldadura se determinó la RCP y la TCP donde se registraron valores cercanos al potencial de picado (E_p) del MB y la temperatura más baja fue para el MB respecto (0, 3 y 15 mT) y (0, 2, 4 y 6 mT). Sin embargo, la TCP presentó un ligero incremento para las condiciones soldadas bajo IEM.
17. En las uniones soldadas bajo la IEM se incrementa la RCP y RCI, así como la TCP. Se puede concluir que la mejor condición es la de 3 mT para CEMA y 6 mT para CEMP.
18. El MB alcanzó la resistencia a la corrosión por picado más bajo y el GDS más alto, esto debido a su condición de llegada de rolado en caliente donde se alcanzan temperaturas propicias para la precipitación de carburos ricos en cromo y fases laves.
19. De manera general se concluye que la aplicación de un campo magnético externo ya sea con una orientación axial o perpendicular mejora la resistencia a la corrosión, aunque no se encontró una correlación lineal para las intensidades aplicadas.

CAPÍTULO VI. RECOMENDACIONES

Para enriquecer el presente proyecto de investigación se sugiere para trabajo futuro los siguientes puntos de trabajo experimental.

- Aplicar un tratamiento térmico de solubilizado al MB previo a la unión soldada, con la finalidad de disolver los carburos de cromo.
- Evaluar las diferentes zonas de la soldadura (ZAT, ZRG y MS) por la técnica de ruido electroquímico.
- Analizar la soldadura (ZAT, ZRG y MS) mediante las técnicas electroquímicas para determinar la resistencia a la corrosión localizada.
- Medir el porcentaje de ferrita delta presente en la ZRG mediante el ferritoscopio.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. GUAN, K., X. XU, H. XU, and Z. WANG. Effect of aging at 700 °C on precipitation and toughness of AISI 321 and AISI 347 austenitic stainless steel welds. *Nuclear Engineering and Design*. 235(23), p. 2485-2494, 2005.
2. KÄLLQVIST, J. and H.O. ANDRÉN. Microanalysis of a stabilised austenitic stainless steel after long term ageing. *Materials Science and Engineering: A*. 270(1), p. 27-32, 1999.
3. KINA, A.Y., V.M. SOUZA, S.S. TAVARES, J.A. SOUZA, and H.F. ABREU. Influence of heat treatments on the intergranular corrosion resistance of the AISI 347 cast and weld metal for high temperature services. *Journal of Materials Processing Technology*. 199 (1), p. 391-395, 2008.
4. MOURA, V., A.Y. KINA, S.S. TAVARES, L.D. LIMA, and F.B. MAINIER. Influence of stabilization heat treatments on microstructure, hardness and intergranular corrosion resistance of the AISI 321 stainless steel. *Journal of Materials Science*. 43(2), p. 536-540, 2008.
5. HAJIANNIA, I., H. SHAMANIAN, and M. KASIRI. Microstructure and mechanical properties of AISI 347 stainless steel/A335 low alloy steel dissimilar joint produced by gas tungsten arc welding. *Materials and Design*. 50, p. 566-573, 2013.
6. WOONG, S.P., W.Y. SEONG, and MYUNG. Strain-rate effects on the mechanical behavior of the AISI 300 series of austenitic stainless steel under cryogenic environments. *Materials and Design*. 31(8), p. 3630-3640, 2010.
7. FUKUNAGA, T., K. KANEKO, R. KAWANO, K. UEDA, K. YAMADA, N. NAKADA, M. KIKUCHI, J.S. BARNARD, and P.A. MIDGLEY. Formation of intergranular $M_{23}C_6$ in sensitized type-347 stainless steel. *ISIJ International*. 54, p. 148-152, 2014.
8. PADILHA, A.F. and P. RIOS. Decomposition of austenite in austenitic stainless steels. *ISIJ international*. 42, p. 325-337, 2002.
9. UNO, H., A. KIMURA, and T. MISAWA. Effect of Nb on intergranular precipitation behavior of Cr carbides in N-bearing austenitic stainless steels. *Corrosion*. 48 (6), p. 467-474, 1992.

10. SILCOCK, J.S. and A.W. DENHAM. The mechanism of phase transformations in crystalline solids. Institute of Metals Monograph, Institute of Metals. 33(59), 1969.
11. SASMAL, B. Mechanism of the formation of $M_{23}C_6$ plates around undissolved NbC particles in a stabilized austenitic stainless steel. Journal of Materials Science. 32(20)(5439-5444), 1997.
12. JONES, A.R., P.R. HOWELL, and B. RALPH. The precipitation of niobium carbide at grain boundaries in an austenitic stainless steel. Journal of Materials Science 11, p. 1593-1599, 1976.
13. OH, Y.J., J.H. YOON, and J.H. HONG. Carbon and nitrogen effects on sensitization resistance of type 347 stainless steels. Corrosion. 56, p. 289-297, 2000.
14. FOLKHARD, E., G. RABENSTEINER, E. PERTENEDER, H. SCHABEREITER, and J. TÖSCH. Welding metallurgy of stainless steel. Springer- Verlag Wien New York. 1988.
15. BARFORD, J. and J. MYERS. Structure related to hot ductility of 3 austenitic steels. Journal of the Iron and Steel Institute. 201(12), p. 1025, 1963.
16. MARSHALL, P. Austenitic stainless steels: microstructure and mechanical properties. Springer Science & Business Media. 1984.
17. PICKERING, F.B. Physical metallurgy of stainless steel developments. International Materials Reviews. 21, p. 227-268, 1976.
18. BLANC, G., P. LACOMBE, B. BAROUX, and G. BERANGER. Stainless steels: in stainless steels. Paris: Les Editions de la Physique Les Ulis. 1993.
19. SWINDEMAN, R.W. and C.R. BRINKMAN. Pressure vessels and piping. Design Technology, ASME 1982.
20. KHATAK, H.S. and R. BALDEV. Corrosion of austenitic stainless steels: mechanism, migration and monitoring. Elsevier. p. 74-105, 2002.
21. LUO, J., Q. LUO, and X. WANG. EMS-CO₂ welding: a new approach to improve droplet transfer characteristics and welding formation. Materials and Manufacturing Processes 25 (11), p. 1233-1241, 2010.
22. REIS, R.P., A. SCOTTI, J. NORRISH, and D. CUIURI. Investigation on welding arc interruptions in the presence of magnetic fields: arc length, torch angle and current pulsing frequency influence. IEEE Transactions on Plasma Science I41 (1), p. 133-139, 2013.

23. WU, H., Y. CHANG, L. LU, and J. BAI. Review on magnetically controlled arc welding process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. p. 1-11, 2017.
24. WANG, L., C. JI, C. WU, and J. GAO. Backward flowing molten metal in weld pool and its influence on humping bead in high-speed GMAW. *Journal of Materials Processing Technology*. 237, p. 342-350, 2016.
25. HIRATA, Y., K. NOMURA, and K. MORISAKI. Magnetic control of TIG arc plasma. 8th International Conference on Trends in Welding Research. p. 721-725, 2009.
26. SUN, Q., J. WANG, C. CAI, Q. LI, and J.FENG. Optimization of magnetic arc oscillation system by using double magnetic pole to TIG narrow gap welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 86(1-4), p. 761-767, 2016.
27. WANG, X.M., W. LIANG, and S.H. SUN. The influence of rotating magnetic field on DCEN MAG industry welding based on properties of welding materials. *Advanced Materials Research*. 675, p. 148-151, 2013.
28. LIU, Y.B., Q.J. SUN, H. WANG, H.M. ZHANG, and S.J. CAI. Effect of the axial external magnetic field on copper/aluminium arc weld joining. *Science and Technology of Welding and Joining*. 21(6), p. 460-465, 2016.
29. CURIEL, F.F., R. GARCÍA, V.H. LÓPEZ, and J.A. GONZÁLEZ. 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, p. 2393–2399, 2011.
30. GARCÍA, M.A., V.H. LÓPEZ, R. GARCÍA, L.P. DZIB, E.M. GARCÍA, and J.S. GONZÁLEZ. Improvement of localised corrosion resistance of AISI 2205 DuplexStainless Steel joints made by gas metal arc welding under electromagnetic interaction of low intensity. *Applied Surface Science*. 321, p. 252–260, 2014.
31. GARCIA, M.A., V.H. LÓPEZ, R. GARCIA, E.B. BECERRIL, and J.A. GONZÁLES. Electrochemical characterization of AISI 2205 duplex stainless steel welded joints with electromagnetic interaction. *Procedia Materials Science*. 8, p. 950-958, 2015.
32. OGAWA, B.T. and E. TSUNETOMI. Hot cracking susceptibility of austenitic stainless steels. *Welding Research Supplement.*, p. 82-93, 1982.
33. HULL, C. Effects of alloying additions on hot cracking of austenitic stainless steels. *Proc. ASTM 60*. 1960.

34. LUNDIN, C.D., C.H. LEE, R. MENON, and V. OSORIO. Weldability evaluations of modified 316 and 347 austenitic stainless steels: Part I-preliminary results. *Welding Journal*. 67(2)(35-46), 1988.
35. BOOTHBY, R.M. Solidification and transformation behaviour of niobium-Stabilized austenitic stainless steel weld metal. *Materials science and technology*. 2 (1), p. 78-87, 1986.
36. KRISHNAN, K.N., K.P. RAO, and V. SRINIVAS. Effect of initial ferrite content on phase transformations in niobium stabilized austenitic clad metals. *Journal of Materials Science*. 26(2), p. 407-411, 1991.
37. LEE, B.S., Y.J. OH, J.H. YOON, I.H. KUK, and J.H. HONG. JR fracture properties of SA508-1a ferritic steels and SA312-TP347 austenitic steels for pressurized water reactor's (PWR) primary coolant piping. *Nuclear engineering and design*. 199(1), p. 113-123, 2000.
38. OH, Y.J., B.S. LEE, J.H. HONG, B.J. LEE, and O. YOO. Precipitation behavior of carbonitrides in type 347 stainless steels with various C and N contents. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 33(5), p. 1565-1569, 2002.
39. CRUZ, V.L., M.A. GARCÍA, R. GARCÍA, and V.H. LÓPEZ. Assessment of the Electrolyte Composition in the Degree of Sensitization in AISI 347H Stainless Steel. *Materials Transactions*. 58 (2), p. 225-230, 2017.
40. BRAMFITT, B.L. and A.O. BENSCOTER. *Metallographer's guide: practice and procedures for irons and steels*. Asm International. p. 10-11, 2001.
41. LIPPOLD, J.C. and D.J. KOTECKI. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Wiley Hoboken 2005.
42. LIPPOLD, J.C. and W.F. SAVAGE. Solidification of austenitic stainless steel weldments, 1-A-proposed mechanism. *Welding Journal* 58 (12), p. 362, 1979.
43. SOURMAIL, S. Precipitation in creep resistant austenitic stainless steels. *Materials Science and Technology*. 17 (1), p. 1-14, 2001.
44. JENG, S.L. and Y.H. CHANG. The influence of Nb and Mo on the microstructure and mechanical properties of Ni-Cr-Fe GTAW welds. *Materials Science and Engineering A*. 555, 2012.

45. BOWMAN, A.L., G.P. ARNOLD, E.K. STORMS, and N.G. NERESON. The crystal structure of Cr_{23}C_6 . *Acta Crystallographica Section B: Structural Crystallography and Crystal Chemistry*. 28(10), p. 3102-3103, 1972.
46. A.F.PADILHA, R.L. PLAUT, and P. RIOS. Stainless steels heat treatment (chapter 12). *Steel heat treatment handbook*. 2 ed. Boca Raton (FL, USA): CRC Press. PR. In: Totten GE (editor), p. 695-739, 2007.
47. TATSUYA, F. and K. KANEKO. Formation of intergranular M_{23}C_6 in sensitized type-347 stainless steel. *ISIJ International*. 54 (1), p. 148-152, 2002.
48. PLAUT, R.L., C. HERRERA, D.M. ESCRIBA, P.R. RIOS, and A.F. PADILHA. A short review on wrought austenitic stainless steels at high temperatures: processing, microstructure, properties and performance. *Materials Research*. 10 (4), p. 453-460, 2007.
49. DAYAL, R.K., N. PARVATHAVARTHINI, and R. BALDEV. Influence of metallurgical variables on sensitisation kinetics in austenitic stainless steels. *International Materials Reviews*. 50, p. 129-155, 2005.
50. HONEYCOMBE, H. and R.H. BHADSHIA. *Steels : microstructure and properties* Edward Arnold. (259), 1995.
51. LO, K.H., C.H. SHEK, and J.K.L. LAI. Recent developments in stainless steels R. *Materials Science and Engineering A*. 65 p. 39-104, 2009.
52. DUAN, H., X. YAN, B. WEI, and H. LIN. *Journal of Iron and Steel Research International*. 12(52), 2005.
53. THIER, H., A. BAUMEL, and E. SCHMIDTMANN. *Archives Eisenhüttenwes.* 40(333), 1969.
54. MINAMI, Y., H. KIMURA, and M. TANIMURA. R. Lula (Ed.) *New Developments in Stainless Steel Technology*. American Society for Metals, Metals Park. p. 231, 1985.
55. KIKUCHI, M., M. SAKAKIBARA, Y. OTOGURO, H. MIMURA, T. TAKAHASHI, and T. FUJITA. *Proc. Int. Conf. on Creep*, Tokyo, Japan, April. p. 215-220, 1986.
56. MINAMI, Y., H. KIMURA, and Y. IHARA. Microstructural changes in austenitic stainless steels during long-term aging. *Materials Science and Technology*. 2 (8), p. 795-806, 1986.
57. WEISS, B. and R. STICKLER. Phase instabilities during high temperature exposure of 316 austenitic stainless steel. *Metallurgical Transactions*. 3(4), p. 851-866, 1972.

58. SINGAHALT, L.K. and J.W. MARTIN. The formation of ferrite and sigma phase in some austenitic stainless steels. *Acta Metallurgica*. 16, p. 1441-1451, 1968.
59. BARCIK, J. Mechanism of sigma-phase precipitation in Cr-Ni austenitic steels. *Materials Science and Technology*. 4, p. 6-15, 1988.
60. VODAREK, V. Morphology and orientation relationship of Z-phase in austenite. *Scripta Metallurgica et Materialia*. 25 (3), p. 549-552, 1991.
61. AYER, R., C.F. KLEIN, and MARZINSKY. Instabilities in stabilized austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*. 23 (A), p. 2455-2467, 1992.
62. JACK, D.H. and K.H. JACK. Invited review: carbides and nitrides in steel. *Materials Science and Engineering*. 11, p. 1-27, 1973.
63. MATAYA, M.C., C.A. PERKINS, S.W. THOMPSON, and D.K. MATLOCK. Flow stress and microstructural evolution during hot working of alloy 22Cr-13Ni-5Mn-0.3N austenitic stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 27(5), p. 1251-1266, 1996.
64. ERNEMAN, J., M. SCHWIND, P.J. LIU, O.N. C, H.O. ANDREN, and J. AGREN. Precipitation reactions caused by nitrogen uptake during service at high temperatures of a niobium stabilised austenitic stainless steel. *Acta Materialia*. 52, p. 4337-4350, 2004.
65. GIORDANI, E., A.M. JORGE, and O. BALANCIN. Proportion of recovery and recrystallization during interpass times at high temperatures on a Nb- and N-bearing austenitic stainless steel biomaterial. *Scripta Materialia*. 55(8), p. 743-746, 2006.
66. GIORDANI, E.J., V.A. GUIMARÃES, T.B. PINTO, and I. FERREIRA. Effect of precipitates on the corrosion-fatigue crack initiation of ISO 5832-9 stainless steel biomaterial. *International Journal of Fatigue*. 26(10), p. 1129-1136, 2004.
67. NILSSON, J.O. Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*. 8(8), p. 685-700, 1992.
68. RIVLIN, V.G. and G.V. RAYNOR. Critical evaluation of constitution of chromium-iron-nickel system. *International Metals Reviews*. 25(1), p. 21-40, 1980.
69. HALL, E.O. and S.H. ALGIE. The sigma phase. *Metallurgical Reviews*. 11 (1), p. 61-88, 1966.
70. DAVID, S.A., G.M. GOODWIN, and D.N. BRASKI. Solidification behavior of austenitic stainless steel filler metals. *Welding Journal*. 58(11), p. 330-336, 1979.

71. LEONE, G.L. and H.W. KERR. The ferrite to austenitic transformation in stainless steel. *Welding Journal*. 61(1), p. 13-21, 1982.
72. ALLAN, G.K. Solidification of austenitic stainless steels. *Ironmaking & Steelmaking*. 22(6) p. 465-477, 1995.
73. KATAYAMA, S., T. FUJIMOTO, and A. MATSUNAWA. Correlation among Solidification Process, Microstructure, Microsegregation and Solidification Cracking Susceptibility in Stainless Steel Weld Metals. *Materials, Metallurgy & Weldability. Transactions of JWRI*. 10(2), p. 201-212, 1985.
74. MATSUDA, F., S. KATAYAMA, and Y. ARATA. Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (report V): solidification crack susceptibility and amount of phosphide and sulphide in sus 310s weld metals. 1981.
75. MATSUDA, F., H. NAKAGAWA, S. KATAYAMA, and Y. ARATA. Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (report VI): effect of la or REM addition on solidification crack resistance. *Materials Metallurgy And Weldability*. 1982.
76. MATSUDA, F., S. KATAYAMA, and Y. ARATA. Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (Report IX): effect of titanium on solidification crack resistance. *Materials, Metallurgy & Weldability*. 1983.
77. LUNDIN, C.D. and C.P.D. CHOU. Fissuring in the "hazard HAZ" region of austenitic stainless steel welds. *Weld. J.* 64, Res. Supp. p. 113-118, 1985.
78. DAHL, W., C. DUREN, and H. MUSCH. Einflub verschiedener legierungselemente auf die heibribanfalligkeit eines austenitischen stahles beim schweiben. *Stahl u. Eisen* 93. p. 813-822, 1973.
79. SHANKAR, V., T.P.S. GILL, S.L. MANNAN, and S. SUNDARESAN. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds. *Sadhana*. 28(3-4), p. 359-382, 2003.
80. SCHAEFFLER, A.L. A weld metal constitution diagram for stainless steels. *Met. Prog.* 56, p. 680, 1949.
81. DELONG, W.T. A modified phase diagram for stainless steel weld metals. *Metal Progress*. 77(2), p. 99-100, 1960.

82. KOTECKI, D.J. and T.A. SIEWERT. WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. *Welding Journal*. 71(5), p. 171-178, 1992.
83. MURR, L.E., A. ADVANI, S. SHANKAR, and D.G. ATTERIDGE. Effects of deformation (strain) and heat treatment on grain boundary sensitization and precipitation in austenitic stainless steels. *Materials Characterization*. 39(2-5), p. 575-598, 1997.
84. PADILHA, A.F., R.L. PLAUT, and P.R. RIOS. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels. *ISIJ international*. 43 (2), p. 135-143, 2003.
85. DAVIS, J.R. Alloy digest sourcebook: stainless steels. ASM International. 2000.
86. Lacombe, P., B. B, and G. Beranger. *Stainless Steels*. Les Editions de Physique Les Ulis. 1993.
87. HOCHMANN, J. *Aciers in oxy dables et refractaries Techniques de l'Ingenieur*. p. 1974-1981.
88. XUN, Z., Z. ZEYANG, C. WANG, Y. FEI, and X. HU. The effect of external longitudinal magnetic field on laser-MIG hybrid welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 85 (5-8), p. 1735-1743, 2016.
89. ZHU, S., Q. WANG, Y. FENGLIANG, Y. LIANG, and X.WANG. Research on droplet transfer of MIG welding with alternating longitudinal magnetic field. *Advanced Materials Research*. 189, p. 993-996, 2011.
90. YUNLONG, C., L. MINGXU, L. LU, A.S. BABKIN, and B.Y. LEE. Influence of longitudinal magnetic field on the CO₂ arc shape. *Plasma Science & Technology* 17 (4), p. 321-326, 2015.
91. GUENTER, A., B. PETER, H. HELMUT, and D. LINDENAU. Improvement of laser beam welding by electromagnetic forces in the weld pool. *Proceedings of the Society of Photo-Optical Instrumentation Engineers (SPIE)* 4831, p. 175-179, 2003.
92. MIN, D. and Y. WANG. Microstructure and properties evaluations of spot-welded ferritic steel sheets via static magnetic field. *Metals and Materials International*. 22(1), p. 94-100, 2016.
93. HARTZ, K.B., J.L. MARQUÉS, G. FORSTER, A. JENICEK, M. MÜLLER, H. CRAMER, A. JILG, H. SOYER, and J. SCHEIN. Stud arc welding in a magnetic field-

- investigation of the influences on the arc motion. *Journal of Physics: Conference Series*. 550, p. 012003, 2014.
94. YUNLONG, C., L. LU, L. XIAOLONG, and B.Y. LEE. Numerical simulation of SAW heat source in the external longitudinal magnetic field in 16Mn steel. *Materials Science Forum*. 762, p. 584-589, 2013.
 95. KIMIHIRO, Y., N. HIROSHI, T. HIROHISA, H. MIYUKI, and O. KOICHI. Effect of magnetic flux density on Sn crystallographic orientation in a solder joint system. *Journal of Materials Science-Materials in Electronics* 27(4), p. 3710-3714, 2016.
 96. VENDAN, S., M.S. ARUNGALAI, and G. BUVANASHEKARAN. Magnetically impelled arc butt welding of alloy steel tubes in boilers-establishment of parameter window. *Mechatronics* 21(1), p. 30-37, 2011.
 97. THOMY, C. and F. VOLLERTSEN. Influence of magnetic fields on dilution during laser welding of aluminium. *Advanced Materials Research* 6-8, p. 179-186, 2005.
 98. HÄBLER, M., S. ROSE, U. FÜSSEL, and M. SCHNICK. TIG welding torch with magnetic arc oscillation and optimized shielding gas flow. 65th Annual Assembly and International Conference of the International Institute of Welding Commission XII-Arc Welding. Processes and Production Systems. p. XII-2052-12, 2012.
 99. ZHU, S., Q.W. WANG, F.L. YIN, Y. LIANG, and L. CHEN. Influence of alternative magnetic field frequency on microstructure and properties of surfacing welding layer of aluminum alloy. *Materials Science Forum* 697-698, p. 351-355, 2012.
 100. WANG, H. and L. CHANGJUN. Research on the microstructure and performance of Co-based alloy surfacing layer. *Advanced Materials Research*. 652-654, p. 1886-1891, 2013.
 101. LIU, Y., Q. SUN, J. LIU, S. WANG, and J. FENG. Effect of axial external magnetic field on cold metal transfer welds of aluminum alloy and stainless steel. *Materials Letters*. 152, p. 29-31, 2015.
 102. JIANG, S.Y., X.W. WANG, H.M. CHEN, and P. LIU. The impact of adscititious longitudinal magnetic field on CO₂ welding process. *Advanced Materials Research* 538, p. 1447-1450, 2012.
 103. CHEN, Y., F.F. SUI, K.L. CONG, X.Q. YAN, G.Y. ZHANG, and S.K. GUAN. Effects of shielding gas and magnetic field on characteristics of AZ31 magnesium alloy by TIG welding. *Materials Science Forum*. 704, p. 1186-1196, 2012.

104. JIAN, L., Y. ZONGXIANG, and X. KELIANG. Anti-gravity gradient unique arc behavior in the longitudinal electric magnetic field hybrid tungsten inert gas arc welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 84(1-4), p. 647-661, 2016.
105. LEE, S.H., J.S. KIM, B.Y. LEE, and S.Y. LEE. The effect of external electromagnetic force in gas metal arc welding on the transfer mode. *Key Engineering Materials*. 297, p. 2825-2830, 2005.
106. YIN, X., J. GOU, J. ZHANG, and J. SUN. Numerical study of arc plasmas and weld pools for GTAW with applied axial magnetic fields. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 45(28), p. 285203, 2012.
107. CHUANWEI, S., Z. YONG, Z. ZENGDA, and D. WU. Electromagnetic characteristic of Twin-wire indirect arc welding. *Chinese Journal of Mechanical Engineering* 28(1), p. 123-131, 2015.
108. SHUNSHAN, Z., Z.Y. Z, and Z. ZENGDA. Effect of applied magnetic field on metal transfer of twinwire indirect arc welding. *Transactions of the China Welding Institution*. 32(6), p. 69-72, 2011.
109. WANG, X., W. ZHANG, and Y. WANG. The influence of longitudinal magnetic field on DCEN MAG welding. *Applied Mechanics and Materials*. 217-219, p. 1843-1846, 2012.
110. LU, L., Y.L. CHANG, Y. LI, and F. GAO. Mechanism analysis of magnetic control high-speed welding undercuts disappear. *Advanced Materials Research*. 774, p. 1127-1131, 2013.
111. SIAMAK, N., A. HOSSEIN, K. AMIRHOSSEIN, S. MAHDI, and F. KEYVAN. Newly developed technique to eliminate hot cracking with electromagnetic vibration for joining of 2024 aluminum alloy. *Metallography, Microstructure and Analysis* 5(1), p. 7-15, 2016.
112. SHOICHI, M., M. YUKIO, T. KOKI, T. YASUSHI, M. YUKINORI, and M. YUSUKE. Study on the application for electromagnetic controlled molten pool welding process in overhead and flat position welding. *Science and Technology of Welding and joining*. 18(1), p. 38-44, 2013.
113. WANG, L., C.S. WU, and J.Q. GAO. Suppression of humping bead in high speed GMAW with external magnetic field. *Science and Technology of Welding and Joining*. 21(2), p. 131-139, 2016.

114. KISELEV, A.S., A.S. GORDYNETS, R.I. DEDIUKH, R.N. SARAEV, and N.I. GOLIKOV. Efficiency increase of arc welding of the magnetized pipelines with coated electrodes during repair works. *Voprosy materialovedeniya*. 1(81), p. 205-209, 2015.
115. NOSOV, D.G. and V.V. PEREMITKO. Influence of frequency and induction of longitudinal magnetic field on the electrode metal loss and its spattering during MAG-welding. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 91(1), p. 012011, 2015.
116. JANAKI, G.D., R. MURUGESAN, and S. SUNDARESAN. Fusion zone grain refinement in aluminum alloy welds through magnetic arc oscillation and its effect on tensile behavior. *Journal of materials engineering and performance*. 8(5), p. 513-520, 1999.
117. GARCÍA-RENTERÍA, M.A., V.H. LÓPEZ, R.H. GARCÍA, F. CURIEL, and J. LEMUS. Effect on the microstructure and mechanical properties of the electromagnetic stirring during GMA welding of 2205 DSS plates. *Materials Science Forum* 755, p. 61-68, 2013.
118. CURIEL, F.F., R. GARCÍA, V.H. LÓPEZ, and J.A. GONZÁLEZ. Enhancing corrosion resistance of 304 stainless steel GMA welds with electromagnetic interaction. *Materials Transactions*. 52(8), p. 1701-1704, 2011.
119. SU, Y.H., J.L. LIN, and Z.P. KAN. Effect of magnetic field current on microstructure and properties of AZ91 magnesium alloy welded joint. *Advanced Materials Research*. 690, p. 2570-2573, 2013.
120. LU, L., C. YUNLONG, L. YINGMIN, and M. LU. Optimized design on condensing tubes high-speed TIG welding technology magnetic control based on genetic algorithm. *AIP Conference Proceedings*. 1532, p. 1100-1105, 2013.
121. ZHENGJUN, L., L. DUO, and J.L. CHANG. Comparison of microstructure and properties of Ni-based overlay deposit under longitudinal magnetic field and transverse magnetic field. *Advanced Materials Research*. 557-559, p. 1742-1746, 2012.
122. ZHENGJUN, L., L. DUO, and X. WU. Comparison of microstructure and properties of Co-based overlay deposit under longitudinal magnetic field and transverse magnetic field. *Advanced Materials Research*. 557, p. 1747-1751, 2012.
123. HAIDONG, C., T. MA, Z. YONG, and Z. XIAOYU. Microstructural analysis of mild steel joint by flash butt welding with external magnetic field. *Transactions of the China Welding Institution*. 33(2), p. 109-112, 2012.

124. LU, H., L. WANG, and S. YUNHAI. The research on microstructure and properties of WQ960 welded joints under longitudinal magnetic field. *AER-Advances in Engineering Research* 5, p. 92-95, 2014.
125. ZHU, S., Q. WANG, X. WANG, and H. GUOFENG. Analysis on thermal efficiency and softening behavior of MIG welding with longitudinal magnetic field. *Advanced Materials Research*. 148-149, p. 326-331, 2011.
126. MOUSAVI, M.G. Grain refinement and elimination of hot cracks due to application of electromagnetic stirring in commercial aluminum alloy welds. *Advanced Materials Research*. 875, p. 1306-1311, 2014.
127. CURIEL, F.F., R. GARCÍA, V.H. LÓPEZ, M.A. GARCÍA, and J. LEMUS. Transmission electron microscopy in the heat affected zone of an AISI 304 austenitic stainless steel welded with the application of a magnetic field of low intensity. *Materials Transactions*. 54 (1), p. 122-125, 2013.
128. QILIN, Z., J. SHUYUAN, C. HUANMING, and L. PIN. 3D FEM simulation analysis for the residual stress to GTAW welded joints based on adscititious magnetic field. *Applied Mechanics and Materials*. 138, p. 775-779, 2012.
129. YANG, Y., Q. LIU, Y. JIAO, Y. GE, Z. HU, Y. GAO, G. JIA, and ZHANG. Application of steady magnetic field for refining solidification structure and enhancing mechanical properties of 25Cr-20Ni-Fe-C alloy in centrifugal casting. *ISIJ International*. 35, p. 389-392, 1995.
130. WATANABLE, T., S. TSUREKAWA, X. ZHAO, L. ZUO, and C. ESLING. A new challenge: grain boundary engineering for advanced materials by magnetic field application. *Journal of Materials Science*. 41, p. 7747-7759, 2006.
131. ASAI, S. Electromagnetc processing of materials. *Electromagnetic Processing of Materials*. p. 87-111, 2012.
132. GARCÍA, M.A., V.H. LOPÉZ, R. GARCÍA, and J.A. GONZÁLES. Efectos de la interacción electromagnética durante la soldadura del acero inoxidable dúplex 2205. Ph. tesis. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. p. Morelia, Mich, 2015.
133. ARMSTRONG, R.W. Engineering science aspects of the Hall-Petch relation. *Acta Mechanical* p. 225, 2014.

134. CHERNYSH, V.P., V.D. KUZNETSOV, N.K. KAZAKOV, A.N. BRISKMAN, and V.S. GLADYSHKO. The use of electromagnetic stirring for increasing the quality of electroslag joints. *Chemical and Petroleum Engineering*. 17(3), p. 160-162, 1981.
135. KOU, S. *Welding metallurgy*. John Wiley & Sons. 2003.
136. GARCÍA, M.A., V.H. LÓPEZ, J.A. GONZÁLEZ, R. GARCÍA, L.P. DZIB, and F.F. CURIEL. Effect of electromagnetic interaction during fusion welding of AISI 2205 duplex stainless steel on the corrosion resistance. *Applied Surface Science*. 396, p. 1187-1200, 2017.
137. MARCUS, P. *Corrosion Mechanisms in Theory and Practice*,. Third ed., CRC Press, 2011.
138. RALSTON, K.D. and N. BIRBILIS. Effect of grain size on corrosion: a review. *Corrosion*. 66 (7), p. 075005-075005-13, 2010.
139. BAIN, E.C., R.H. ABORN, and J.J. RUTHERFORD. Steel Treating. *Trans. Am. Soc.* 21(481-509), 1933.
140. BRUEMMER, S.M. and L.A. CHARLOT. Development of grain boundary chromium depletion in type 304 and 316 stainless steels. *Scripta Metallurgica*. 20(7), p. 1019-1024, 1986.
141. DEVINE, T.M. The mechanism of sensitization of austenitic stainless steel. *Corrosion science*. 30(2-3), p. 135-151, 1990.
142. SAHLAOU, H., K. MAKHLOUF, H. SIDHOM, and J. PHILBERT. Effects of ageing conditions on the precipitates evolution, chromium depletion and intergranular corrosion susceptibility of AISI 316L: experimental and modeling results. *Materials science and engineering A*. 372(1), p. 98-108, 2004.
143. SMITH, A.F. and G.B. GIBBS. Volume and grain-boundary diffusion in 20 Cr/25 Ni/Nb stainless steel. *Metal science journal*. 3, p. 93-94, 1969.
144. PARVATHAVARTHINI, N., R.K. DAYAL, S.K. SESHADARI, and J.B. GNANAMOORTHY. Continuous cooling and low temperature sensitization of AISI types 316 SS and 304 SS with different degrees of cold work. *Journal of nuclear materials*. 168, p. 83-96, 1989.
145. KUS, E., Z. LEE, S. NUTT, and F. MANSFELD. A comparison of the corrosion behavior of nanocrystalline and conventional Al 5083 samples. *Corrosion*. 62(2), p. 152-161, 2006.

146. ALMANZA, E. and L.E. MURR. A comparison of sensitization kinetics in 304 and 316 stainless steels. *Journal of Materials Science*. 35 (13), p. 3181-3188, 2000.
147. BELTRAN, R., J.G. MALDONADO, L.E. MURR, and W.W. FISHER. Effects of strain and grain size on carbide precipitation and corrosion sensitization behavior in 304 stainless steel. *Acta materialia*. 45 (10), p. 4351-4360, 1997.
148. AHMED, I., Z. FARAHATA, and T.A. EL-BITAR. Effect of Nb, Ti and cold deformation on microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steels. *Materials Science and Engineering A*. A 527, p. 3662-3669 2010.
149. WANG, X.Y. and D.Y. LI. Mechanical and electrochemical behavior of nanocrystalline surface of 304 stainless steel. *Electrochimica Acta*. 47(24), p. 3939-3947, 2002.
150. ASTM BOOK OF STANDARDS. ASTM Philadelphia. 10, p. A-262, 1978.
151. MAJIDI, A.P. and M.A. STREICHER. The double loop reactivation method for detecting sensitization in type 304 stainless steel. *Corrosion-NACE*. 40(8), p. 393-394, 1984.
152. GONG, J., Y.M. JIANG, B. DENG, J.L. XU, J.P. HU, and J. LI. Evaluation of intergranular corrosion susceptibility of UNS S31803 duplex stainless steel with an optimized double loop electrochemical potentiokinetic reactivation method. *Electrochimica Acta*. 55, p. 5077-5083, 2010.
153. CLARKE, W.L., R.L. COWAN, and W.L. WALKER. Intergranular corrosion of stainless alloys. ASTM STP 656 ed. R.F. Steigerwald. p. 99-132, 1978.
154. GOOCH, T.G. Corrosion behavior of welded stainless steel. *Welding Journal-Including Welding Research Supplement*. 75(5), p. 135, 1996.
155. BURSTEIN, G.T., C. LIU, R.M. SOUTO, and S.P. VINES. Origins of pitting corrosion. *Corrosion Engineering. Science and Technology*. 39(1), p. 25-30, 2004.
156. BURSTEIN, G.T., R.M. SOUTO, C. LIU, and S.P. VINES. New process for passive metal surfaces. *Corros Mater*. 29, p. 1-4, 2004.
157. LAYCOCK, N.J. and R.C. NEWMAN. Localised dissolution kinetics, salt films and pitting potentials. *Corrosion Science*. 39(10), p. 1771-1790, 1997.
158. QING, D.N.Z. and C.H. SIBING. Pitting corrosion dynamics and mechanisms of 304 stainless steel in 3.5% NaCl solution. *Acta Metall Sin*. 48 (7), p. 807-814, 2012.

159. TOMOSHAV, N.D., G.P. CHERNOVA, O.N. MARKOVA, and Z. METALLOV. Effect of the grain size of the austenitic steel, 1 KH 18 N 9 T, on its tendency to pitting corrosion. *Zashchita metallov*. 6(1) p. 21-22, 1970.
160. KAMACHI, M.U., S. NINGSHEN, A.K. TYAGI, and R.K. DAYAL. Influence of metallurgical and chemical variables on the pitting corrosion behaviour of nitrogen-bearing austenitic stainless steels, In *Materials science forum*. Trans Tech Publications. 318, p. 495-502, 1999.
161. BRIGHAM, R.J. and E.W. TOZER. Temperature as a pitting criterion. *Corrosion*. 29 (1), p. 33-36, 1973.
162. OVARFORT, R. Critical pitting temperature measurements of stainless steels with an improved electrochemical method. *Corrosion Science*. 29(8), p. 987-993, 1989.
163. EGHBALI, F., M.H. MOAYED, A. DAVOODI, and N. EBRAHIMI. Critical pitting temperature (CPT) assessment of 2205 duplex stainless steel in 0.1 M NaCl at various molybdate concentrations. *Corrosion Science*. 53, p. 513-522, 2011.
164. MOAYED, M.H., N.J. LAYCOCK, and R.C. NEWMAN. Dependence of the critical pitting temperature on surface roughness. *Corrosion Science*. 45 (6), p. 1203-1216, 2003.
165. PARDO, A., M.C. MERINO, A.E. COY, F. VIEJO, R. ARRABAL, and E. MATYKINA. Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels-combining effects of Mn and Mo additions *Corrosion Science*. 50 (6), p. 1796-1806, 2008.
166. ERNST, P. and R.C. NEWMAN. Explanation of the effect of high chloride concentration on the critical pitting temperature of stainless steel. *Corrosion Science*. 49(9), p. 3705-3715, 2007.
167. KLINKENBERG, C., K. HULKA, and W. BLECK. Niobium carbide precipitation in microalloyed steel. *Steel Research International*. 75(11), p. 744-752, 2004.
168. ASTM. Standard test method for electrochemical critical pitting temperature testing of stainless steel. in: *ASTM G150-99*. 1999.
169. MALINOWSKI-BRODNICKA, M., G. DEN-OUDEM, and W.J.P. VINK. Effect of electromagnetic stirring on GTA welds in austenitic stainless steel. *Welding Journal*. 69, p. 52-59, 1990.
170. VILLAFUERTE, J.C. and H.W. KERR. Electromagnetic stirring and grain refinement in stainless steel GTA welds. *Welding Journal*. p. 1-13, 1990.

171. M.G., P., D. R.K., M. S.N., and G. T.P.S. Evaluation of microstructure and electrochemical corrosion behavior of austenitic 316 stainless steel weld metals with varying chemical compositions. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 14 (3), p. 327-342, 2005.
172. KOSEKI, T., T. MATSUMIYA, W. YAMADA, and T. OGAWA. Numerical modeling of solidification and subsequent transformation of Fe-Cr-Ni alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 25(6), p. 1309-1321, 1994.
173. RIDLEY, N. and H. STUART. Partial molar volumes from high-temperature lattice parameters of iron-carbon austenites. *Metal Science Journal*. 4(1), p. 219-222, 1970.
174. ZHOU, Y., Y. LI, Y. CHANG, Q. GUO, C. LIU, L. YU, C. LI, and H. LI. Precipitation behavior of type 347H heat-resistant austenitic steel during long-term high-temperature aging. *Journal of Materials Research*. 30(23), p. 3642-3652, 2015.
175. CURIEL, F.F., R. GARCÍA, and V.H. LÓPEZ. Efecto de la interacción de campos magnéticos de baja intensidad en la zona afectada térmicamente durante la soldadura en el acero 304. Ph. Tesis. Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo. p. Morelia, Mich, 2011.
176. AKITA, M., Y. UEMATSU, T. KAKIUCHI, M. NAKAJIMA, and Y. NAKAMURA. Effect of laves phase precipitation on fatigue properties of niobium-containing austenitic stainless steel type 347 in laboratory air and in 3% NaCl solution. *Procedia Materials Science*. p. 517-523, 2014.
177. MORTEZAIE, A. and M. SHAMANIAN. An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 116 p. 37-46, 2014.
178. HOSSEINI, H.S., M. SHAMANIAN, and A. KERMANPUR. Characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 617/310 stainless steel dissimilar welds. *Materials Characterization*. 62(4), p. 425-431, 2011.
179. ASM-HANDBOOK. Fractography. ASM International. 12, 1987.
180. MULLER, C. and CHUMBLEY. Fracture Toughness of Heat-Treated Superaustenitic Stainless Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 19 (5) p. 714-720, 2010.

181. SOUAMI, N., D. SAIDI, M. NEGACHE, and A. ATI. Carbon segregation and inclusions effects on surface fracture morphology of a 12% chromium stainless steel. *Journal of materials engineering and performance*. 12 (6), p. 715, 2003.
182. PARAG, M.A., K. VIVEKANAND, D.K. BHUPINDER, and I. SAMAJDAR. Role of grain boundary nature and residual strain in controlling sensitisation of type 304 stainless steel. *Corrosion Science*. 66, p. 242-255, 2013.

ANEXO

Artículos resultados del presente trabajo

Materials Transactions, Vol. 58, No. 2 (2017) pp. 225 to 230
©2016 The Japan Institute of Metals and Materials

Assessment of the Electrolyte Composition in the Degree of Sensitization in AISI 347H Stainless Steel

V. L. Cruz-Hernández¹, M. A. García-Rentería², R. García-Hernández¹ and V. H. López-Morelos^{1,*}

¹*Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Francisco J. Mujica S/N, Ciudad Universitaria, Building "U", CP 58030, Morelia, Mich. México*

²*Facultad de Metalurgia, Universidad Autónoma de Coahuila, Carretera 57 km. 5 CP 25720, Monclova, Coahuila, México*

This study evaluated the suitability of the depassivator in revealing low degrees of sensitization (DOS) in samples of wrought AISI 347H austenitic stainless steel in the as-received condition and solution heat treated (SHT) at 1050°C. Assessment of the electrolyte composition was performed by the double loop electrochemical potentiokinetic reactivation (DL-EPR) test at room temperature. The electrolyte 1.0M H₂SO₄ + 0.50M HCl was found to be adequate for detecting low DOS. Microstructural characterization of the as-received material revealed the presence of Cr-rich carbides. These carbides were responsible of the susceptibility to IGC. [doi:10.2320/matertrans.M2016272]

(Received July 28, 2016; Accepted November 15, 2016; Published December 16, 2016)

Keywords: sensitization, austenitic stainless steel, AISI 347H, depassivator, double loop electrochemical potentiokinetic reactivation test

1. Introduction

Austenitic stainless steels (ASS) are the most commonly alloys in industries where aggressive environments prevail¹. The AISI 347 is an ASS constituted by a matrix of austenite with the presence of ferrite in small percentages and it is stabilized with Nb. Typical applications refer to industries as oil extraction, refineries, thermo-electric and nuclear power plants due to its high corrosion resistance at high temperature². The principal characteristics of this alloy are the combination of good mechanical property and corrosion resistance in comparison to conventional ASS due to the presence of Nb which reduces the sensitization phenomenon and increases creep resistance as a result of the formation of NbC³. Thermodynamically, the formation of niobium carbides are more favored and takes place in a broader range of temperatures⁴ as compared to chromium carbides (450–850°C)^{5,6}. The precipitation of NbC occurs in grain boundaries, non-coherent twin boundaries, dislocations and stacking faults^{5,7,8}. A requisite for nucleation and growth of niobium carbides is met when there is at least a Nb:C mass ratio of 10:1³. In this alloy, the highest affinity of C for Nb than Cr enhances the resistance to intergranular corrosion (IGC) by reducing the susceptibility to localized attack in virtue of the minimization of chromium depleted zones⁹. Nevertheless, when there is C available in solid solution, it is possible the precipitation and growth of chromium-rich carbides⁸ and the IGC resistance of this alloy may be reduced when it is subjected to thermomechanical processes as hot deformation¹⁰. In this regard, Murr and Advani¹¹ suggested a SHT in the range of temperatures between 1000–1100°C to dissolve these chromium-rich carbides after hot deformation and improving the resistance to IGC.

The double loop electrochemical potentiokinetic reactivation (DL-EPR) test has been used as an effective technique for estimating the degree of sensitization (DOS) in ASS. Modifications to the conventional DL-EPR test have been made in the electrolyte depending on the type of alloy, but the

most common depassivator or activator in the dissolution of metals is potassium thiocyanate. This compound is used due to its catalytic effect in diluted solutions containing sulfuric acid, because potassium thiocyanate promotes the dissolution of the passive layer in chromium depleted zones, increasing the current density during the anodic dissolution in the activation process and subsequently along the grain boundaries during the reactivation loop¹². It is established that a disproportionate reaction of the decomposition of potassium thiocyanate takes place producing the adsorption of S in the surface of the sample, which is stable in the potential range of anodic dissolution, where S compounds are reduced according to the reaction



Based on this reaction, it was observed that an increase above 0.02 M in the concentration of potassium thiocyanate led to general corrosion and reduced the possibility of the passivation of the material even at high potentials¹³. In highly corrosion resistant Ni-based alloys the substantial increase of potassium thiocyanate can act as inhibitor due to the high concentration of S adsorbed on the surface of the material. To overcome this inconvenient, hydrochloric acid was used as an activator in a greater concentration than sulfuric acid along with potassium thiocyanate in concentration up to 0.001 M¹⁴, with good reproducibility¹⁵.

The use of Nb, Ti, Zr and V as stabilizing elements delays the onset of sensitization due to the formation of carbides with these elements at higher temperature than chromium carbides with much less C available in solid solution. The outcome of the precipitation of carbides other than chromium carbides is an increase in IGC resistance^{6,16,17}. In spite of the use of stabilizing elements, Hong *et al.*¹⁸ found the precipitation of chromium carbides in 347 ASS after hot deformation. Precipitation of chromium rich carbides, M₂₃C₆, is feasible considering the kinetics of this process. Dissolution of niobium carbides and Nb free regions enable carbon diffusion into Cr-rich zones and thereby precipitation of chromium carbides making the steel susceptible to IGC^{3,19}. In this context, the thermo-metallurgical history of these alloys is crucial in their

*Corresponding author, E-mail: composito@yahoo.com

CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y MECÁNICA DE SOLDADURAS DE ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO 347 REALIZADAS CON INTERACCIÓN ELECTROMAGNÉTICA

M.C. Ventura Lilia Cruz Hernández¹, Dr. Rafael García Hernández²,
Dr. Víctor Hugo López Morelos³, Dr. Marco Arturo García Rentería⁴, Dr. Lázaro Abdiel Falcón Franco⁵

Resumen— Se realizó la caracterización de placas del acero inoxidable austenítico 347 soldadas por el proceso de soldadura con gas de protección y electrodo consumible (ER-310). Durante la soldadura se aplicó un campo electromagnético (CEM) axial (0, 3 y 15 mT) para generar interacción electromagnética (IEM) con el CEM inherente al proceso de soldadura mejorando las características microestructurales. Se midió el área de las diferentes zonas de las uniones y el tamaño de grano (TG) en la zona de refinamiento de grano (ZRG) y crecimiento (ZCG). De la caracterización de las soldaduras con IEM se determinó una menor ZCG y menor TG en la ZRG, atribuido al efecto de la IEM. Estas características correlacionan con las propiedades mecánicas (PM) de acuerdo a los perfiles de microdureza de las uniones, donde la soldadura con 15 mT mostró un perfil uniforme contrario a la soldadura sin IEM, mejorando las PM para 15 mT.

Palabras clave—Acero inoxidable austenítico, soldadura, campo electromagnético, microdureza.

Introducción

Es conocido que los aceros inoxidables austeníticos (AIA) de la serie 300 presentan la deseable combinación de resistencia a la corrosión y mecánica, con una excelente ductilidad en un amplio rango de temperaturas (Davis, 2000). Dichas propiedades hacen a estos aceros altamente aplicables en instalaciones de almacenamiento de gas natural licuado, centrales nucleares y válvulas de carga (Suo et al., 2010). Sin embargo, sus aplicaciones involucran uniones soldadas y esto los hace susceptibles al fenómeno de sensibilización o corrosión intergranular. Para disminuir dicho efecto, se propone el AIA-347 estabilizado con Nb con aplicación en la industria petrolera, en refinerías, centrales termoeléctricas y nucleares, etc. Debido a su alta resistencia mecánica y a la corrosión en ambientes agresivos y a elevadas temperaturas (Hajiannia et al., 2013). Estas características se atribuyen a la presencia del Nb en solución sólida, reduciendo el fenómeno de sensibilización, debido que el Nb tiene mayor afinidad por el C que por el Cr para la precipitación de carburos, además el Nb incrementa la resistencia a la termofluencia (Marshall, 1984). No obstante, para que se formen los NbC, al menos debe haber una relación 10:1 de Nb-C en porcentaje en peso (Fukunaga et al., 2014), para que estos precipiten en los límites de grano, maclas, dislocaciones y en las fallas de apilamiento en los AIA (Hull 1960, Silcock 1969).

Los AIA estabilizados son susceptibles al agrietamiento en caliente (AC) durante la soldadura originado por la precipitación de fases de bajo punto de fusión de elementos como el S, P, Si, Ti, Nb (Shankar et al., 2003). Para el caso del Nb cuando su contenido excede de 0.30 %, el riesgo del AC es alto, pero cuando se encuentra entre 0.1-0.3 % los beneficios como elemento estabilizador se pueden mantener y evitar el AC, mediante la redistribución del contenido de Nb (Ogawa and Tsunetomi 1982). Aunque el AC es asociado con la disolución de los Nb(C, N) y Ti(C, N) en la ZAT (Hull, 1960). Sin embargo, si al soldar los AIA se asegura un contenido entre el 5-30 % ferrita delta en el modo de solidificación, el AC puede evitarse. Además, si en la composición química se encuentra presente el Mo, Mn, N, estos elementos pueden unirse intersticialmente a los defectos en la red cristalina durante su solidificación, reduciendo la concentración de defectos en los límites de granos retardando la poligonización de granos lo que reduce la susceptibilidad al AC (Shankar et al., 2003).

¹ Ventura Lilia Cruz Hernández M.C. es estudiante del programa de doctorado del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Morelia Michoacán, México. v.lilia.cruz.h@gmail.com

² El Dr. Rafael García Hernández es Profesor Investigador del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Morelia Michoacán, México. rgarcia@umich.mx

³ El Dr. Víctor Hugo López Morelos es Profesor Investigador del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, Morelia Michoacán, México. composito@yahoo.com

⁴ El Dr. Marco Arturo García Rentería es Profesor Investigador de la Facultad de Metalurgia de la Universidad Autónoma de Coahuila, México. marcogarciarenteria@uadec.edu.mx

⁵ El Dr. Lázaro Abdiel Falcón Franco es Profesor Investigador de la Facultad de Metalurgia de la Universidad Autónoma de Coahuila, México. materiales2004@uadec.edu.mx