



**UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN
NICOLÁS DE HIDALGO**



**INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN
METALURGIA Y MATERIALES**

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

**“ESTUDIO DE LA SOLDABILIDAD DE ACEROS AVANZADOS DE
NUEVA GENERACIÓN ALTO-MANGANESO AUSTENÍTICOS (Fe-Mn-
Al-Si-C) DE PLASTICIDAD INDUCIDA POR MACLAJE (TWIP)
MICROALEADOS CON Ti”**

Tesis para optar el grado de:

Doctor en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

Presenta:

M.C. Humberto Hernández Belmontes.

Asesor:

Dr. Ignacio Mejía Granados.

Profesor e Investigador Titular “C”,
Departamento de Metalurgia Mecánica.

Morelia, Michoacán, México; Febrero de 2019.

AGRADECIMIENTOS

Al **Consejo nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT)** por el apoyo económico otorgado para el desarrollo de este trabajo de investigación y poder optar el grado de Doctor en Metalurgia y Ciencias de los Materiales.

A la **Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH)** por brindarme la oportunidad de superación profesional y personal.

Al **Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales (IIM²)** por todo el conocimiento aprendido y apoyo que se me brindó durante el desarrollo del programa de maestría.

Quiero agradecer de forma especial a mi asesor el Dr. Ignacio Mejía Granados, por su invaluable apoyo, motivación y confianza que brindó en mí para el desarrollo de este trabajo.

A mi comité tutorial: Dr. Víctor Hugo López Morelos, Dr. Arnoldo Bedoya Jacuinde, Dr. Francisco Reyes Calderón, y Dr. Jorge Alejandro Verduzco Martínez por sus valiosas aportaciones hacia este trabajo, su tiempo y paciencia que me brindaron.

Al Dr. José María Cabrera y Dr. José Antonio Benito Paramo, por brindarme la oportunidad de realizar una estancia de investigación en el grupo de Procesos de Conformado de Materiales Metálicos (PROCOMAME) de la Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, España.

Al personal técnico: Ing. Francisco Solorio González y Sra. Victoria Luque Valdivia, M.C. José Antonio Rodríguez Torres y M.C. Víctor Sayil López Alvares, ya que su apoyo fue muy importante para culminar la etapa experimental de este proyecto.

Con todo mi corazón primeramente a Dios por darme salud, sabiduría y entendimiento. A mi familia por ser pilares fundamentales en mi vida, ayudándome en todo lo que necesito y teniendo siempre su apoyo en los buenos y no tan buenos momentos, los quiero.

Con amor:
A mi Familia

INDICE GENERAL

RESUMEN	i
ABSTRACT	iii
INTRODUCCIÓN	v
JUSTIFICACIÓN	vii
HIPÓTESIS	ix
OBJETIVOS	x
CAPÍTULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	1
1.1. Antecedentes de los aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP).....	1
1.1.1. <i>Clasificación de los aceros TWIP.</i>	1
1.1.2. <i>Composición química de los aceros TWIP.</i>	2
1.1.3. <i>Propiedades mecánicas de los aceros TWIP.</i>	3
1.1.4. <i>Aplicación de los aceros TWIP.</i>	5
1.2. Metalurgia física de los aceros TWIP.	6
1.2.1. <i>Efecto de los elementos de aleación (Mn, Al, Si, C).</i>	6
1.2.2. <i>Diagramas de transformación de fase de los aceros TWIP.</i>	8
1.2.3. <i>Solidificación de los aceros TWIP.</i>	11
1.2.3.1. <i>Segregación</i>	11
1.2.3.2. <i>Velocidad de solidificación</i>	11
1.2.3.3. <i>Acondicionamiento microestructural del acero TWIP</i>	12
1.2.4. <i>Efecto de segundas fases sobre la microestructura austenítica en los aceros TWIP.</i>	13
1.2.5. <i>Efecto del Ti como elemento microaleante en los aceros TWIP.</i>	15
1.3. Mecanismos de deformación y endurecimiento en los aceros TWIP.....	16
1.3.1. <i>Energía de falla de apilamiento (EFA).</i>	16
1.3.2. <i>Deformación por maclado.</i>	17
1.3.3. <i>Endurecimiento por solución sólida.</i>	19
1.3.4. <i>Endurecimiento por precipitación.</i>	20
1.3.5. <i>Efecto del tamaño de grano.</i>	21
1.4. Proceso de soldadura GTAW.....	23
1.4.1. <i>Descripción del proceso GTAW.</i>	23
1.4.2. <i>Ventajas de la soldadura GTAW.</i>	24
1.4.3. <i>Aplicación de la soldadura GTAW.</i>	24

1.4.4.	<i>Parámetros del proceso de soldadura</i>	25
1.4.4.1.	<i>Aporte térmico</i>	25
1.4.4.1.1.	<i>Intensidad de corriente</i>	26
1.4.4.1.2.	<i>Tensión de voltaje</i>	27
1.4.4.1.3.	<i>Velocidad de avance</i>	28
1.4.4.2.	<i>Polaridad</i>	29
1.4.4.3.	<i>Diseño de la junta</i>	30
1.4.4.4.	<i>Gas de protección</i>	32
1.5.	<i>Metalurgia de la soldadura</i>	32
1.5.1.	<i>Ciclos térmicos en soldadura por fusión</i>	32
1.5.2.	<i>Regiones de una soldadura por fusión</i>	33
1.5.2.1.	<i>Zona de fusión (ZF)</i>	33
1.5.2.1.1.	<i>Modos de solidificación</i>	34
1.5.2.1.2.	<i>Redistribución de soluto</i>	36
1.5.2.2.	<i>Interface de la soldadura (ZF/ZAC)</i>	36
1.5.2.3.	<i>Zona afectada por el calor (ZAC)</i>	38
1.5.2.3.1.	<i>Recristalización</i>	39
1.5.2.3.2.	<i>Crecimiento de grano</i>	39
1.5.2.3.3.	<i>Recristalización y crecimiento de grano en la soldadura</i>	40
1.5.2.3.4.	<i>Transformaciones de fase en estado sólido</i>	40
1.5.2.3.5.	<i>Endurecimiento por precipitación</i>	42
1.5.2.3.6.	<i>Esfuerzos residuales</i>	43
1.5.2.3.7.	<i>Relevado de esfuerzo</i>	44
1.6.	<i>Soldabilidad de los aceros TWIP</i>	45
1.6.1.	<i>Estado del arte de la soldadura de aceros TWIP</i>	45
1.6.2.	<i>Problemática por soldadura en aceros TWIP</i>	46
1.6.2.1.	<i>Segregación</i>	46
1.6.2.2.	<i>Agrietamiento en caliente</i>	47
1.6.2.3.	<i>Cambios en las propiedades mecánicas</i>	48
1.6.2.4.	<i>Transformaciones de fase</i>	49
CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL		50
2.1.	<i>Material y composición química del acero TW-Ti</i>	51
2.2.	<i>Predicción de transformaciones de fase, propiedades térmicas y físicas del acero TW-Ti, mediante JMatPro v9.1</i>	51
2.3.	<i>Acondicionamiento microestructural del acero TW-Ti</i>	51

2.3.1.	<i>Tratamiento térmico de homogeneizado.</i>	53
2.3.2.	<i>Tratamiento termomecánico de laminación en caliente.</i>	53
2.3.3.	<i>Tratamiento térmico de solubilizado.</i>	54
2.4.	Caracterización del acero TW-Ti en condición de solubilizado (material base).	55
2.4.1.	<i>Caracterización metalográfica.</i>	55
2.4.1.1.	<i>Preparación de muestras.</i>	55
2.4.1.2.	<i>Microscopía óptica.</i>	56
2.4.1.3.	<i>Microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS).</i>	57
2.4.1.3.1.	<i>Análisis químico puntual.</i>	57
2.4.1.3.2.	<i>Mapeo químico elemental.</i>	57
2.4.1.3.3.	<i>Caracterización de precipitados.</i>	57
2.4.2.	<i>Difracción de rayos-X.</i>	58
2.4.3.	<i>Análisis de propiedades mecánicas.</i>	58
2.4.3.1.	<i>Microdureza Vickers.</i>	58
2.4.3.2.	<i>Ensayos de microtracción.</i>	58
2.4.3.2.1.	<i>Preparación de probetas.</i>	58
2.4.3.2.2.	<i>Ensayos de microtracción.</i>	59
2.4.3.2.3.	<i>Análisis fractográfico.</i>	60
2.4.3.2.4.	<i>Caracterización de maclas de deformación.</i>	60
2.5.	Fabricación de uniones de soldadura de acero TW-Ti por el proceso GTAW.	61
2.5.1.	<i>Preparación de placas para soldadura.</i>	61
2.5.2.	<i>Preparación de placas para respaldo.</i>	62
2.5.3.	<i>Variables operativas del proceso de soldadura.</i>	63
2.5.4.	<i>Cálculo del aporte térmico.</i>	64
2.5.5.	<i>Medición de la distribución de temperatura.</i>	65
2.5.5.1.	<i>Preparación de barrenos para lecturas de temperatura.</i>	65
2.5.5.2.	<i>Adquisición de datos de temperatura.</i>	66
2.6.	Caracterización de uniones de soldadura de acero TW-Ti.	67
2.6.1.	<i>Microscopía óptica (MO).</i>	67
2.6.2.	<i>Microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS).</i>	67
2.6.2.1.	<i>Análisis químico puntual.</i>	67
2.6.2.2.	<i>Mapeo químico elemental.</i>	68
2.6.2.3.	<i>Caracterización de precipitados.</i>	68
2.6.3.	<i>Difracción de rayos-X.</i>	68

2.6.4.	<i>Análisis de propiedades mecánicas</i>	68
2.6.4.1.	<i>Microdureza Vickers</i>	68
2.6.4.2.	<i>Ensayos de microtracción</i>	69
2.6.4.2.1.	<i>Preparación de probetas</i>	69
2.6.4.2.2.	<i>Ensayos de microtracción de uniones de soldadura</i>	69
2.6.4.2.3.	<i>Análisis fractográfico</i>	70
2.6.4.2.4.	<i>Caracterización de maclas de deformación</i>	70
CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN		71
3.1.	Predicción de transformaciones de fase, propiedades térmicas y físicas del acero TW-Ti, mediante el programa de simulación JMatPro v9.1.....	71
3.1.1.	<i>Diagramas de equilibrio y metaestables</i>	71
3.1.2.	<i>Diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo (CCT) y temperatura-tiempo-precipitación (PTT)</i>	74
3.1.3.	<i>Propiedades térmicas y físicas del acero TW-Ti</i>	76
3.2.	Caracterización metalográfica del acero TW-Ti en condición de solubilizado.....	79
3.3.	Fabricación de uniones soldadas del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.....	81
3.3.1.	<i>Caracterización macrográfica y aporte térmico de uniones soldadas de acero TW-Ti</i>	81
3.3.2.	<i>Medición de distribución de temperaturas en uniones soldadas de acero TW-Ti</i>	84
3.3.2.1.	<i>Adquisición de datos de temperatura en uniones de soldadura del acero TW-Ti</i>	84
3.3.2.2.	<i>Análisis de transformaciones de fase en la zona afectada por el calor (ZAC) respecto a las temperaturas máximas y velocidades de enfriamiento</i>	86
3.4.	Caracterización metalográfica de las uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.....	89
3.4.1.	<i>Evolución del tamaño de grano dendrítico en la ZF a diferente aporte térmico</i>	91
3.4.2.	<i>Evolución del tamaño de grano equiaxial en la ZAC a diferente aporte térmico</i>	93
3.5.	Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS).....	95
3.5.1.	<i>Análisis químico puntual</i>	95
3.5.2.	<i>Análisis químico lineal</i>	100
3.5.3.	<i>Análisis químico mediante mapeo elemental</i>	102
3.5.4.	<i>Caracterización de precipitados</i>	107
3.6.	Análisis de difracción de rayos-X.....	109
3.7.	Análisis de propiedades mecánicas.....	111

3.7.1.	Microdureza Vickers.....	111
3.7.2.	<i>Ensayos de microtracción.</i>	114
3.7.2.1.	<i>Diagramas esfuerzo-deformación</i>	114
3.7.2.2.	<i>Exponente de endurecimiento por deformación “n” y curvas de endurecimiento</i>	123
3.7.2.3.	<i>Análisis fractográfico.</i>	128
3.7.2.4.	<i>Caracterización de maclas de deformación</i>	132
CAPITULO 4. CONCLUSIONES		140
BIBLIOGRAFÍA		143
TRABAJO PROPUESTO PARA EL FUTURO		148
ANEXO A: PUBLICACIONES CIENTÍFICAS		148

LISTA DE FIGURAS

CAPÍTULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	1
Figura 1.1. Diagrama esfuerzo vs deformación de aceros convencionales y diferentes grados de AHSS [18].	2
Figura 1.2. Relación de la energía de falla de apilamiento (EFA) y temperatura respecto a las propiedades mecánicas de los aceros TWIP; a) curvas esfuerzo vs deformación en función a EFA, b) relación esfuerzo vs temperatura y c) relación deformación vs temperatura [2].....	5
Figura 1.3. Ventajas y aplicación de los aceros TWIP en la industria automotriz, a) comparación de la absorción de energías del acero TWIP respecto a diferentes aceros utilizados en los automóviles y b) fabricación de carcasa para amortiguador de automóvil de acero TWIP mediante procesos de conformado por presión [25].	6
Figura 1.4. (Arriba) Diagrama de fase Fe-Mn metaestable. (Abajo, a la izquierda) esquina rica en Fe del diagrama de fase de equilibrio Fe-Mn-C a 700 °C que muestra el rango de estabilidad austenítica en gris. (Abajo, derecha) Superposición del rango de estabilidad de la austenita a 700 °C y la microestructura observada después del enfriamiento a temperatura ambiente desde 950 °C [25].....	9
Figura 1.5. Diagrama de transformación de la austenita en función del contenido de C y Mn en aceros: a) Fe-C-Mn y b) Fe-C-Mn-Al-Si [36].....	10
Figura 1.6. Diagramas predictivos de compuestos precipitados para aceros TWIP (Fe-0.4C-20Mn-1.5Al-1.5Si) microaleados con B, Nb, V y Ti [24].....	14
Figura 1.7. Relación de la energía de falla de apilamiento (EFA) con los mecanismos de deformación en metales y aleaciones fcc [25].....	17
Figura 1.8. Ilustración del “efecto dinámico Hall-Petch” en los aceros TWIP [25].....	18
Figura 1.9. Movimientos atómicos en la deformación por maclado en estructuras FCC: a) Vista desde el plano (111) y b) Vista desde el plano (011) [51].....	19
Figura 1.10. Relación de Hall-Petch para la velocidad de deformación de: a) 9.4 s^{-1} ; b) 265 s^{-1} . Tensión verdadera de fluencia plástica frente a la inversa de la raíz cuadrada del tamaño de grano. Ensayos de tracción a temperatura ambiente. Ensayos duplicados: a) para tamaños de grano de $1,5 \pm 0,02 \mu\text{m}$ y $40,7 \pm 0,80 \mu\text{m}$; b) para tamaño de grano de $12,2 \pm 0,28 \mu\text{m}$. Acero TWIP de composición 22% Mn, 0,6% C [54].	22
Figura 1.11. Soldadura por arco de gas-tungsteno: (a) proceso general; (b) área de soldadura ampliada [58].	23
Figura 1.12. Efecto del ángulo de la punta del electrodo en la distribución de la forma y la	

densidad de potencia del arco de gas-tungsteno [58].	28
Figura 1.13. Tipos de polaridad en el proceso de soldadura GTAW [58].	30
Figura 1.14. Configuraciones básicas de juntas para soldadura [68].	31
Figura 1.15. Flujo de calor durante la soldadura de piezas semi-infinitas [58].	33
Figura 1.16. Efecto de la composición y el parámetro de solidificación en el modo de solidificación [71].	35
Figura 1.17. Ilustración esquemática que muestra las regiones de una soldadura [72].	38
Figura 1.18. Presentación de las diversas partes constitutivas de una junta soldada de acero estructural [81].	42
Figura 1.19. Mapas elementales de composición química en soldadura de acero TWIP (Fe-18.47Mn-2.4Al) [6].	47
Figura 1.20. Agrietamiento por licuación en soldadura de acero TWIP. Vista del constituyente eutéctico en diferentes lugares de la zona de la grieta. a) y b) zona de inicio de la grieta, c) zona intermedia, y d) zona final de la grieta [88].	48
CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL	50
Figura 2.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.	50
Figura 2.2. Diseño de fabricación de probetas rectangulares de acero TW-Ti (unidades en mm).	52
Figura 2.3. Diagrama del historial térmico y termomecánico del acero TW-Ti lote 1 (unidades en mm).	54
Figura 2.4. Diagrama del historial térmico y termomecánico del acero TW-Ti lote 2 (unidades en mm).	55
Figura 2.5. Fabricación de probetas para ensayos de microtracción en el acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Diseño de las probetas mediante AutoCAD, y b) Imagen de la probeta en la etapa final de fabricación.	59
Figura 2.6. Máquina de microtracción Deben Microtest 5kN Tensile Tester.	59
Figura 2.7. Zonas de análisis de maclas de deformación en probetas de microtracción del acero TW-Ti.	61
Figura 2.8. Placas de acero TW-Ti.	62
Figura 2.9. Configuraciones de juntas para soldadura utilizadas en las uniones de aceros TW-Ti. a) Bisel recto, y b) Bisel en forma de X.	62
Figura 2.10. Proceso de soldadura GTAW semiautomático mediante maquina oxicorte portátil Harris Super.	63
Figura 2.11. Eficiencia del arco eléctrico en procesos de soldadura GTAW y PAW,	

determinada mediante calorímetros tubulares y calorímetros Seebeck a diferentes velocidades de avance de la soldadura [58].	65
Figura 2.12. Sistema de coordenadas para la ubicación de los termopares en placas de aceros TW-Ti.	65
Figura 2.13. Zonas analizadas mediante microtracción en la unión 7 de acero TW-Ti.	69
CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	71
Figura 3.1. Diagramas de transformaciones de fase de acero TW-Ti mediante JMatPro en función de la velocidad de enfriamiento; a) 0.0001 °C/s, b) 0.005 °C/s y c) 1 °C/s.	71
Figura 3.2. Diagrama de isopletas en función del contenido de C (% en peso) del acero TW-Ti (Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti-0.012N), en función de la temperatura.	73
Figura 3.3. Diagrama de isopletas en función del contenido de Mn (% en peso) del acero TW-Ti (Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti-0.012N), en función de la temperatura.	73
Figura 3.4. Diagramas de transformaciones de fase de acero TW-Ti mediante JMatPro. a) Diagrama CCT, y b) Diagrama PPT.	74
Figura 3.5. Diagramas predictivo de compuestos precipitados para el acero TW-Ti (Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti-0.012N), en función de la temperatura.	75
Figura 3.6. Propiedades del acero TW-Ti. a) Densidad, b) Energía de falla de apilamiento (EFA), y c) Conductividad térmica.	77
Figura 3.7. Propiedades del acero TW-Ti. a) Dureza, y b) Resistencia a la tracción.	78
Figura 3.8. Microestructura del acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Micrografía de microscopía óptica (MO) del lote 1, b) Histograma de tamaño de grano del lote 1, c) Micrografía de microscopía óptica (MO) del lote 2, y d) Histograma de tamaño de grano del lote 2.	80
Figura 3.9. Tamaño de grano austenítico (D) en función de la temperatura con un tiempo de tratamiento de 30 min [93].	81
Figura 3.10. Macrografías de las uniones de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW; a) Unión 2, b) Unión 3, c) Unión 8, y d) Unión 9.	82
Figura 3.11. Curvas de enfriamiento y temperaturas máximas en la ZAC y material base en uniones soldadas de aceros TW-Ti; a) unión 2, b) unión 3, c) unión 8 y d) unión 9.	85
Figura 3.12. Predicciones de transformaciones de fase en uniones soldadas de aceros TW-Ti mediante diagramas CCT; a) Unión 2, b) Unión 3, c) Unión 8 y d) Unión 9.	87
Figura 3.13. Predicciones de formación de precipitados en uniones soldadas de acero TW-Ti, mediante diagramas PTT; a) Unión 2, b) Unión 3, c) Unión 8 y d) Unión 9.	88

Figura 3.14. Sección transversal del cordón de soldadura de la unión 8 de acero TW-Ti.	89
Figura 3.15. Microestructura de unión de soldadura de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Zona de fusión (ZF), b) interface de la soldadura (IS), c) ZF, grano dendrítico equiaxial, y d) ZF, grano dendrítico columnar.	90
Figura 3.16. Tamaño de grano dendrítico en la ZF de la unión 2 de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW (Q=0.853 kJ/mm).	92
Figura 3.17. Tamaño de grano dendrítico en la ZF de la unión 8 de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW (Q=0.574 kJ/mm).	93
Figura 3.18. Tamaño de grano equiaxial en la ZAC de la unión 2 de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW (Q=0.853 kJ/mm).	94
Figura 3.19. Tamaño de grano equiaxial en la ZAC de la unión 8 de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW (Q=0.574 kJ/mm).	94
Figura 3.20. Análisis químico puntual en el acero TW-Ti en la condición de solubilizado (condición de material base. a) Material base lote 1, y b) Material base lote 2.	95
Figura 3.21. Variación de composición química en % en peso de los elementos aleantes en acero TW-Ti en condición de solubilizado (lote 1 y 2) y en condiciones de post-soldadura.	97
Figura 3.22. Análisis químico puntual en uniones de soldadura de acero TW-Ti mediante GTAW. a) Unión de soldadura 1 (Q = 0.857 kJ/mm), b) Unión de soldadura 2 (Q = 0.853 kJ/mm), c) Unión de soldadura 3 (Q = 0.238 kJ/mm), y d) Unión de soldadura 8 (Q = 0.574 kJ/mm).	98
Figura 3.23. Análisis químico puntual en la unión 9 de soldadura de acero TW-Ti mediante GTAW. a) Primer cordón, y b) Segundo cordón.	99
Figura 3.24. Análisis químico lineal en el acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Zona de análisis (lote 1), b) Variación de composición química (lote 1), c) Zona de análisis (lote 2), y d) Variación de composición química (lote 2).	100
Figura 3.25. Análisis químico lineal a través de la interface de la soldadura (IS) de unión soldada de acero TW-Ti. a) Zona de análisis, y b) variación de composición química.	101
Figura 3.26. Análisis químico lineal en la zona de fusión (ZF) de unión soldada de acero TW-Ti. a) Zona de análisis, y b) variación de composición química.	102
Figura 3.27. Mapeos elementales de composición química en el acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Zona de análisis correspondiente al lote 1, b) Mapeo elemental del lote 1, c) Zona de análisis correspondiente al lote 2, y d) mapeo elemental lote 2.	103
Figura 3.28. Mapeo elemental de composición química en la unión 3 de soldadura de acero TW-Ti. a) Zona de análisis, b) Mapeo elemental en la ZF de la unión 3, c) MnK, d) AlK,	

e) SiK, y f) CK.	105
Figura 3.29. Mapeo elemental de composición química en la unión 8 de soldadura de acero TW-Ti. a) Zona de análisis, b) Mapeo elemental en la ZF de la unión 3, c) MnK, d) AlK, e) SiK, y f) CK.	106
Figura 3.30. Análisis de partículas precipitadas en acero TW-Ti en condición de solubilizado y condiciones post-soldadura mediante el proceso GTAW. a) AlN, b) MnS, c) Ti(C, N), y d) TiC.	107
Figura 3.31. Imágenes de partículas precipitadas en acero TW-Ti. a) Condición de solubilizado, b) Zona de fusión (ZF), y c) Zona afectada por el calor (ZAC).	109
Figura 3.32. Patrones de difracción de rayos-X del acero TW-Ti en condición de solubilizado y condiciones de post-soldadura.	110
Figura 3.33. Perfiles de microdureza Vickers en uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Unión 2, b) Unión 7, c) Unión 8, y d) Unión 9.	112
Figura 3.34. Ensayos de microtracción en acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril, y b) Curvas esfuerzo-deformación real.	114
Figura 3.35. Ensayos de microtracción en la zona de fusión (ZF) de uniones soldadas de acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril, y b) Curvas esfuerzo-deformación real.	115
Figura 3.36. Esfuerzo máximo y % de deformación ingenieril del acero TW-Ti en condición de solubilizado (lote 1 y lote 2) y zona de fusión (ZF) de uniones soldadas mediante GTAW.	117
Figura 3.37. Ensayos de microtracción en la interface de la soldadura (IS) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril, y b) Curvas esfuerzo-deformación real.	117
Figura 3.38. Esfuerzo máximo y % de deformación ingenieril de la interface de la soldadura (IS) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante GTAW.	119
Figura 3.39. Ensayos de microtracción en la zona afectada por el calor (ZAC) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW, a 5 mm (ZAC-1) y 10 mm (ZAC-2) del centro del cordón de soldadura. a) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril de la ZAC-1, b) Curvas esfuerzo-deformación real de la ZAC-1, c) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril de la ZAC-2, y d) Curvas esfuerzo-deformación real de la ZAC-2.	120
Figura 3.40. Esfuerzo máximo y % de deformación ingenieril de la zona afectada por el calor (ZAC) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) A 5 mm del centro del cordón de soldadura (ZAC-1), y b) A 10 mm del centro del cordón de soldadura (ZAC-2).	122

Figura 3.41. Exponente de endurecimiento por deformación “n” del acero TW-Ti en condición de solubilizado y unión soldada mediante el proceso GTAW. a) Solubilizado lote 1, b) Zona de fusión (ZF) (unión 8), c) Interfase de la soldadura (IS) (unión 8), y d) Zona afectada por el calor (ZAC-1) (unión 8).....123

Figura 3.42. Tasa de endurecimiento por deformación del acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Lote 1, y b) lote 2.....127

Figura 3.43. Tasa de endurecimiento por deformación en la zona de fusión (ZF) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Unión 2, y b) Unión 8.128

Figura 3.44. Micrográficas MEB de la superficie de fractura de la ZAC-1 de la unión soldada 8 de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW: a) Imagen a 100X, b) Imagen a 300X, c) Zona I en imagen a 600X, y d) Zona II en imagen a 600X.129

Figura 3.45. Micro-agrietamiento en ensayos de microtracción de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Zona de fusión (ZF) de la unión 2, b) Zona afectada por el calor (ZAC) de la unión 8, y c) Zona afectada por el calor (ZAC) de la unión 9.130

Figura 3.46. Partículas precipitadas en las zonas de fractura de unión 9 de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Zona de fusión (ZF), b) Zona afectada por el calor (ZAC-1), y c) Zona afectada por el calor (ZAC-2).131

Figura 3.47. Formación de maclas de deformación en probetas ensayadas mediante microtracción del acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Zonas de análisis en el acero TW-Ti del lote 1, b) Zona de análisis 1, c) Zona de análisis 2, y d) Zona de análisis 3.....133

Figura 3.48. Formación de maclas de deformación en probetas ensayadas mediante microtracción de la unión 8 de soldadura del acero TW-Ti. a) ZF, imagen a 500X, b) ZF, imagen a 4000X, c) IS, imagen a 500X, d) IS, imagen a 4000X, e) ZAC, imagen a 500X, y f) IS, imagen a 4000X135

Figura 3.49. Formación de maclas de deformación en probetas ensayadas mediante microtracción de la unión 9 de soldadura del acero TW-Ti. a) ZF, imagen a 500X, b) ZF, imagen a 4000X, c) IS, imagen a 500X, d) IS, imagen a 4000X, e) ZAC, imagen a 500X, y f) IS, imagen a 4000X136

Figura 3.50. Características de las maclas de deformación en probetas ensayadas mediante microtracción del acero TW-Ti. a) Condición de solubilizado, Lote 1, b) ZF, Unión 8, c) IS, Unión 8, y d) ZAC, Unión 8.....137

Figura 3.51. Contraste de maclas de deformación en imágenes de MEB. a) Imagen de referencia, y b) Identificación de las maclas.138

LISTA DE TABLAS

CAPÍTULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	1
Tabla I.1. Precipitados detectados en los aceros TWIP y su característica [24].	15
Tabla I.2. Sugerencias de la intensidad de corriente aplicada en la soldadura de láminas, en función del espesor y diámetro del electrodo [63].	26
Tabla I.3. Rangos de intensidad de corriente eléctrica en soldadura de placas de acero al carbón y acero inoxidable [64].	27
 CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL	50
Tabla II.1. Composición química del acero TW-Ti bajo estudio (% en peso).....	51
Tabla II.2. Granulometría promedio del papel abrasivo de carburo de silicio, diseñado para aplicaciones metalográficas.....	56
Tabla II.3. Dimensiones de las placas rectangulares de aceros TW-Ti utilizadas en soldadura GTAW.....	62
Tabla II.4. Variables operativas del proceso de soldadura GTAW, para aceros TW-Ti.	64
Tabla II.5. Coordenadas de ubicación para los termopares en uniones soldadas de aceros TW-Ti.....	66
 CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	71
Tabla III.1. Dimensiones de los cordones de soldadura y penetración en relación al aporte térmico utilizado en las uniones de aceros TW-Ti.	83
Tabla III.2. Velocidades de enfriamiento en la ZAC y material base en uniones soldadas de aceros TW-Ti.	86
Tabla III.3. Composición química del acero TW-Ti obtenida mediante espectrometría de chispa (condición de colada) y mediante microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS) condición de solubilizado lote 1 y 2), en % en peso.	96
Tabla III.4. Propiedades mecánicas de acero TW-Ti en condición de solubilizado (material base) y zona de fusión (ZF) de uniones soldadas de acero TW-Ti.	116
Tabla III.5. Propiedades mecánicas en la interface de la soldadura (IS) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.	118
Tabla III.6. Propiedades mecánicas en la en la zona afectada por el calor (ZAC) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW, a 5 mm (ZAC-1) y 10 mm (ZAC-2) del centro del cordón de soldadura.....	121
Tabla III.7. Exponente de endurecimiento por deformación “n” de acuerdo a los modelos de	

Hollomon, Ludwick y Swift del acero TW-Ti en condición de solubilizado y diferentes uniones
soldadas mediante el proceso GTAW.125

RESUMEN

En el presente proyecto de investigación se estudió la soldabilidad de un acero alto-Mn de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleado con Ti (TW-Ti), mediante el proceso de soldadura por arco de tungsteno con gas (GTAW). Para lo cual, se llevó a cabo un acondicionamiento microestructural del acero mediante diferentes ciclos de tratamiento térmico y termo-mecánico generando el material base para los ensayos de soldadura. Se determinó la energía de falla de apilamiento (EFA), conductividad térmica (λ), diagramas de fase en equilibrio y metaestables, diagramas de transformación (TTT, CCT) y precipitación (PTT), diagramas de solidificación en función de la velocidad de enfriamiento, así como las propiedades termo-físicas del acero TW-Ti bajo estudio, mediante el software de simulación JMatPro v9.1. Dada la escasa información sobre la soldabilidad de los aceros TWIP, especialmente microaleados con Ti, este trabajo se enfocó en la determinación de parámetros de soldadura óptimos en placas de acero TW-Ti con espesores de ≈ 5.6 mm y ≈ 6.3 mm, que presentaran buena apariencia del cordón y libres de defectos tales como; agrietamiento, porosidad, falta de llenado o distorsión. Durante los ensayos de soldadura se llevaron a cabo mediciones de temperaturas mediante el uso de termopares tipo K, lo cual permitió establecer una relación entre aporte térmico y cambios microestructurales. La caracterización del material base (MB) y las uniones de acero TW-Ti se realizó mediante metalografía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (MEB) empleando las técnica de espectroscopía de dispersión de energía (EDS), difracción de rayos-X, microdureza Vickers y ensayos de microtracción.

Los resultados indican que los aceros TW-Ti utilizados como material base en condición de solubilizado presentan una microestructura totalmente austenítica de grano equiaxial, con tamaño de grano heterogéneo. Además, se observó que las condiciones utilizadas para llevar a cabo los tratamientos térmicos y termo-mecánicos durante el acondicionamiento microestructural, son determinantes en el tamaño de grano final. Por otro lado, las uniones de soldadura mostraron una zona de fusión (ZF) de naturaleza dendrítica equiaxial y columnar, mientras que la zona afectada por el calor (ZAC) mostró crecimiento de grano equiaxial en la zona adyacente a la interface de la soldadura (interface ZF/ZAC). Asimismo, se detectó la presencia de segregación en la ZF de las uniones de soldadura, siendo el Mn y Si los elementos

que presentaron el mayor grado de segregación. Además, se determinó que el Mn, Si y C segregaron en las zonas interdendríticas, mientras que el Al segregó al interior de los granos dendríticos. Se determinó que a menor entrada de aporte térmico se reduce considerablemente el grado de segregación de los elementos de aleación en la ZF. Fue detectada la presencia de partículas precipitadas de AlN, MnS, Ti(C, N) y TiC en la matriz austenítica del acero TW-Ti tanto en la condición de partida, como en la ZF y ZAC de las uniones soldadas. La información obtenida mediante difracción de rayos-X indica que las diferentes condiciones de aporte térmico utilizadas en el proceso GTAW durante la fabricación de uniones de soldadura de aceros TW-Ti bajo estudio, no afecta la estabilidad de la austenita, lo cual es importante ya que la conservación de esta fase controla el mecanismo de deformación por maclaje en los aceros TWIP. Los perfiles de microdureza indican que las uniones soldadas presentan valores de dureza superiores respecto al material base, así como ablandamiento en la ZF y endurecimiento en la ZAC. En general, las diferentes uniones de soldadura de acero TW-Ti bajo estudio presentaron altos valores de resistencia a la cedencia (hasta 426 MPa), resistencia máxima (hasta 797 MPa) y alargamiento (hasta 91 %), siendo la ZF donde se registraron los valores más bajos. Finalmente, las uniones soldadas mostraron un exponente de endurecimiento por deformación alto y diferentes patrones de maclaje por deformación.

Palabras clave: Acero TWIP; Ti elemento de microaleación.; Soldabilidad; Proceso GTAW; Partículas precipitadas; Propiedades mecánicas.

ABSTRACT

In the present research work, the weldability of a high-Mn Twinning-Induced plasticity (TWIP) steel microalloyed with Ti (TW-Ti), by Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process was studied. For which, a microstructural conditioning of the steel was carried out by different thermal and thermo-mechanical treatments, generating the base material (BM) for the welding tests. The stacking fault energy (SFE), thermal conductivity (λ), equilibrium and metastable phase diagrams, transformation diagrams (TTT, CCT) and precipitation (PTT), solidification diagrams as a function of the cooling rate were determined, as well as the thermo-physical properties of the studied TW-Ti steel, using the JMatPro v9.1 simulation software. Given the limited information on the weldability of TWIP steels, particularly microalloyed with Ti, this work focused on the determination of optimal welding parameters in TW-Ti steel plates with thicknesses of ≈ 5.6 mm and ≈ 6.3 mm, which will lead to a good appearance and free of defects in weld bead such as, cracking, porosity, lack of filling or distortion. During the welding tests, temperature measurements were carried out using K-type thermocouples, which allowed establishing a relationship between heat input and microstructural changes. The base material (MB) and the TW-Ti steel joints characterization was carried out by light optical metallography (LOM), scanning electron microscopy (SEM) using energy dispersion spectroscopy (EDS), X-ray diffraction techniques, Vickers microhardness and microtraction tests.

The results indicate that the TW-Ti steels used as BM in as-solution condition have a fully austenitic microstructure of equiaxed grain, with heterogeneous grain size. Additionally, it was observed that the conditions used to carry out the thermal and thermo-mechanical treatments during the microstructural conditioning are determinant in the final grain size. On the other hand, the welded joints showed a fusion zone (FZ) of equiaxial and columnar dendritic nature, while the heat affected zone (HAZ) showed equiaxed grain growth in the area adjacent to the welding interface (FZ/HAZ). Likewise, the presence of segregation in the FZ of the welded joints was detected, being Mn and Si the elements that presented the highest level of segregation. Moreover, it was determined that Mn, Si and C segregate in the interdendritic zones, while Al segregate in the dendritic grains interior. It was determined that a lower heat input generates a considerably decrease in the segregation level of alloy elements in the ZF. The presence of precipitated particles of AlN, MnS, Ti(C, N) and TiC in the austenitic matrix of the BM and

TW-Ti steel welded joints were detected. The information obtained by X-ray diffraction indicates that the different heat input conditions used in the GTAW process during the fabrication of welded joints of studied TW-Ti steels, do not affect the austenite stability, which is important due to this phase controls the deformation mechanism by twinning in TWIP steels. The microhardness profiles indicate that the welded joints have higher hardness values than the BM, as well as softening in the FZ and hardening in the HAZ. In general, the different welded joints of studied TW-Ti steel showed high values of yield strength (up to 426 MPa), ultimate tensile strength (up to 797 MPa) and elongation (up to 91 %), being the ZF where they were recorded the lowest values. Finally, the welded joints showed a high strain hardening exponent and different deformation twinning patterns.

Keywords: TWIP steel; Ti microalloying element; Weldability; GTAW process; Precipitated particles; Mechanical properties.

INTRODUCCIÓN

Los aceros de plasticidad inducida por maclaje (Twinning-Induced Plasticity, TWIP), pertenecen a los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS), los cuales fueron desarrollados en la década de 1990 y se caracterizan por presentar una microestructura austenítica a temperatura ambiente [1], debido a su alto contenido de Mn (hasta 30 % en peso) [2]. Los aceros TWIP presentan una excelente tasa de endurecimiento por deformación como resultado de la generación de maclas de deformación, reduciendo gradualmente la distancia efectiva de deslizamiento de las dislocaciones, dando como resultado un endurecimiento por refinamiento de grano que actúa como el “efecto dinámico Hall-Petch”, combinando así resistencias a la tracción de hasta 1,100 MPa y deformaciones de hasta 90% de forma simultánea, rompiendo con los paradigmas de los aceros convencionales [1-3]. Las excelentes propiedades mecánicas de los aceros TWIP los convierte en candidatos ideales como materiales para uso a gran escala en la industria automotriz, construcción naval, exploración de petróleo y gas y aplicaciones estructurales no magnéticas, debido a su alta absorción de energía, que es más del doble que la de los aceros convencionales de alta resistencia (HSS) [2, 4]. Sin embargo, la información desarrollada sobre la soldabilidad de los aceros TWIP es relativamente escasa y apunta a que la soldabilidad es una de las principales limitaciones para su aplicación industrial óptima, principalmente en procesos de soldadura por fusión, de los cuales, se ha determinado que el aporte térmico y los altos contenidos de C y Mn generan efectos indeseables en las regiones soldadas, tales como agrietamiento en caliente, alto grado de segregación, formación de estructura dendrítica, reducción de propiedades mecánicas y transformaciones de fase [5-7]. Es por ello, que se han realizado uniones de aceros TWIP utilizando procesos de soldadura de bajo aporte térmico tales como; soldadura laser (LW), soldadura por arco de gas tungsteno (GTAW), soldadura por láser continuo (CLBW), soldadura por láser pulsado (PLBW) y soldadura de punto (SW), en diferentes composiciones de aceros TWIP, con la finalidad de reducir el impacto térmico en la ZF y ZAC [5, 8]. No obstante, pocas veces se han dirigido esfuerzos para realizar un buen diseño y control de los parámetros de soldadura que permitan obtener condiciones microestructurales óptimas, y a la vez obtener buenas propiedades mecánicas, especialmente en la unión de placas de aceros TWIP con espesores mayores a 3 mm.

Por otro lado, la adición de elementos microaleantes es un método eficaz para mejorar las propiedades mecánicas de los materiales metálicos. La adición de pequeñas cantidades de elementos microaleantes en la matriz de aceros con alto contenido de Mn, genera una mejora en las propiedades mecánicas, permitiendo alternativas de fortalecimiento estructural mediante endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación, refinamiento de grano, y en el caso particular del Ti como elemento microaleante permite una fijación del nitrógeno reduciendo su contenido en solución sólida, lo cual disminuye considerablemente el efecto de fragilización [9-11]. Finalmente, el diseño adecuado de un proceso de soldadura para los aceros TWIP y la presencia de Ti como elemento microaleante en la matriz austenítica de estos aceros, permitirá mejorar las propiedades mecánicas de las uniones realizadas mediante los procesos de soldadura por fusión, teniendo en cuenta en todo momento la entrada de aporte térmico.

JUSTIFICACIÓN

En la actualidad, la implementación tecnológica en diferentes sectores industriales ha originado diversas formas de contaminación, las cuales alteran el equilibrio físico y mental del ser humano. Debido a esto, las políticas nacionales e internacionales están siendo enfocadas a permitir el desarrollo de nuevas tecnologías de menor afectación al medio ambiente. Una forma de llevar a cabo la reducción en la contaminación del medio ambiente, es el desarrollo de nuevas aleaciones metálicas, así como la re-ingeniería aplicada a este ámbito. La industria automotriz dado que es uno de los sectores altamente contaminante, está apostando por la implementación de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, advanced High Strength Steel) que permitan la reducción del consumo de los combustibles fósiles mediante la reducción del peso de los componentes del automóvil, ya que presentan rendimiento mecánico superior a los aceros convencionales. En este caso la reducción de peso del componente redundará en ahorro energético, lo cual tiene un fuerte impacto en la mejora del medio ambiente (**impacto ecológico**). Los aceros utilizados en el sector automotriz se definen como de alta resistencia (High-Strength Steels, por sus singlas en inglés) los cuales poseen límite elástico comprendido entre 210 y 550 MPa y tensión de rotura entre 270 y 700 MPa, mientras que los aceros AHSS presentan un límite elástico mayor de 550 MPa y tensiones de rotura mayor de 700 MPa. Se ha informado que el uso de aceros AHSS permite un ahorro en el peso del vehículo en el rango de 10-25%, permitiendo incrementar la reducción en peso con el incremento de las propiedades mecánicas de los nuevos componentes en los automóviles. Por otro lado, se sabe que el acero TWIP perteneciente a los aceros AHSS debido a su composición química y mecanismo de deformación por maclado se posiciona como una de las mejoras alternativas para uso en la industria automotriz, ya que permite una mejor combinación de resistencia a la tracción de hasta 1,100 MPa y alargamiento de hasta 90% de forma simultánea, brindando una oportunidad sin precedentes para aumentar seguridad y aligeramiento de componentes estructurales, no solo en la industria automotriz sino en diferentes sectores industriales (**impacto tecnológico**). Además, los aceros TWIP debido a su mayor ductilidad facilitan los procesos de conformado y mejoran la capacidad de absorción de energía con una mayor protección de resistencia al choque, Por lo que se espera que su uso a gran escala dará como resultado una reducción en masa, que permitirá una disminución de las emisiones de gases de efecto invernadero en el sector automotriz. Sin embargo, la soldabilidad es una

limitante en la aplicación de los aceros TWIP, ya que los altos contenidos de aleación y el aporte térmico utilizado en procesos de soldadura por fusión, generan efectos negativos en las uniones de aceros TWIP, por lo que es necesario ampliar las investigaciones respecto a la microestructura resultante y las propiedades mecánicas en estas uniones (**impacto científico**). El interés de las diferentes aplicaciones industriales y la necesidad de solventar la problemática generada durante la soldadura de los aceros TWIP, hace énfasis en la variación de los elementos de aleación a diferentes porcentajes (particularmente con altos contenidos de Mn, mayores al 25%), y sus efectos sobre las propiedades mecánicas, así como la implementación de procesos de soldadura con bajo aporte térmico. Por lo que el grupo de investigación de Metalurgia Mecánica de este Instituto ha desarrollado varias composiciones de aceros TWIP mediante la adición de elementos microaleantes, tales como V, Nb, Ti, B y Ti/B con la finalidad de mejorar el comportamiento mecánico a bajas y altas temperaturas, determinando que el Ti como elemento microaleante genera mayores beneficios sobre la soldabilidad de los aceros TWIP, por lo que este proyecto forma parte de la investigación básica de aceros avanzados de nueva generación.

HIPÓTESIS

El fenómeno de segregación, agrietamiento en caliente, formación de grano dendrítico en la zona de fusión, y transformaciones de fase, afectan las propiedades mecánicas de uniones soldadas de aceros TWIP. Por otro lado, es bien sabido que los elementos microaleantes tal como el Ti, tienden a mejorar las propiedades mecánicas, debido al efecto de endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación, inhibición del crecimiento del grano, así como alta velocidad de nucleación y baja velocidad de crecimiento durante la cinética de recristalización. Se espera que con la adición de pequeñas cantidades de **Ti** como elemento microaleante en la composición base del acero TWIP mejore la soldabilidad de este tipo de aceros en espesores de más de 3 mm, mediante la inhibición del crecimiento de grano en las diferentes zonas de la unión soldada. Por otro lado, se espera que la alta relación de resistencia-alargamiento, así como el maclaje por deformación, característica de estos aceros, no se vea afectada negativamente en las uniones soldadas mediante el proceso GTAW.

OBJETIVOS

El presente proyecto de investigación tiene como objetivo GENERAL determinar la soldabilidad del acero austenítico de nueva generación alto manganeso (HSM-High Manganese Steel) de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) microaleado con Ti, mediante el proceso GTAW en espesores mayores a 3 mm.

Para alcanzar el objetivo GENERAL del proyecto se han establecido diferentes OBJETIVOS PARTICULARES, a partir de los cuales se define el procedimiento experimental:

1. Acondicionar la microestructura del acero TW-Ti mediante tratamientos térmicos y termo-mecánicos.
2. Preparar probetas de acero TW-Ti para realizar las soldaduras mediante el proceso de soldadura GTAW.
3. Establecer los parámetros de soldadura óptimos que permitan la unión de probetas de placas de 5.6 y 6.3 mm de espesor mediante el proceso GTAW.
4. Medir los ciclos térmicos en la zona afectada por el calor (ZAC) durante el proceso de soldadura GTAW, utilizando una tarjeta de adquisición de datos TC-08 de la marca OMEGA y termopares Cromel-Alumel tipo K.
5. Determinar los cambios microestructurales en la zona de fusión (ZF) y zona afectada por el calor (ZAC) de las uniones soldadas de acero TW-Ti, mediante análisis metalográfico (Microscopía Óptica).
6. Determinar el grado de segregación en la zona de fusión (ZF) de las uniones soldadas de acero TW-Ti mediante análisis químico puntual, lineal y mapeos elementales de MEB/EDS.

7. Caracterizar partículas precipitadas en las uniones de acero TW-Ti por la técnica de réplica de carbono, imágenes de alta resolución, análisis químico puntual y mapeos elementales de MEB/EDS.
8. Determinar posibles transformaciones de fase en la zona de fusión (ZF) y zona afectada por el calor (ZAC) de las uniones soldadas de acero TW-Ti mediante difracción de rayos-X.
9. Determinar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas de acero TW-Ti mediante ensayo de microdureza Vickers y ensayos de microtracción.
10. Determinar el endurecimiento y maclaje por deformación plástica en las diferentes zonas de la unión soldada de acero TW-Ti, mediante imágenes de alta resolución de MEB/EDS.

CAPÍTULO 1. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.

1.1. Antecedentes de los aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP).

1.1.1. Clasificación de los aceros TWIP.

Los aceros de plasticidad inducida por maclaje, mejor conocidos como “TWIP” por siglas en inglés (Twinning Induced Plasticity) fueron reportados en el año 2000 por el profesor George Frommeyer, director del grupo de investigación del Departamento de Ingeniería en Materiales en el MPIR (MPIR-Max Planck Institute Research), en Dusseldorf, Alemania [7, 12-13]. Se considera que el descubrimiento de los aceros TWIP se debe a los aceros Hadfield de alto de manganeso y carbono descubiertos por Robert Hadfield en el año de 1882 [14].

Los aceros TWIP pertenecen a una gama de nuevos materiales conocida como aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, Advanced High Strength Steels). Los cuales fueron desarrollados por la industria del acero para cubrir la necesidad de la industria automotriz de nuevos materiales, que permitiesen mejorar la seguridad del automóvil, ahorro de combustible y mejores estándares de rendimiento [15], siendo considerados como los materiales más prometedores en aplicación automotriz del siglo XXI, debido a su excelente rendimiento y costo competitivo [16]. Los AHSS usualmente se clasifican por “generación” según su etapa de desarrollo. La primera generación incluye al acero de fase dual (DP), acero de plasticidad inducida por transformación (TRIP), acero de fase compleja (CP) y acero martensítico (MART) [16-17]. En los aceros de esta generación se consiguen propiedades de resistencia y ductilidad mayores que los aceros convencionales de alta resistencia (HSS) sin un aumento significativo en el costo de producción [16]. En la segunda generación se incluye al acero de plasticidad inducida por maclaje (TWIP), acero inoxidable austenítico (AUST.SS), acero de baja densidad con plasticidad inducida (L-IP) y aceros de plasticidad inducida por bandas de corte (SIP steels) [16-17]. Estos aceros son extremadamente fuertes y conformables, exhiben una combinación de resistencia y ductilidad que garantiza puedan ser utilizados en la reducción en peso en piezas difíciles de moldear, sin embargo, los aceros AHSS de esta generación son altamente aleados lo que resulta en un aumento de los costos de producción [16]. La tercera generación de AHSS se encuentra actualmente en investigación y desarrollo; sin embargo, trabajos desarrollados mediante análisis de modelación predicen que esta generación incluirá materiales con microestructuras complejas

que consisten de una fase de alta resistencia (por ejemplo; ferrita de grano ultra fino, martensita o bainita) y cantidades significativas de una fase con buena ductilidad y endurecimiento por deformación (por ejemplo; austenita) [17]. Los aceros de la tercera generación tienen mejor combinación de resistencia y ductilidad que los aceros de la primera generación y pueden producirse a un menor costo que los aceros de la segunda generación [16]. La Figura 1.1 muestra la clasificación de los aceros TWIP conforme a su comportamiento mecánico esfuerzo-deformación, respecto a diferentes grados de AHSS y aceros convencionales [18].

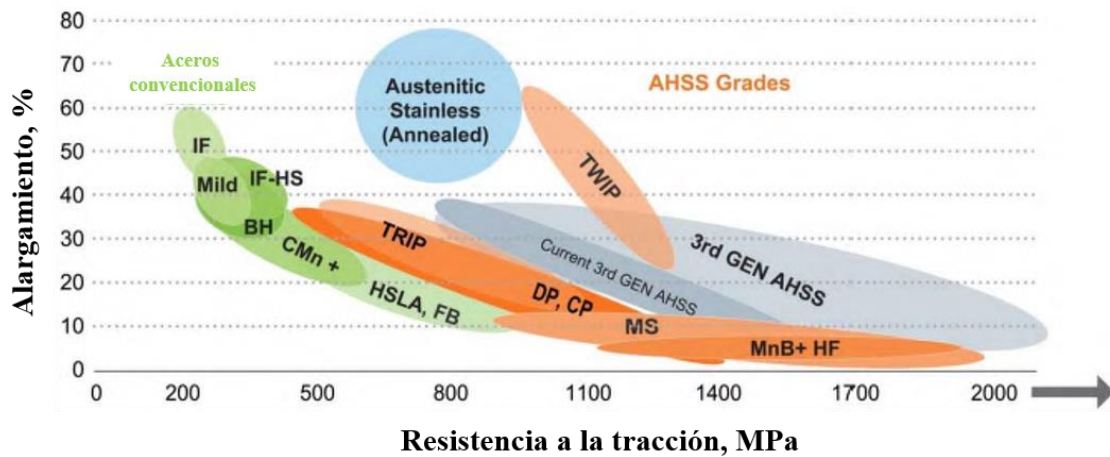


Figura 1.1. Diagrama esfuerzo vs deformación de aceros convencionales y diferentes grados de AHSS [18].

1.1.2. Composición química de los aceros TWIP.

Los aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) son aleaciones base Fe, con altos contenidos de Mn, además de pequeñas adiciones de elementos aleantes como Al, Si y C, lo que origina que sean complemente austeníticos a temperatura ambiente y permiten controlar las propiedades mecánicas mediante el efecto TWIP, debido a que presentan baja energía de falla de apilamiento (EFA) [19]. Actualmente las industrias siderúrgicas involucradas en el tema, se enfocan en la fabricación de aceros TWIP con composiciones químicas entre 15-25% en peso de Mn, 0-3% en peso de Si, 0-3% en peso de Al, 0-1% en peso de C, y en ocasiones adiciones secundarias de Cr, Cu, N, Nb, Ti y/o V [2]. Los aceros austeníticos son generalmente composiciones bajas en carbono que hacen uso de la aleación de Ni para estabilizar la estructura

fcc, como es el caso de los aceros inoxidable, sin embargo, la misma estabilidad de la austenita se puede obtener a un costo menor al reemplazar el Ni con C y Mn [20]. El primer acero austenítico al Mn inventado por Sir Robert Hadfield, en 1882, contenía aproximadamente 1.2% C y 12%Mn. En la actualidad, son ampliamente utilizados en aplicaciones industriales, donde se requiere buena combinación de abrasión y resistencia al impacto, con algunas variaciones en su composiciones química [21]. De acuerdo a la Norma ASTM A-128-642 los aceros Hadfield presentan contenidos de composición química en los rangos de 1.0 a 1.4%C, 10 a 14%Mn, 1%Si (máx) y 0.07%P (máx), y en algunas ocasiones adición de elementos aleantes como Cr, Ni y Mo. Sin embargo, el alto contenido de C favorece la precipitación de carburos generando dificultades durante las operaciones de procesamiento, además de presentar una soldabilidad limitada. Por otro lado, contenidos de Mn menor a 15% facilita la transformación martensítica $\gamma \rightarrow \alpha'$ bajo deformación plástica [20]. Es por ello, que diferentes estudios en aceros TWIP se enfocan en la dependencia en la EFA de la temperatura y composición química, a fin de ajustar la aleación respecto a las propiedades mecánicas y posibles transformaciones de fase durante los procesos de fabricación.

1.1.3. Propiedades mecánicas de los aceros TWIP.

En los aceros tradicionales la resistencia y ductilidad son propiedades generalmente opuestas, donde para mejorar la resistencia se sacrifica la ductilidad. Sin embargo, mejorar la resistencia de la chapa de acero para automóviles tiene un significado especial. Es por ello, que el comportamiento mecánico de los aceros TWIP genera un gran interés para diferentes sectores industriales, principalmente la industria automotriz [2]. Actualmente las principales investigaciones en aceros TWIP se centran en la influencia de la composición química sobre la evolución de la microestructura durante la deformación y las propiedades mecánicas resultantes, a partir de donde se ha determinado que los aceros TWIP poseen baja resistencia a la fluencia (σ_F), alta resistencia a la tracción (σ_R), alto alargamiento (ϵ) y alto exponente de endurecimiento por deformación (n), lo que permite un mejor rendimiento en el estampado y buena formabilidad [22]. La capacidad de endurecimiento por deformación es una de las propiedades importantes para metales y aleaciones, por lo que el valor de n constituye un parámetro importante para analizar el proceso de fractura y evaluar las propiedades mecánicas de un material, por lo que ha sido ampliamente utilizado para evaluar los aceros utilizados en automóviles [22]. En el caso

de los aceros TWIP se conoce que las propiedades mecánicas dependen de la energía de falla de apilamiento (EFA), por lo tanto, los altos contenidos de elementos aleantes (principalmente Mn y C) y la temperatura serán los principales factores para controlar las propiedades mecánicas en estos materiales. Lihui et al. [22], reportaron que las propiedades mecánicas en aceros TWIP con diferentes porcentajes de Mn presentan buenas propiedades mecánicas respecto a los aceros convencionales, incluyendo el valor de n . Por otro lado, también hacen referencia al cambio en las propiedades mecánicas respecto a la variación del contenido de Mn; donde utilizaron una composición química nominal Fe-2.82Si-2.76Al-0.03C con 22.5% Mn y 17.9% Mn. Sus resultados mostraron que la resistencia a la fluencia de la muestra con mayor contenido de Mn era más baja y su alargamiento y el valor de n fueron más elevados en términos relativos. La resistencia a la tracción y el alargamiento de la muestra de mayor contenido de Mn fue de 715 MPa con 55.5% de deformación y la resistencia a la tracción y el alargamiento de la muestra con menor contenido de Mn fue de 755 MPa y 34.0% de deformación [22]. Los cambios en composición química afecta la EFA en los aceros TWIP, la cual es responsable del mecanismo de deformación plástica, además de acuerdo a Shterner et al. [23], el incremento de la temperatura a 100 °C incrementa la tensión a la que se iniciara la deformación por maclado del 4% al 20%, lo que resultaría en una menor densidad de maclas de deformación, así como una disminución de la fracción de granos maclados. La Figura 1.2 muestra el efecto de la EFA respecto a la resistencia y deformación (Figura 1.2a), además se presentan las relaciones esfuerzo vs temperatura (Figura 1.2b) y deformación vs temperatura (Figura 1.2c) [2].

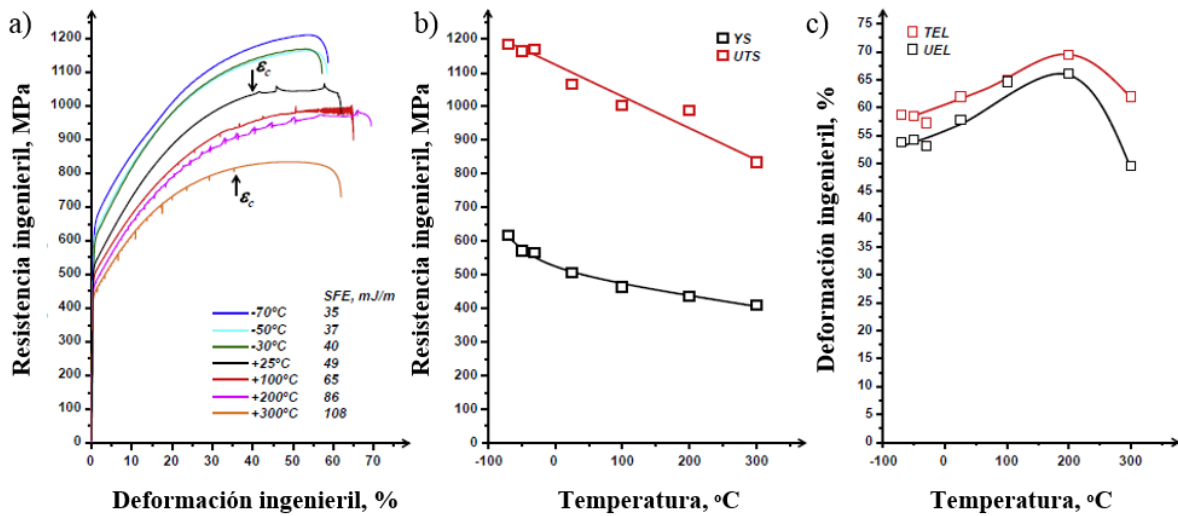


Figura 1.2. Relación de la energía de falla de apilamiento (EFA) y temperatura respecto a las propiedades mecánicas de los aceros TWIP; a) curvas esfuerzo vs deformación en función a EFA, b) relación esfuerzo vs temperatura y c) relación deformación vs temperatura [2].

1.1.4. Aplicación de los aceros TWIP.

El comportamiento mecánico innovador del acero TWIP lo convierte en un candidato efectivo como material ligero, en diversas aplicaciones industriales, como por ejemplo la industria automotriz, construcción naval, la exploración de petróleo y gas y en aplicaciones estructurales no magnéticas [2]. Sin embargo, el origen de los aceros TWIP fue para incrementar la ductilidad del material y absorber la energía producida durante la colisión entre vehículos, logrando conservar su estabilidad y resistencia. Su alta resistencia a la tracción, acompañado de su alta capacidad de deformación, rompe con los paradigmas de los aceros convencionales, y se posiciona en los primeros lugares de los aceros modernos [24]. Es bien conocido que la industria automotriz es la industria pionera en mostrar interés en el estudio de los aceros TWIP, buscando la implementación de este material en la estructura de los vehículos permitiendo reducir el peso, mejorar la eficiencia del combustible, reducir la cantidad de emisión de gases y al mismo tiempo mejorar el nivel de seguridad [22]; sin embargo, en la actualidad los aceros convencionales siguen siendo los materiales más utilizados en la carrocería de los automóviles. Por otro lado, diferentes investigaciones sobre la aplicación de materiales ligeros en la industria automotriz han reportado que el uso de aceros avanzados de alta resistencia (AHSS) como el acero Dual

Phase (DP) y de Plasticidad Inducida por Transformación (TRIP) resulta en un ahorro de peso en el rango de 10-25%, y reducciones de peso de aproximadamente el 25% para el uso de aceros inoxidables. Adicionalmente, se informan reducciones de peso de aproximadamente 30-40% mediante la implementación de aceros con resistencias de 1300-1500 MPa, por lo que se considera se podría obtener una reducción de hasta el 36% en peso si la barrera de seguridad anti-intrusión de vehículos está hecha de acero de alto Mn (22Mn5B) [25]. La Figura 1.3a muestra las ventajas del acero TWIP en la absorción de energía respecto a diferentes tipos de aceros utilizados comúnmente en los automóviles, y la Figura 1.3b presenta un ejemplo que ilustra el uso de acero TWIP en procesos de conformado por presión de una carcasa para amortiguador de automóvil [25], por lo que se considera que los aceros TWIP pueden estar próximos a producirse industrialmente.

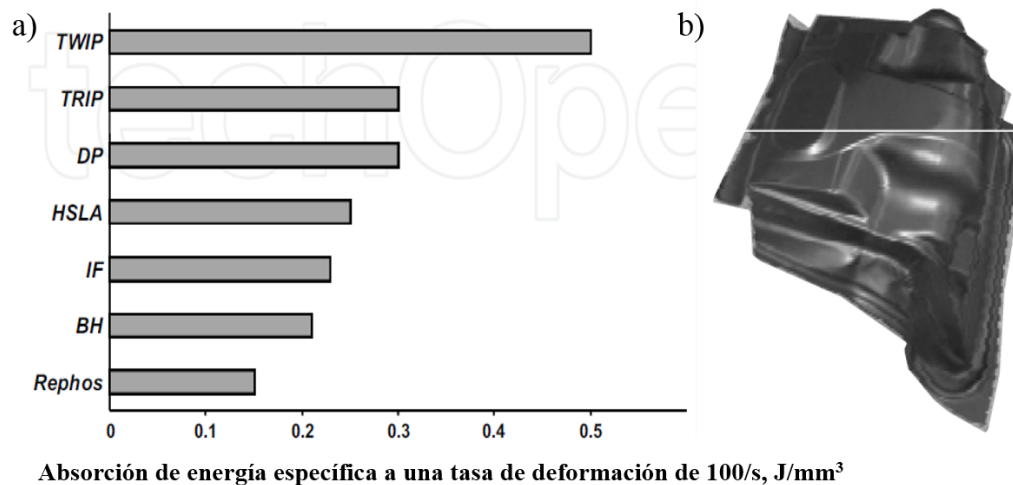


Figura 1.3. Ventajas y aplicación de los aceros TWIP en la industria automotriz, a) comparación de la absorción de energías del acero TWIP respecto a diferentes aceros utilizados en los automóviles y b) fabricación de carcasa para amortiguador de automóvil de acero TWIP mediante procesos de conformado por presión [25].

1.2. Metalurgia física de los aceros TWIP.

1.2.1. Efecto de los elementos de aleación (Mn, Al, Si, C).

Las aleaciones Fe-Mn-C fueron consideradas principalmente como un medio para lograr la estabilidad de la fase austenítica (fcc) a temperatura ambiente, permitiendo una composición

química estable que deforme por deslizamiento y maclaje [26]. A partir de este principio, se requiere una coincidencia razonable de los contenidos de elementos aleantes en los aceros TWIP para alcanzar los requerimientos de energía de falla de apilamiento que permitan el mecanismo de plasticidad inducida por el maclaje [22]. Está claro que la composición de la aleación juega un papel clave en la determinación de la magnitud de la energía de falla de apilamiento, pero las razones fundamentales de esta influencia son a menudo más complejas [2]. Los elementos de aleación en el acero tienen dos efectos principales: primero, la influencia de estabilidad austenítica, la energía isotérmica libre (T_0) y M_s cambian según la estabilidad, el segundo es el impacto de la energía de falla de apilamiento de la austenita, afectando principalmente a la diferencia de temperatura entre M_s y M_f [22]. Al modificar la estabilidad termodinámica de las fases y las cinéticas de transformación, las líneas de transformación son desplazadas, las transformaciones pueden ser promovidas u obstaculizadas alterando la distribución de las fases [27].

A continuación se describen los principales efectos de los elementos de aleación en los aceros TWIP:

El Mn es denominado el elemento principal de aleación, a medida que el Mn aumenta la temperatura de transformación de $\epsilon \rightarrow \gamma$ produciendo una disminución en la energía de falla de apilamiento, haciendo que el Mn sea bastante excepcional, ya que todos los demás metales de transición aumentan la energía de falla de apilamiento [28]. Puede hacer que la energía isotérmica libre (T_0) de la austenita y martensita se reduzca para la estabilización de la austenita, que es una estabilización química. En este momento, el punto M_s cae y, al mismo tiempo, el punto A_3 también está abajo. El Mn juega un papel muy importante en la estabilidad de la austenita ya que puede reducir el punto de M_s hasta la temperatura ambiente [22].

El carbono juega un papel central en las propiedades de los aceros TWIP ya que: mejora la estabilidad de la austenita en relación con la martensita- ϵ , debido a la alta solubilidad que tiene en la austenita. Además, aumenta sustancialmente la energía de falla de apilamiento, lo que permite el uso de menores % de Mn en los aceros TWIP, además, produce un fuerte endurecimiento en solución sólida [2, 29]. La ecuación 1.1 presenta una relación de la cantidad

de Mn y C en % en peso, en el rango de 15 a 25 % de Mn y de 0.4 a 0.8 % de C en composiciones de aleación de aproximadamente 20 mJ/m² de acuerdo a Saeed-Akbari et al. [30]:

$$\% \text{ Mn} = 32 - 20 \% \text{ C} \quad (1.1)$$

Por otro lado, el papel del aluminio en el acero TWIP es complejo, incrementa considerablemente la energía de falla de apilamiento, inhibiendo la transformación por deformación $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$, inhibe el envejecimiento por deformación dinámica, promueve la formación de carburo y nitruros, aumenta del límite de solubilidad del carbono, tiene un efecto de endurecimiento por solución sólida y mejora la resistencia a la corrosión [2, 31]. Estudios realizados por Jin et al. [32] sobre la influencia de las adiciones de Al sobre la energía de falla de apilamiento para un acero TWIP Fe-18% Mn-0.6% C-x% Al, permitieron desarrollar la siguiente dependencia del contenido de Al y la energía de falla de apilamiento intrínseca:

$$\text{EFA (mJ/m}^2\text{)} = 20 + 7.8 \% \text{ Al (\% en peso)} \quad (1.2)$$

Finalmente, el Si disminuye la cantidad de fase austenita y mantiene la transformación $\gamma \rightarrow \epsilon$ durante el enfriamiento y la deformación [33], disminuye la energía de falla de apilamiento [34], y produce un fuerte endurecimiento en la austenita por solución sólida [2].

1.2.2. Diagramas de transformación de fase de los aceros TWIP.

Un diagrama de fase es una representación gráfica de variables termodinámicas, que permite el estudio del equilibrio de fase y las transformaciones de fase, como aspecto fundamental para casi todas las ramas de la metalurgia y la ciencia de los materiales. Aunque las desviaciones del equilibrio ocurrirán en cualquier sistema real, el conocimiento del estado de equilibrio bajo un conjunto dado de condiciones es el punto de partida para la comprensión de la mayoría de los procesos [35]. El diagrama meta-estable del sistema Fe-Mn de la Figura 1.4 [25] revela información para comprender las microestructuras observadas en condiciones prácticas de no equilibrio. Entre 5% y 25% en peso de Mn, la microestructura multifásica a temperatura ambiente de las aleaciones Fe-Mn está dominada por la presencia de martensita- α' , a bajos contenidos de Mn, y martensita- ϵ , a mayor contenido de Mn. La estabilidad de la austenita a

temperatura ambiente requiere contenidos de Mn superiores al 27% en peso en el sistema de aleación binario Fe-Mn. Por otro lado, las adiciones de C de aproximadamente 0.6% en peso permiten obtener microestructuras austeníticas uniformes, libres de carburo, y evitan la formación de martensita- ϵ [26]. Además las altas adiciones de carbono dan como resultado la formación de carburo M_3C [25].

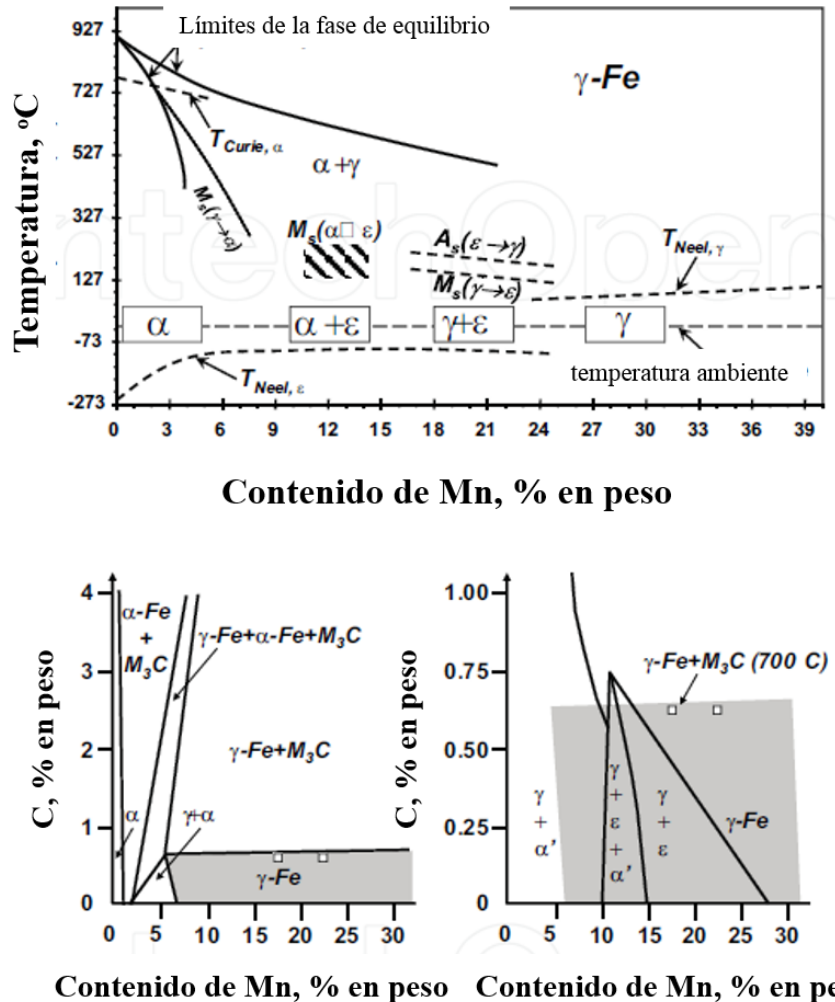


Figura 1.4. (Arriba) Diagrama de fase Fe-Mn metaestable. (Abajo, a la izquierda) esquina rica en Fe del diagrama de fase de equilibrio Fe-Mn-C a 700 °C que muestra el rango de estabilidad austenítica en gris. (Abajo, derecha) Superposición del rango de estabilidad de la austenita a 700 °C y la microestructura observada después del enfriamiento a temperatura ambiente desde 950 °C [25].

Un enfoque alternativo para obtener acero TWIP con microestructuras austeníticas uniformes, libres de carburo, es usar un alto contenido de Mn y evitar altas adiciones de carbono. Este concepto de composición de acero TWIP normalmente requiere adiciones de Si y Al para controlar la energía de falla de apilamiento. La Figura 1.5 presenta los diagramas de transformación de fase para el sistema Fe-C-Mn (Figura 1.2a) y para el sistema Fe-C-Mn-Al-Si (Figura 1.2b), donde se puede observar la influencia de los elementos aleantes respecto a las líneas transformación de la austenita en diferentes compuestos [36].

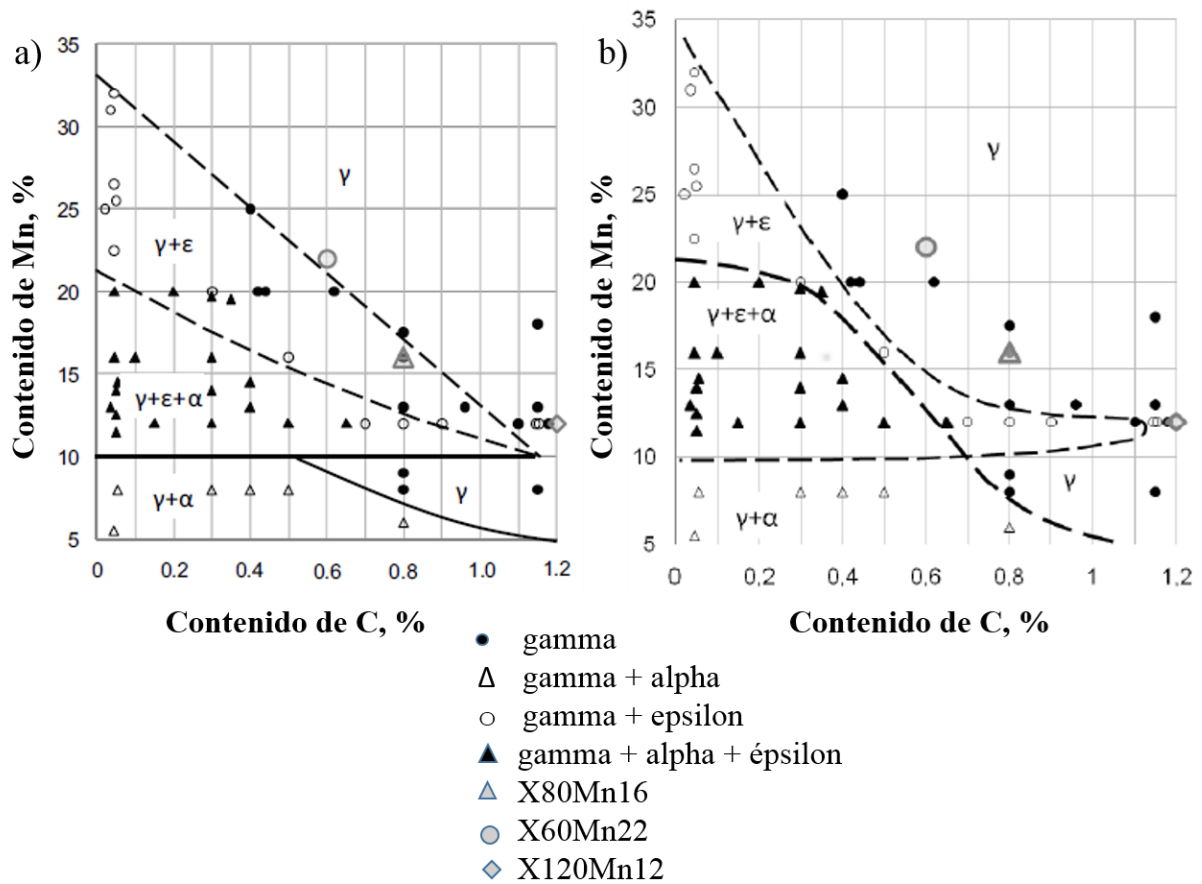


Figura 1.5. Diagrama de transformación de la austenita en función del contenido de C y Mn en aceros: a) Fe-C-Mn y b) Fe-C-Mn-Al-Si [36].

1.2.3. Solidificación de los aceros TWIP.

1.2.3.1. Segregación.

El fenómeno por el cual un enriquecimiento local en solutos (adiciones controladas o impurezas) ocurre en un material se denomina segregación; es el resultado de una redistribución de los solutos entre los cristales y ciertos sitios con fallas, como dislocaciones, superficies, interfaces, durante un tratamiento térmico o termo-mecánico. La segregación modifica fuertemente el comportamiento de los límites de grano; el contenido de soluto en los límites puede ser muy alto a pesar de que los elementos se encuentran en una cantidad muy pequeña en los cristales. Desde un punto de vista histórico, el fenómeno de segregación ha sido revelado y estudiado en correlación con sus notables efectos sobre las propiedades y procesos metalúrgicos. La segregación puede conducir a una transición de formación de una película líquida a través de los límites de grano de bajo punto de fusión, así como cambios de algunos parámetros geométricos bajo el efecto de un soluto que indica una transformación de fase en los límites de los granos [37]. La segregación de un elemento de aleación se relaciona con el coeficiente de segregación en equilibrio k_0 , el cual se define como la razón entre la concentración de soluto en el sólido C_S y la concentración de soluto en el líquido C_L en la interfase $S-L$ en equilibrio [24]. Particularmente, en el caso de los aceros TWIP con altos contenidos de elementos aleantes tales como Mn, Al, Si y C se produce alto grado de segregación, donde el sólido rechaza Mn y C del líquido durante la solidificación de estos aceros, en otras palabras los límites de grano dendríticos en la fase final de solidificación se enriquecen de Mn y C [38], congruente con los valores de los coeficientes de equilibrio (K) para la segregación del Mn y C que son aproximadamente 0.75 y 0.28 [39], mientras que el Al y Si segrega en áreas dendríticas [5].

1.2.3.2. Velocidad de solidificación.

La velocidad de solidificación es controlada por la interacción del volumen de líquido que se va a solidificar, el sobreenfriamiento en fusión y la transferencia de calor externa a un sustrato frío. Los enfriamientos rápidos de una masa fundida a menudo hace que la fase líquida se enfríe por debajo del punto de fusión [40]. Este tema es importante no solo en la fabricación del acero TWIP, sino también en los temas relacionados a los procesos de soldadura por fusión. En general la solidificación unidimensional suele ser más sencilla de tratar que la transferencia de calor

bidimensional, el cual suele ocurrir dependiendo principalmente de las características geométricas de las piezas a fundir o a soldar. Por lo cual se debe tener en cuenta la no linealidad de la transferencia de calor, debido al calor de fusión, la complejidad geométrica de las piezas de trabajo, las disparidades en las propiedades térmicas entre el metal y el molde en el caso de procesos de fundición y/o placas de respaldo en caso de los procesos de soldadura [40]. En el caso particular de los aceros TWIP las diferencias entre los coeficientes de partición de los elementos en la interface sólido-líquido (S-L) produce heterogeneidades químicas llamadas segregación en escala micro y macroscópica. Algunos de los elementos son particionados preferentemente hacia el primer sólido y otros hacia el líquido residual, produciendo heterogeneidades en las propiedades físicas, químicas y mecánicas de los aceros TWIP solidificados. La estructura de colada de estos aceros consiste principalmente de cristales dendríticos columnares y equiaxiales. Los cristales resultantes dependen de la concentración de los elementos aleantes y del líquido sub-enfriado en la interface del frente de solidificación [24, 41].

1.2.3.3. Acondicionamiento microestructural del acero TWIP.

La fabricación de materiales metálicos generalmente se constituye de diferentes etapas de procesamiento, pasando por diferentes estados de acabado hasta lograr el producto final, donde se debe tener en cuenta cambios en las propiedades, cambios de geometría o la apariencia del producto final deseado. El logro de las propiedades y dimensiones específicas del producto final requiere una optimización cuidadosa de la composición química y los parámetros de procesamiento teniendo en cuenta el equipo de fabricación, sus capacidades y configuración [42]. Considerando que el acero TWIP es un material que aún se encuentra en desarrollo, la etapa de procesamiento constituye un reto adicional, teniendo como prioridad la estabilidad de la fase austenítica que permita el mecanismo de deformación por maclaje. Sin embargo, otros aspectos deben ser considerados durante el procesamiento de los aceros TWIP, como el tipo de microestructura resultante. La inestabilidad del frente de solidificación durante los procesos de fundición y/o procesos de soldadura en los aceros TWIP conduce a un mecanismo de solidificación dendrítico como resultado del fenómeno de segregación. En algunos de los casos, la variación de la composición química es tan grave que puede llegar a generar la solidificación de una segunda fase en las regiones interdendríticas [40]. En los aceros TWIP, el tratamiento

térmico de homogeneización permite eliminar la segregación de los elementos de aleación y microaleación, principalmente la del Mn. La homogeneización exige una temperatura alta ($>1100^{\circ}\text{C}$) y una permanencia muy larga seguida de un enfriamiento lo más lento posible. Durante este recocido es inevitable el crecimiento del grano austenítico [8, 24]. En general, los materiales de grano fino muestran mejor tenacidad o resistencia al impacto, además, son más duros y fuertes que los materiales de grano grueso [43]. Es por ello, que en los aceros TWIP posterior a la etapa de colada y/o homogeneizado, se llevan a cabo procesos de deformación plástica. Esta etapa permite el dimensionamiento de las piezas de trabajo ya sea mediante trabajado en frío o en caliente, además, genera las condiciones energéticas necesarias para modificar la morfología y el tamaño del grano austenítico ya sea mediante recristalización dinámica y/o estática. Por otro lado, las altas temperaturas utilizadas en el acondicionamiento microestructural y el alto contenido de elementos aleantes como; Mn, Al y C y elementos microaleantes como el Ti en el acero TWIP, favorecen la formación de segundas fases. El tratamiento térmico de solubilizado es una alternativa eficiente para la disolución de estas segundas fases, teniendo en cuenta, que en cualquier aleación tratable térmicamente, cuanto mayor sea la cantidad de elementos endurecedores puestos en solución sólida, mayor será la potencialidad de la aleación para el endurecimiento [44].

1.2.4. Efecto de segundas fases sobre la microestructura austenítica en los aceros TWIP.

La premisa de adiciones de elementos microaleantes sobre la composición química de los aceros TWIP, surge de la capacidad de estos elementos para generar un afino de grano y endurecimiento del material, sin necesidad de añadir grandes cantidades de elementos aleantes, y por lo tanto, sin un elevado costo adicional [45]. Los elementos de aleación considerados tradicionalmente como microaleantes son el Nb, V y Ti. Dentro de estos elementos microaleantes también se incluye el Al puesto que el AlN fue el primer precipitado considerado en el control del tamaño de grano [45]. La adición de los elementos microaleantes se genera en pequeñas cantidades, usualmente menos del 0.20% y causan una remarcada o específica influencia en las propiedades y microestructura, mediante solución sólida y/o la formación de fases precipitadas de carburos, nitruros y/o carbonitruros [46]. Para lo cual, se deben tener en cuenta dos factores principales: (i) la sobresaturación, y (ii) difusividad de estos elementos a través de la matriz autenítica de los aceros TWIP [24]. La Figura 1.6 muestra un diagrama

predictivo de compuestos precipitados en una composición química de acero TWIP Fe-20Mn-1.5Al-1.5Si-0.4C microaleados por separado con B, Nb, V y Ti.

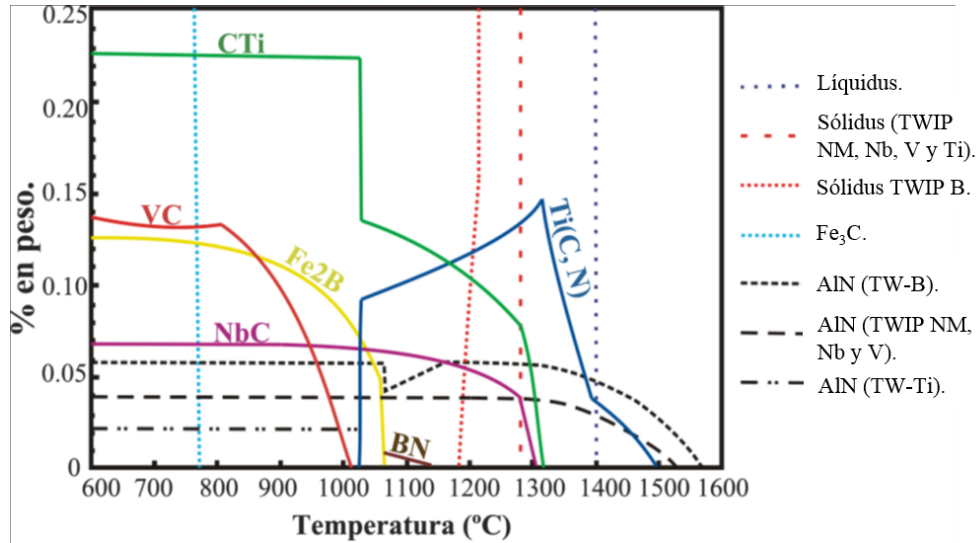


Figura 1.6. Diagramas predictivos de compuestos precipitados para aceros TWIP (Fe-0.4C-20Mn-1.5Al-1.5Si) microaleados con B, Nb, V y Ti [24].

Este diagrama fue desarrollado por Reyes-Calderón et al. [24], en el cual se incluyen las condiciones termodinámicas y % en peso de la formación de compuestos precipitados correspondientes a VC, TiC, NbC, Ti(C, N), BN y Fe₂B. Adicionalmente, ellos llevaron a cabo la caracterización de estas partículas precipitadas, logrando determinar la morfología, tamaño aproximado, presencia y localización preferencial, como se puede observar en la Tabla I.1 [24]. Estas características de las fases precipitadas determinará la influencia que estas tendrán sobre las propiedades mecánicas en los aceros TWIP. Sobre este hecho, se considera que en el acero TWIP en condición de colada con microestructura dendrítica, diversas partículas se localizan en las zonas inter-dendríticas, las cuales pueden actuar como sitios de recristalización y anclar los límites de grano, previniendo el crecimiento durante el recalentamiento o el tratamiento termomecánico [24] a los cuales llegan a ser sometidos los aceros TWIP durante su acondicionamiento microestructural.

Tabla I.1. Precipitados detectados en los aceros TWIP y su característica [24].

Precipitado.	Morfología.	Tamaño aproximado.	Presencia.	Localización.
AIN	Cubica. Poliédrica.	400 nm – 3 μ m	Abundante.	Matriz y límite de grano.
BC, B ₄ C, ó BN	Poliédrica.	0.5 μ m – 1 μ m	Moderada.	Matriz.
NbC	Poliédrica. Vermicular. Redonda.	0.2 μ m – 6 μ m	Moderada.	Matriz.
VC	Redonda.	100 nm – 200 nm	Escasa.	Matriz.
TiC	Ovalados. Poliédrica.	0.5 μ m – 3 μ m	Abundante.	Matriz y límite de grano.
Ti(C, N)	Poliédrica. Cubica. Redonda.	1 μ m – 3 μ m	Abundante.	Matriz y límite de grano.

1.2.5. Efecto del Ti como elemento microaleante en los aceros TWIP.

Los estudios realizados sobre el efecto del Ti como elemento microaleante en los aceros TWIP siguen siendo relativamente escasos, sin embargo, se ha determinado que pequeñas adiciones de este elemento en la composición química de los aceros TWIP genera mayor refinamiento de grano austenítico comparado con adiciones de Nb, V o B [5, 24]. Además, se ha determinado que bajo condiciones de trabajado en frío adiciones menores al 0.1% en peso el Ti genera mayor endurecimiento por solución sólida, seguido del V y posteriormente el Nb. En adiciones superiores al 0.1% en peso se genera saturación de Ti en la matriz austenítica y gran % de éste se precipita como TiC [47]. Por otro lado, los elementos presentes en los aceros TWIP como el Al, Ti e incluso el N, ayudan al retardo del mecanismo de recuperación dinámica, la recristalización dinámica y recristalización estática. El Ti como elemento microaleante poseen una fuerte tendencia a formar precipitados estables de carburos y nitruros. Adicionalmente, el Ti restablece la ductilidad, lo cual puede deberse a la precipitación preferencial de TiN,

previniendo la formación del AlN. El TiN precipita uniformemente en la austenita y es menos perjudicial para la ductilidad que el AlN que nuclea en los límites de grano de la austenita. Esta mejora puede estar relacionada con el refinamiento de grano austenítico producido por las partículas de TiN [24].

1.3. Mecanismos de deformación y endurecimiento en los aceros TWIP.

1.3.1. Energía de falla de apilamiento (EFA).

La EFA denotada por el término γ_{EFA} (mJ/m^2), es una de las características principales en los aceros TWIP, ya que juega un papel esencial en la aparición del efecto TWIP. La falla de apilamiento es considerada un defecto planar, ya que son discontinuidades en el orden del apilamiento de los planos compactos. Este tipo de defecto tiene una energía característica por unidad de área llamada EFA. En un cristal perfecto, el arreglo fijo y repetido de los átomos tiene el nivel de energía más bajo posible dentro del cristal. Cualquier imperfección en la red eleva la energía interna en el lugar donde se localiza el defecto [24]. Es bien conocido, que la temperatura y composición son los factores principales para controlar la EFA, y en el caso de los aceros TWIP la EFA se debe encontrar en un rango específico para que se generen las maclas por deformación [25]. Se ha reportado que valores inferiores a $\leq 20 \text{ mJ}/\text{m}^2$ se relacionan con una transformación parcial inducida por esfuerzo asistido en la transformación de la estructura γ en martensita α' o ϵ (HCP), valores entre 20 y 45 mJ/m^2 se asocian con un maclaje intenso durante la deformación, y valores $\geq 45 \text{ mJ}/\text{m}^2$ favorece el mecanismo de deformación por deslizamiento de dislocaciones (Figura 1.7) [48]. En general, el diseño de la composición química de los aceros TWIP busca la estabilidad de la fase austenítica a temperatura ambiente, que presenten el mecanismo de deformación por maclaje. En diferentes estudios se han reportado sobre el valor de EFA para diferentes composiciones; Yakubtsov et al. [49] reportaron que una aleación de Fe-22Mn presenta aproximadamente 30 mJ/m^2 . Las adiciones de carbono de menos de 1% en masa reducen el EFA a aproximadamente 22 mJ/m^2 . A mayores contenidos de carbono, se informa que la EFA aumenta. Por otro lado, en el trabajo De Cooman et al. [25] reportan un acero TWIP Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, el cual presenta una EFA de $30 \pm 10 \text{ mJ}/\text{m}^2$.

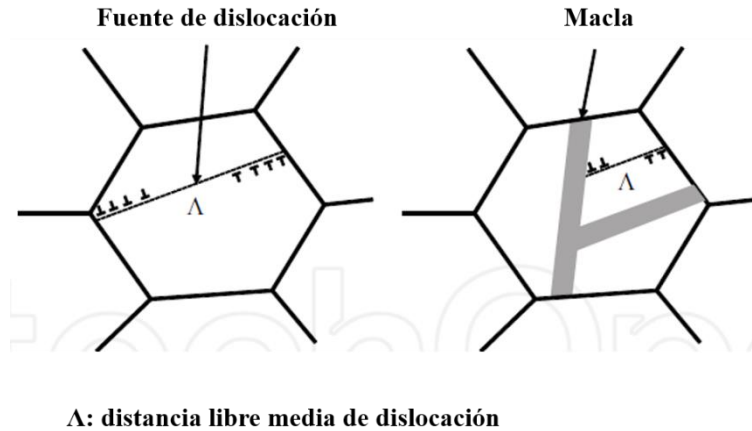


Figura 1.8. Ilustración del “efecto dinámico Hall-Petch” en los aceros TWIP [25].

La alta tasa de endurecimiento por deformación asociada con el fenómeno de maclaje por deformación permite la combinación de mayores resistencias y mayores elongaciones uniformes. Sin embargo, la nucleación de maclas en los aceros TWIP no parece ser un proceso homogéneo. En cambio, la etapa de nucleación en las maclas de deformación está estrechamente relacionada con la actividad de dislocaciones previas, ya que el proceso siempre ocurre después de una cierta cantidad de generación de dislocaciones y de las interacciones de dislocación-dislocación en diferentes sistemas de deslizamiento [25]. La deformación por maclado involucra un esfuerzo cortante de una magnitud específica, con lo cual se reorienta una parte de la red cristalina con respecto a la restante [50], de tal manera que estas dos regiones del cristal forman una imagen especular en el plano del borde de macla debido a que los átomos se desplazan de su posición natural. La macla es el plano que separa las dos partes desorientadas del grano (Figura 1.9) [46]. Por otro lado, Se considera que las maclas son de gran importancia en fenómenos de recristalización, ya que las interacciones de las maclas pueden ser posiciones preferentes para la nucleación de nuevos granos durante las etapas de recocido [24].

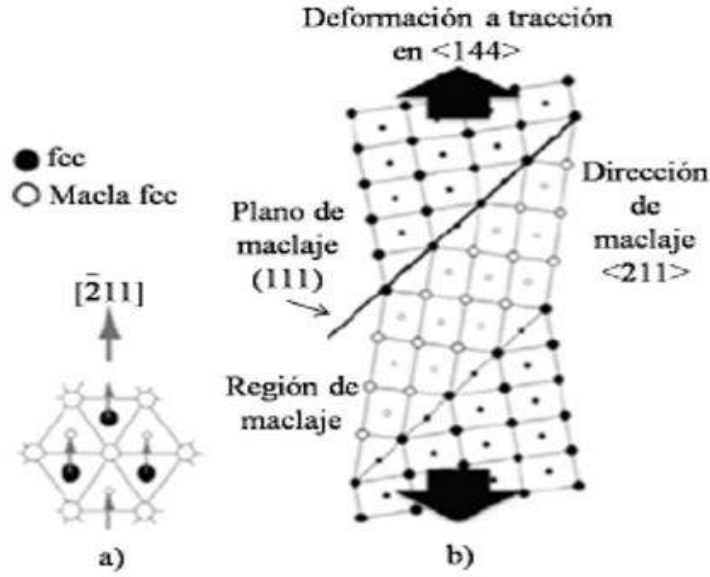


Figura 1.9. Movimientos atómicos en la deformación por maclado en estructuras FCC: a) Vista desde el plano (111) y b) Vista desde el plano (011) [51].

1.3.3. Endurecimiento por solución sólida.

En las soluciones sólidas la presencia de átomos de soluto por lo general crean distorsiones elásticas en la red de átomos del disolvente debido a la diferencia de tamaños entre ellos. Estos campos de deformación interactúan con las dislocaciones, de manera que mutuamente se ejercen fuerzas entre dislocaciones y átomos de soluto. Las interacciones tienden a aumentar la energía del sistema, por lo que se incrementa la tensión requerida para seguir moviendo la dislocación fuera del campo de deformación generado por el átomo de soluto. Esta reducción en la movilidad de las dislocaciones y el consecuente incremento de la tensión es lo que provoca el endurecimiento del material [46]. Por otro lado, los elementos en solución sólida pueden estar en forma sustitucional o intersticial. Se conoce que los elementos intersticiales por excelencia en los aceros, son el carbono y el nitrógeno que pueden ocupar estos lugares debido al pequeño tamaño de sus átomos (radio atómico del C=0.914 Å y radio atómico del N=0.92 Å). Los elementos presentes por sustitución producen una distorsión simétrica de la red que tiene un cierto efecto endurecedor pero no excesivo. Sin embargo, los elementos presentes en forma

intersticial generan una distorsión asimétrica que es mucho más efectiva en su acción sobre las dislocaciones, del orden de 10 a 100 veces mayor que los elementos sustitucionales [45].

1.3.4. Endurecimiento por precipitación.

El endurecimiento por precipitación se produce por la restricción del movimiento de las dislocaciones, por lo que el grado de endurecimiento estará influenciado por factores como el tamaño y forma de la partícula, la distancia entre ellas, la naturaleza de la intercara partícula-matriz y la dureza de dichas partículas [46]. Las partículas de segunda fase dispersadas en la matriz del material pueden contribuir notablemente al endurecimiento, incluso si su fracción volumétrica es baja [52]. Usualmente cuando las partículas se producen a partir de la descomposición de una solución sólida supersaturada, poseen una intercara que inicialmente es coherente con la matriz y a medida que las partículas van creciendo éstas van perdiendo la coherencia con la matriz y la intercara se vuelve incoherente [53]. Cuando las partículas son pequeñas y coherentes con la matriz tienden a ser cizalladas por las dislocaciones, elevando así la tensión necesaria para mover las dislocaciones. En cambio, cuando las partículas son más grandes y no coherentes con la matriz, se convierten en barreras impenetrables, que las dislocaciones sólo pueden contornear con cambios considerables en su curvatura, incrementándose aún más con este mecanismo la tensión necesaria para mover a las dislocaciones. Sin embargo, esto no implica que partículas más grandes invariablemente conduzcan a un mayor endurecimiento, ya que para una fracción en volumen constante de partículas, el crecimiento de las mismas conduce a un aumento de la distancia interplanar [46]. El endurecimiento por partículas de segundas fases (precipitados de Nb, Ti y/o V) es uno de los mecanismos ampliamente utilizado en los aceros microaleados. Además de mejorar la resistencia en estos materiales mediante el uso de elementos microaleantes, se pueden obtener otros efectos, como producir un afinado del tamaño de grano y disminuir la tenacidad del acero. Sin embargo, con el fin de entender estos efectos, es necesario comprender los factores que contralanzan la disolución de los carburos y nitruros que puedan formar los distintos elementos presentes en el material, así como su cinética de precipitación [45].

1.3.5. Efecto del tamaño de grano.

Los límites de grano representan un obstáculo muy efectivo al movimiento de las dislocaciones, ya que al ser una zona de desajuste atómico que acomoda las diferencias de orientación cristalográfica entre granos adyacentes, se interrumpen los planos de deslizamiento. De esta forma, durante la deformación las dislocaciones se detienen al llegar al límite de grano, acumulándose e incrementando la tensión necesaria para continuar con la deformación [46]. De ahí la importancia que representa el tamaño de grano para los diferentes materiales. En este sentido, se han obtenido relaciones de proporcionalidad entre el límite elástico de un material y su tamaño de grano. De estas relaciones la más conocida y empleada es la de Hall-Petch, válida para un amplio rango de materiales y de tamaños de grano. Físicamente la relación de Hall-Petch ha sido interpretada considerando que las dislocaciones se apilan al llegar a un límite de grano hasta crear una concentración de tensiones lo suficientemente alta como para provocar la emisión de dislocaciones al otro lado del límite de grano [46]. Sobre este tema, Cuevas et al. [54] desarrollaron una ecuación empírica para el análisis de propiedades mecánicas en acero TWIP, sometido a ensayos de tracción basándose en el modelo de Hall-Petch (ecuación 1.3).

$$\sigma_{\epsilon} = (\sigma_{\epsilon})_o + (K_{HP})_{\epsilon} D^{-1/2} \quad (1.3)$$

Donde σ_{ϵ} es el esfuerzo de fluencia, $(\sigma_{\epsilon})_o$ es el esfuerzo de fluencia para un tamaño de grano extrapolado a infinito, $(K_{HP})_{\epsilon}$ es un factor empírico dependiente de la deformación denominado pendiente de Hall-Petch y $D^{-1/2}$ representa la inversa de la raíz cuadrada del tamaño de grano. Las relaciones del σ_{ϵ} respecto a $D^{-1/2}$ que ellos obtuvieron de acuerdo a sus resultados se muestran en la Figura 1.10. Por lo tanto, el afino del tamaño de grano permite la obtención de mayores grados de endurecimiento, además, se considera que es el único mecanismo que permite mejorar las propiedades de tenacidad y resistencia de forma simultánea [55]. Ahora, considerando que la generación de maclas de deformación genera un mayor afino de grano en los aceros TWIP, esto podría explicar su excelente combinación de propiedades mecánicas (resistencia-ductilidad).

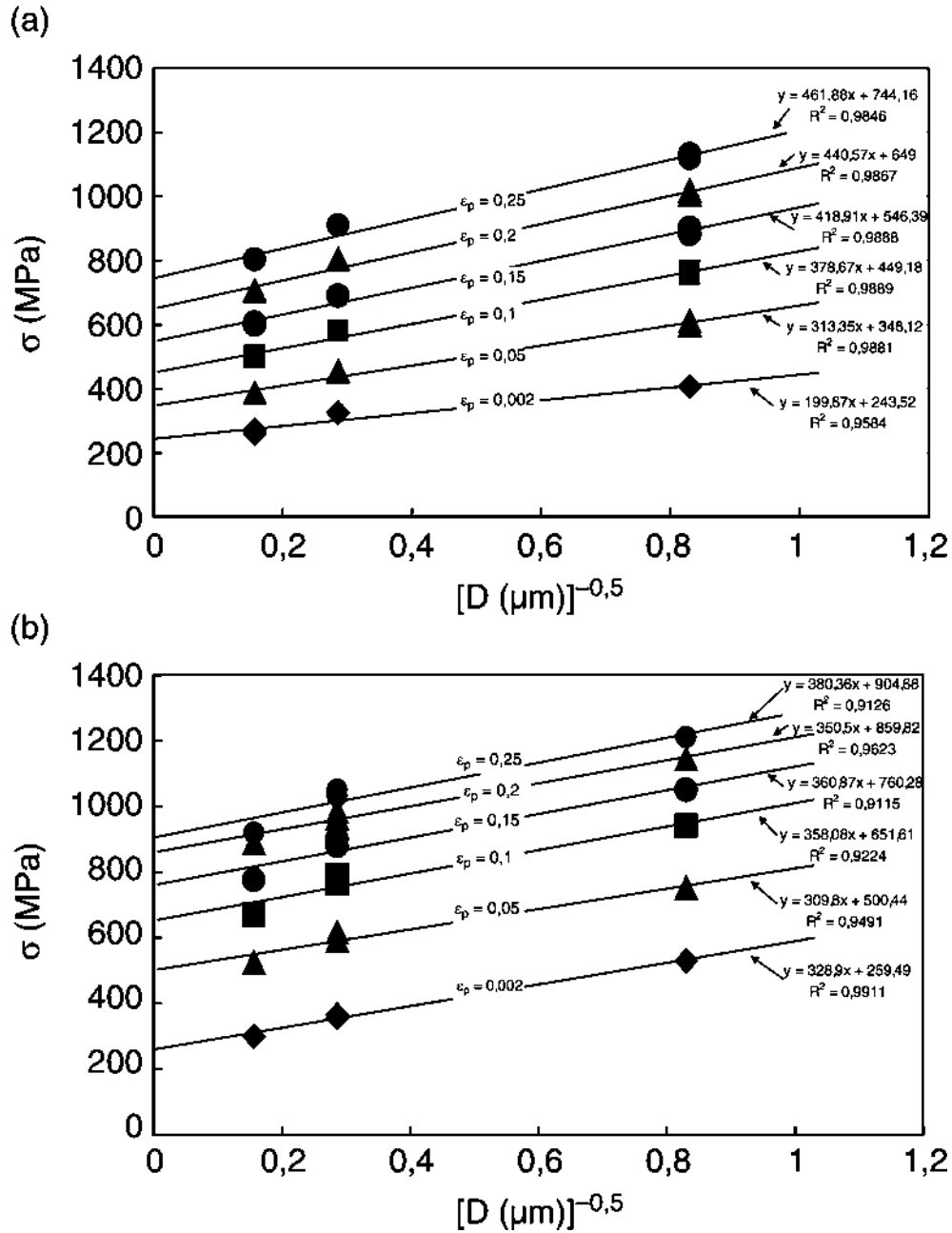


Figura 1.10. Relación de Hall-Petch para la velocidad de deformación de: a) 9.4 s^{-1} ; b) 265 s^{-1} . Tensión verdadera de fluencia plástica frente a la inversa de la raíz cuadrada del tamaño de grano. Ensayos de tracción a temperatura ambiente. Ensayos duplicados: a) para tamaños de grano de $1,5 \pm 0,02 \mu\text{m}$ y $40,7 \pm 0,80 \mu\text{m}$; b) para tamaño de grano de $12,2 \pm 0,28 \mu\text{m}$. Acero TWIP de composición 22% Mn, 0,6% C [54].

1.4. Proceso de soldadura GTAW.

1.4.1. Descripción del proceso GTAW.

El proceso GTAW- Gas Tungsten Arc Welding (también conocido como TIG- Tungsten Inert Gas) es un proceso de soldadura por arco eléctrico, que se establece entre un electrodo de tungsteno (el cual puede ser puro o aleado con Th o Zr) y la pieza a soldar, bajo la protección de un gas inerte que evita el contacto del aire con el baño de fusión y con el electrodo, que se encuentran a alta temperatura [56]. La Figura 1.11 muestra esquemáticamente el proceso de soldadura GTAW.

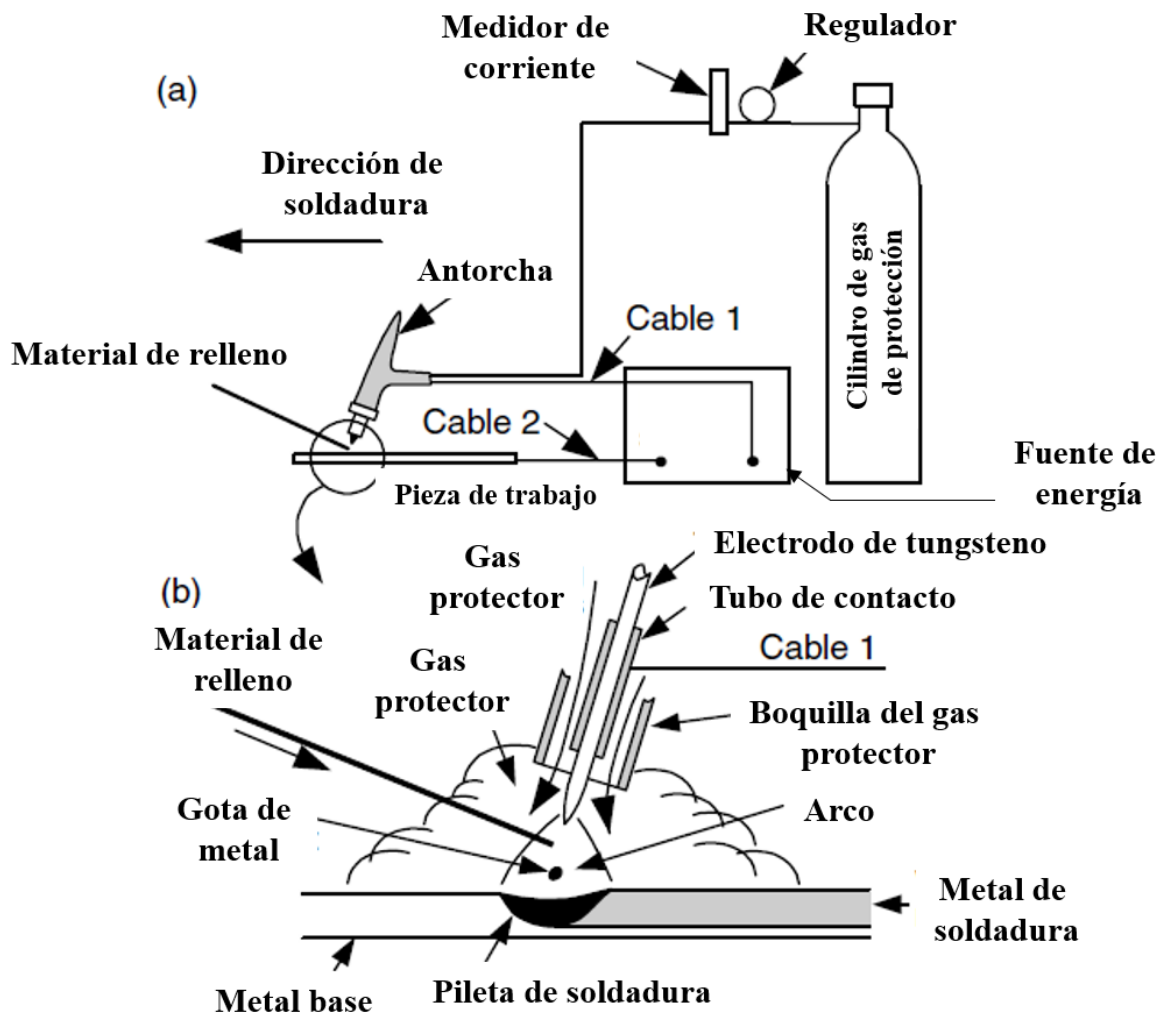


Figura 1.11. Soldadura por arco de gas-tungsteno: (a) proceso general; (b) área de soldadura ampliada [58].

La antorcha utilizada para sujetar el electrodo de tungsteno, utiliza una boquilla de cerámica que hace fluir concéntricamente el gas protector [5]. Esta antorcha debe ser conectada a un cilindro de gas protector, así como a una terminal de la fuente de la energía (cable 1), como se puede observar en la Figura 1.11a. El electrodo de tungsteno generalmente está en contacto con un tubo de cobre llamado tubo de contacto, el cual implementa un sistema de refrigeración por agua cuando son utilizadas intensidades de corriente superiores a 200 Amps. o refrigerada con aire para intensidades menores (Figura 1.11b) [57-58]. Para realizar el cierre del circuito eléctrico, la pieza de trabajo es conectada a una de las terminales de la fuente de energía (cable 2). Por otro lado, cuando es necesario utilizar material de relleno, por ejemplo, en la unión de materiales gruesos, se puede introducir manual o automáticamente en el arco [58].

1.4.2. Ventajas de la soldadura GTAW.

El proceso de soldadura GTAW produce soldaduras de alta calidad en casi todos los metales y aleaciones. Debido a que puede ser controlado en amperajes muy bajos, es adecuado para unir secciones delgadas [59]. Otra de las ventajas, es que la velocidad de alimentación del metal de relleno es algo independiente de la corriente de soldadura, lo que permite una variación en la cantidad relativa de la fusión del metal base y la fusión del metal de relleno. Por lo tanto, el control de la dilución y la entrada de energía a la soldadura se pueden lograr sin cambiar el tamaño de la soldadura. Además, puede ser utilizada para soldar juntas a tope de láminas delgadas solo por fusión, es decir, sin la adición de metales de relleno o soldadura autógena [58]. Es un proceso de soldadura que genera poco chisporroteo, sin escoria y relativamente fácil de limpiar [59]. Se considera que es un proceso fácil de aprender que puede ser utilizado en todas las posiciones. Además, de generar un suministro de calor estable, intenso y bien dirigido que garantiza buena penetración y una zona afectada por el calor (ZAC) reducida [60]. Sin embargo, la tasa de deposición en el proceso GTAW es baja. Las corrientes de soldadura excesivas pueden provocar la fusión del electrodo de tungsteno y puede provocar inclusiones de tungsteno en el metal de soldadura [58].

1.4.3. Aplicación de la soldadura GTAW.

La aplicación industrial del proceso de soldadura GTAW es extensa, puede ser utilizado en todos los metales ligeros tales como Al, Mg y aleaciones. Aceros inoxidables (Cr, Ni, y aleaciones).

Cu y sus aleaciones. Pb, Ag, Au, aceros al C, metales diferentes entre sí, etc [61]. Aunque se considera que puede ser aplicado casi a cualquier tipo de metal, es especialmente apto para unir metales de espesores delgados, desde 0.5 mm, debido al control preciso del calor del arco y la facilidad de aplicación con o sin metal de aporte. Se puede utilizar también, para aplicaciones de recubrimientos duros de superficie y para realizar cordones de raíz en tuberías de acero al carbono [57].

1.4.4. Parámetros del proceso de soldadura.

1.4.4.1. Aporte térmico.

Las características de la transferencia de energía térmica desde el arco de soldadura a la pieza de trabajo y dentro de la propia pieza de trabajo determinan la temperatura máxima, el tamaño y forma de la zona de fusión (ZF) y zona afectada por el calor (ZAC), así como las velocidades de enfriamiento [62]. Además, es bien conocido que el aporte térmico es el responsable de los cambios microestructurales y cambios en las propiedades de la junta soldada. Por ello, la importancia de conocer la magnitud del aporte térmico efectivo que entra a la pieza de trabajo, el cual pueda ser relacionado con los diferentes fenómenos metalúrgicos que se experimenten por la soldadura. Para ello, se deben considerar tres factores principales: (1) la magnitud de la tasa de energía de entrada (es decir; el producto de la eficiencia y la energía por unidad de tiempo producida por la fuente de energía, generalmente expresada en watts), (2) la distribución del aporte térmico y (3) la velocidad de desplazamiento de la fuente de calor [62]. Tomando en cuenta estas consideración, el cálculo del aporte térmico puede ser realizado mediante la ecuación 1.4, donde Q es el aporte térmico (kJ/mm), V la tensión de voltaje (V), I la intensidad de corriente (A), v la velocidad de desplazamiento de la fuente de calor (mm/s) y f la eficiencia del arco [58].

$$Q = \frac{VI}{v} f \quad (1.4)$$

A partir de la ecuación 1.4 se puede observar que los parámetros de soldadura que determinan la magnitud del aporte térmico son la intensidad de corriente (I), voltaje (V) y la velocidad de desplazamiento de la fuente de calor (v).

1.4.4.1.1. Intensidad de corriente.

La corriente de soldadura o corriente eléctrica tiene como finalidad el establecimiento del arco eléctrico, mediante el movimiento de electrones que se desplazan entre la fuente de energía y la unión a soldar. Es bien sabido sobre la importancia de la intensidad de corriente como parámetro del proceso de soldadura, es por ello, que la aplicación adecuada de este y los otros parámetros de soldadura es de gran importancia para generar buenas uniones de soldadura. La literatura especializada en el tema, ha establecido criterios de selección de estos parámetros en función de las características del material a soldar y del tamaño de la soldadura (ancho y profundidad del cordón) principalmente [57-58]. La Tabla I.2 muestra rangos de intensidad de corriente sugeridos en la soldadura de láminas, en función del espesor y del diámetro del electrodo [63].

Tabla I.2. Sugerencias de la intensidad de corriente aplicada en la soldadura de láminas, en función del espesor y diámetro del electrodo [63].

Calibre de las laminas (USA)	Espesor en mm	Diámetro del electrodo	Amperaje sugerido previo ensayo
11	3.03	1/8"	90-100
12	2.65	1/8"	80-100
13	2.30	3/32"	45-65
14	1.89	3/32"	25-45
16	1.51	1/16"	20-30

Por otro lado, la intensidad de flujo del gas de protección también se relaciona con la intensidad de corriente, el espesor de la pieza de trabajo y el diámetro del electrodo. La Tabla I.3 muestra un ejemplo de lo antes mencionado.

Tabla I.3. Rangos de intensidad de corriente eléctrica en soldadura de placas de acero al carbón y acero inoxidable [64].

Condiciones de operación con CDEN y argón en placas de acero al carbono			
Espesor de placa (mm)	Corriente de soldadura (A)	Diámetro del electrodo (mm)	Flujo de gas (m ³ /min)
	Posición plana		
4.76	100-140	2.38	0.339-0.509
6.35	130-175	2.38	0.396-0.509
Condiciones de operación con CDEN y argón en placas de acero inoxidable			
Espesor de placa (mm)	Corriente de soldadura (A)	Diámetro del electrodo (mm)	Flujo de gas (m ³ /min)
	Posición plana		
4.76	200-275	2.38, 3.175	0.368
6.35	275-375	3.175	0.368

Es importante resaltar que los datos mostrados en la Tabla I.3, fueron generados para soldaduras de placas de acero al carbón y acero inoxidable, en posición plana y mediante polaridad directa [64]. Algunos de los efectos originados por la selección de intensidad de corriente inadecuada corresponden a: dificultad para mantener la estabilidad del arco, abultamiento del material en la zona de fusión y mala penetración, en el caso del uso de amperaje insuficiente. En situaciones cuando el amperaje es excesivo, se generan cordones de soldadura chatos y con porosidades, produce recalentamiento del electrodo y mucha salpicadura [63].

1.4.4.1.2. Tensión de voltaje.

La tensión de voltaje controla la longitud del arco de soldadura, conociendo la “longitud del arco” como la distancia entre el electrodo y la pieza de trabajo. Como es bien sabido a mayor longitud de arco mayor voltaje y a menor longitud de arco menor voltaje, por lo tanto es de esperar que el incremento del voltaje aumente el tamaño del cordón de soldadura, sin embargo con flujo de gas y corriente constante, el voltaje depende directamente de la longitud de arco [65]. Existen diferentes criterios que permiten establecer si la longitud del arco utilizada es adecuada o no, por ejemplo; una longitud adecuada del arco se determinaría por la forma del cordón y por el comportamiento del arco. En el caso de una longitud del arco corta, se producen cordones con sopladuras e inclusiones de escoria, de poca penetración, gruesos e irregulares. El

arco se interrumpe y el electrodo muestra tendencia a pegarse al metal base. Cuando la longitud del arco es muy grande trae como consecuencia un apreciable aumento de salpicaduras, la penetración es insuficiente, el cordón presenta sobre montas y es de un ancho indeseable. Además en muchos casos el cordón resulta poroso [63]. Otro de los factores que determinan el comportamiento del arco eléctrico, es el ángulo de la punta del electrodo de tungsteno. La forma de la punta del electrodo afecta tanto a la forma como a la distribución de la densidad de potencia del arco. A medida que la punta del electrodo se vuelve más fina, el diámetro del arco disminuye y la distribución de la densidad de potencia aumenta, como se ilustra en la Figura 1.12 [58]. Glickstein [66], determinó que el arco se estrecha más a medida que aumenta el ángulo de la punta cónica del electrodo de tungsteno.

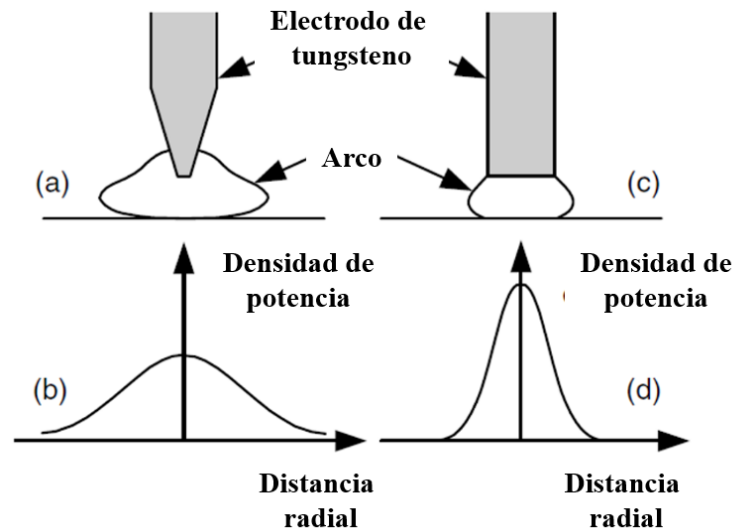


Figura 1.12. Efecto del ángulo de la punta del electrodo en la distribución de la forma y la densidad de potencia del arco de gas-tungsteno [58].

1.4.4.1.3. *Velocidad de avance.*

La velocidad de avance, corresponde a la velocidad a la cual el arco eléctrico se desplaza a través de la unión. Una lenta o excesiva velocidad de avance produce defectos en la soldadura, razón para buscar una velocidad de avance apropiada que produzca buenas uniones soldadas. Sin embargo, deben conocerse los criterios para identificar cuando la velocidad de avance no es

adecuada. En el caso de velocidades lentas, se producen abultamientos del metal de deposición, desbordándose sobre la plancha. Además, puede ser causa de incrustaciones de escoria en la unión soldada. Por otro lado, cuando la velocidad es excesiva, se producen cordones delgados, de aspecto fibroso, con poca penetración, deficiente fusión del metal y muchas porosidades [63].

1.4.4.2. Polaridad.

En el proceso de soldadura GTAW se pueden implementar tres tipos de polaridad, los cuales se describen a continuación;

- i.* **Corriente directa electrodo negativo (CDEN):** también conocida como polaridad directa, es el tipo de polaridad más común en el proceso de soldadura GTAW. En este caso, el electrodo es conectado en la terminal negativa de la fuente de poder, como se puede observar en la Figura 1.13a. Los electrones se emiten desde el electrodo de tungsteno y se aceleran mientras viajan a través del arco. Por eso, en GTAW con CDEN la mayor cantidad de potencia (aproximadamente dos tercios) se encuentra en el extremo de trabajo del arco y menos (aproximadamente un tercio) en el extremo del electrodo. En consecuencia, se produce una soldadura relativamente estrecha y profunda [58].

- ii.* **Corriente directa electrodo positivo (CDEP):** También conocida como polaridad inversa. En este caso, el electrodo es conectado a la terminal positiva de la fuente de poder, como se observa en la Figura 1.13b. El efecto de calentamiento de los electrones se encuentra ahora en el electrodo de tungsteno en lugar de en la pieza de trabajo. En consecuencia, se produce una soldadura superficial. Además, se deben utilizar electrodos refrigerados por agua de gran diámetro para evitar que la punta del electrodo se derrita. Los iones positivos del gas de protección bombardean la pieza de trabajo, eliminando las películas de óxido y produciendo una superficie de soldadura limpia. Por lo tanto, la CDEP se puede usar para soldar láminas delgadas de materiales fuertes formadores de óxido como el Al y el Mg, donde no se requiere una penetración profunda [58].

- iii.* **Corriente alterna (CA):** En este tipo de polaridad, el calor se distribuye entre el metal base y la punta del electrodo de tungsteno, obteniendo una combinación de las ventajas

de CDEN y CDEP. Al utilizar polaridad de corriente alterna solamente el 50% del tiempo electrodo trabaja en polaridad positiva, lo cual permite que el mismo se enfríe lo suficiente evitando su deterioro, y además se cumple con el objetivo de limpieza durante el semiciclo negativo [67]. Se puede obtener una acción de limpieza de óxido y penetración razonablemente buena, como se ilustra en la Figura 1.13c. Esto se usa a menudo para soldar aleaciones de Al [58].

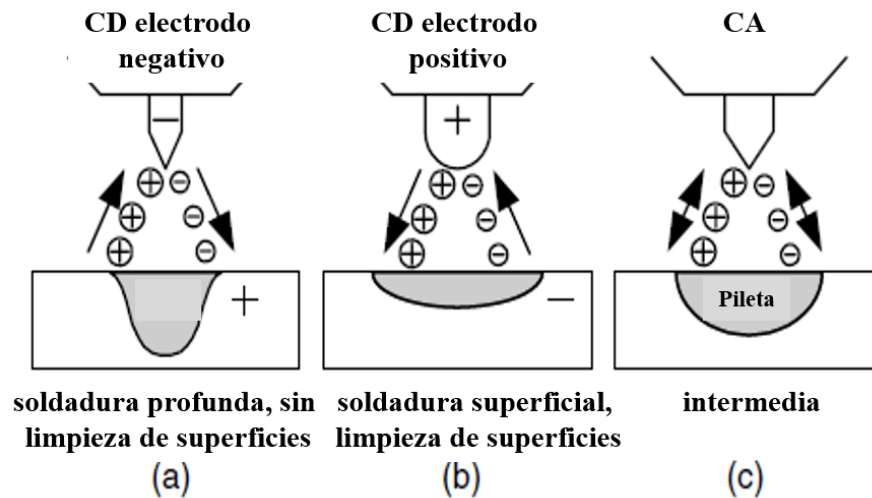


Figura 1.13. Tipos de polaridad en el proceso de soldadura GTAW [58].

1.4.4.3. Diseño de la junta.

El diseño de junta identifica, “geometría y la configuración de la junta”. Identificando la geometría de la junta como, “la forma y dimensión de la junta vista en sección transversal antes de ser soldada”. Existen cinco configuraciones de junta básicas usadas en soldadura de metales: a tope, en L, en T, solapada y en borde, como se ilustra en la Figura 1.14. Un número de diferentes tipos de soldadura puede ser aplicado a cada tipo de junta dependiendo del diseño de la junta, por ejemplo, soldadura con bisel, soldadura de filete, soldadura por costura, soldadura de respaldo, entre otras [68].

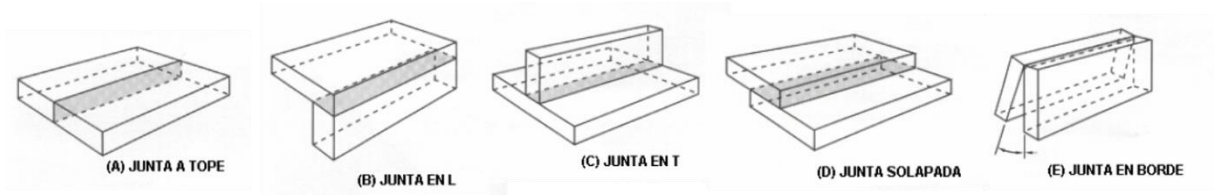


Figura 1.14. Configuraciones básicas de juntas para soldadura [68].

Con la variedad de geometrías de juntas y tipos de soldadura disponibles, el diseñador de soldadura puede elegir aquella que mejor cumpla con sus necesidades. Esta elección puede basarse en consideraciones como [68]:

- Accesibilidad a la junta para soldar.
- Tipo de proceso de soldadura empleado.
- Conveniencia para el diseño de la estructura.
- Costo de la soldadura.

Tomando como referencia la configuración de junta a tope, con soldaduras con bisel que fueron utilizadas en el presente proyecto de investigación, se hace una descripción de este tipo de soldadura. Existen ocho tipos de soldadura con bisel: bisel recto, a tope con inglete, bisel en V, bisel en 1/2 V, bisel en U, bisel en J, bisel en V ensanchado y bisel en 1/2 V ensanchado. Estos tipos de soldadura con bisel pueden ser aplicados a juntas soldadas de un solo lado o de ambos lados. Las soldaduras con bisel recto son las más económicas de usar, pero están limitadas por el espesor de los componentes. Soldaduras con bisel recto que requieran penetración completa, soldadas de un solo lado, generalmente no son usadas para materiales con espesor mayor a 1/4 de pulgada. En materiales de gran espesor, la geometría debe proveer accesibilidad para soldar, asegurando la solidez y resistencia de la soldadura, y minimizando la cantidad de metal removido. Por razones económicas, estos diseños de juntas deben ser elegidos con abertura de raíz y ángulo de bisel que requieran la mínima cantidad de metal de soldadura, pero que aún reúnan las condiciones de servicio de la soldadura. La selección de las aberturas de raíz y ángulos de bisel es influenciada por el metal a ser unido, la ubicación de la junta dentro de la soldadura, y las condiciones de servicio requeridas [68].

1.4.4.4. Gas de protección.

El propósito principal de un gas de protección es el de proteger el metal contra la contaminación de O, N e H, gases que existen en el aire. Los gases de protección, son materiales combustibles que se utilizan en algunos procesos de soldadura de arco eléctrico. Aunque en teoría puede usarse cualquiera de los gases inertes, He, Ar, Ne, Xe o Kr, los únicos de los que puede disponerse en volumen suficiente para los usos prácticos en la soldadura son el He y el Ar. Estos gases dan resultados satisfactorios de protección para los metales más reactivos, tales como el Al, el Mg, el Be, el Ta, el Ti y el Zr [69]. Los potenciales de ionización para Ar y He son 15.7 y 24.5 eV, respectivamente. Ya que es más fácil ionizar Ar que He, la iniciación del arco es más fácil y la caída de voltaje a través del arco es menor con Ar. Además, dado que el Ar es más pesado que el He, ofrece un blindaje más efectivo y una mayor resistencia que el He. Con CDEP o AC, el Ar también tiene una mayor acción de limpieza de óxido que el He. Estas ventajas y el menor costo del Ar lo hacen más atractivo para GTAW que el He. Sin embargo, debido a una mayor caída de voltaje en un arco de He que en un arco de Ar, se pueden obtener mayores entradas de potencia y una mayor sensibilidad a las variaciones en la longitud del arco con el He. El He permite la soldadura de secciones más gruesas y el uso de velocidades de soldadura más altas. Por otro lado, el Ar permite un mejor control de la longitud del arco durante el proceso de soldadura GTAW automático [58].

1.5. Metalurgia de la soldadura.

1.5.1. Ciclos térmicos en soldadura por fusión.

El flujo de calor durante la soldadura, puede afectar fuertemente las transformaciones de fase durante la soldadura y, por lo tanto, la microestructura y las propiedades resultantes de la soldadura. También es responsable de los esfuerzos residuales y la distorsión de la soldadura [58]. Es por ello, que el análisis del flujo calor a través de las piezas de trabajo durante la soldadura es muy importante, para comprender los efectos generados por el calor en la unión soldada. Los ciclos térmicos son una herramienta que permite calcular la distribución de temperatura en la pieza de trabajo durante la soldadura, como se puede observar en la Figura 1.15 [58]. De esta manera se puede obtener la temperatura pico y velocidad de enfriamiento en cualquier lugar de la pieza, las cuales, pueden ser relacionadas con diagramas de transformación

de enfriamiento continuo y diagramas de precipitación, útiles para estudiar transformaciones de fase y formación de segundas fases en soldadura y tratamientos térmicos [58].

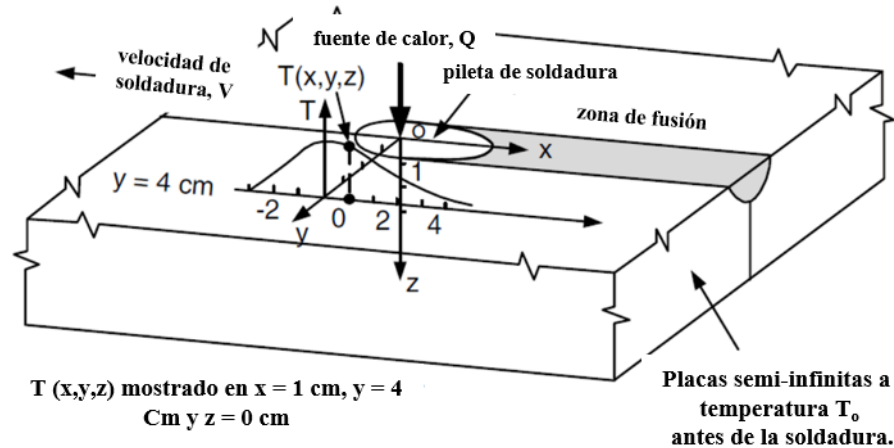


Figura 1.15. Flujo de calor durante la soldadura de piezas semi-infinitas [58].

1.5.2. Regiones de una soldadura por fusión.

El análisis de una unión soldada revela distintas regiones microestructurales, entre las cuales, se encuentra la zona de fusión (ZF), la cual se describe como la región donde se produce la fusión y la solidificación para formar la unión o soldadura. También se encuentra la zona afectada por el calor (ZAC), que aunque no se derrite, se ve afectada por el calor del proceso de la unión. Más allá de la ZAC se encuentra el metal base no afectado [70].

1.5.2.1. Zona de fusión (ZF).

La microestructura en la zona de fusión es una función de la composición y las condiciones de solidificación. Las pequeñas diferencias en la composición a menudo dan como resultado grandes variaciones en la microestructura y las propiedades. Se han definido tres tipos de zonas de fusión: autógenas, homogéneas y heterogéneas. Las clasificaciones se basan en si se utiliza o no un metal de relleno y la composición del metal de relleno con respecto al material base [70]. Las soldaduras autógenas son aquellas en las que no se agrega metal de relleno y la zona de fusión se forma por fusión y resolidificación del metal base. Estos son comunes en situaciones

donde los grosores de las secciones son mínimos y la penetración se puede lograr fácilmente mediante el proceso seleccionado. Los procesos de soldadura que están, o pueden ser, adaptados a la soldadura autógena incluyen GTAW, EBW, LBW, PAW y soldadura por resistencia. La zona de fusión es esencialmente de la misma composición que el metal base, excepto por las posibles pérdidas debidas a la evaporación o la captación de gases de la atmósfera de protección. No todos los materiales pueden unirse de forma autógena debido a problemas de soldabilidad [70].

Las soldaduras homogéneas implican el uso de un metal de relleno que se asemeja mucho a la composición del metal base. Este tipo de ZF se utiliza cuando la aplicación requiere que las propiedades del metal de relleno y la base deben coincidir estrechamente. Propiedades tales como la respuesta al tratamiento térmico o la resistencia a la corrosión son ejemplos de tales propiedades [70].

Las soldaduras heterogéneas son soldaduras por fusión hechas con material de aporte cuya composición es diferente de la del metal base. En muchas situaciones, es posible que no exista material de aporte coincidente o que las propiedades de la soldadura deseadas puedan no alcanzarse con una composición coincidente. También debe reconocerse que muchas composiciones de metales básicos pueden tener una soldabilidad inherentemente pobre y que se requiere material de aporte diferente para lograr propiedades aceptables o un rendimiento de servicio [70].

1.5.2.1.1. Modos de solidificación.

Para generar la solidificación es necesario nuclear, o formar, especies sólidas dentro de la fase líquida. Una vez que se ha formado el sólido inicial y la transformación de líquido a sólido continúa, se requiere que el calor de fusión generado por la transformación se elimine o disipe. Esto ocurre normalmente por conducción a través del sólido que se aleja del frente de solidificación. Durante la solidificación de una aleación, también es necesario redistribuir el soluto entre líquido y sólido, ya que la composición del líquido y sólido en contacto en el frente de solidificación cambia continuamente a medida que la temperatura disminuye dentro del rango de solidificación. Esta redistribución resultará en una variación local en la composición de la

estructura solidificada si el sólido no tiene tiempo para alcanzar su composición de equilibrio, que es común en la mayoría de los procesos de fundición y soldadura [70].

Los parámetros principales que describen el desarrollo de la microestructura y la redistribución de soluto durante la solidificación son; el coeficiente de partición (k), gradiente de temperatura del líquido (G_L), tasa de solidificación (R) y velocidad de enfriamiento ($G_L \cdot R$). Las diferentes formas morfológicas que puede presentar la microestructura en el metal solidificado, corresponden a múltiples modos de solidificación.

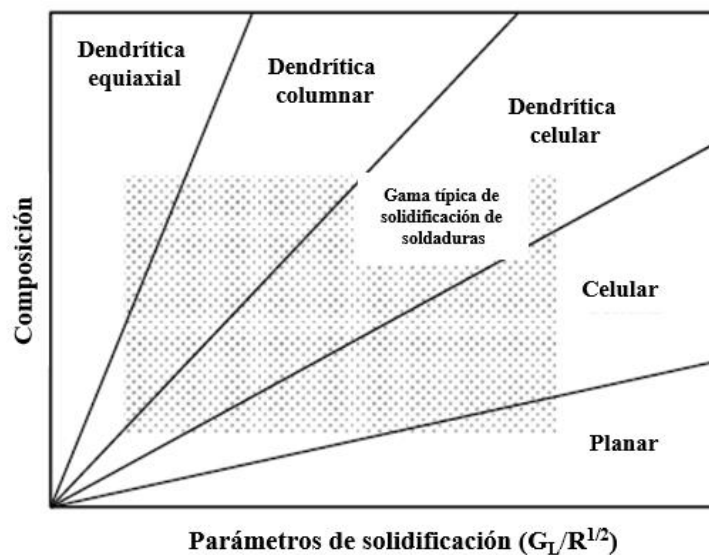


Figura 1.16. Efecto de la composición y el parámetro de solidificación en el modo de solidificación [71].

En condiciones de bajas tasas de solidificación, gradientes de temperatura abruptos, o ambos, puede ocurrir una solidificación frontal plana. En la mayoría de los casos prácticos, el frente plano se descompone en otros modos descritos por morfologías celulares o dendríticas dependiendo de las condiciones de solidificación. La mayoría de las aleaciones solidifican, ya sea en modo celular, celular dendrítico, dendrítico columnar, o una combinación de estos [70]. De acuerdo con Chalmers [71], el modo de solidificación está determinado por el grado de sobreenfriamiento constitucional, que existe en el líquido inmediatamente delante de la interface

S – L. A medida que aumenta la extensión del sobreenfriamiento, se favorecen más los modos de solidificación dendríticos. En aleaciones metálicas, la combinación del gradiente de temperatura, G_L y la tasa de solidificación, R , influye en el modo de solidificación (Figura 1.16) [70].

1.5.2.1.2. Redistribución de soluto.

La solidificación de las aleaciones requiere que el soluto se redistribuya entre líquido y sólido según lo dictado por el diagrama de fase. En sistemas de aleación donde el coeficiente de partición, k , es menor que uno, el líquido y el sólido se enriquecen cada vez más en soluto a medida que la temperatura disminuye dentro del rango de temperatura de solidificación, y la fase líquida está más altamente enriquecida en soluto que la fase sólida. Esta redistribución requiere el transporte masivo de átomos de soluto entre líquido y sólido para mantener el equilibrio en la interface. Si el transporte de masa está restringido tanto en el sólido como en el líquido se genera fuera del equilibrio en la interface, esta situación se aproxima a la solidificación típica de la soldadura. Uno de los problemas principales de la redistribución de soluto fuera del equilibrio, es la acumulación de soluto a lo largo del límite del grano a medida que avanza la solidificación (en el caso de $k < 1$). Esto da como resultado la formación de películas líquidas de bajo punto de fusión a lo largo de estos límites que potencialmente pueden promover el agrietamiento por solidificación de la soldadura. Este modo de segregación de solutos a lo largo de los límites de grano se simplifica en gran medida, considerando la interfaz de solidificación como un frente plano en lugar de una matriz de células o dendritas [70].

1.5.2.2. Interface de la soldadura (ZF/ZAC).

En el límite de la fusión, la demarcación microscópica entre el metal que era líquido y el metal que permaneció sólido durante la soldadura se asume que es bastante sencilla. Por lo general, todo el material en la llamada zona afectada por el calor (ZAC) se considera que permanece sólido hasta el límite de la región completamente fundida. Sin embargo, el examen metalográfico a grandes aumentos puede llegar a revelar una fusión localizada significativa dentro de la llamada ZAC cerca del límite de la fusión [72-74]. Bajo este concepto, el límite de la fusión de la soldadura es una región compuesta por: i) una zona sin mezclar de metal de soldadura con esencialmente la misma composición que el metal base y, ii) una zona

parcialmente fundida (ZPF) (Figura 1.17) [72]. Los procesos de soldadura de alta densidad de energía, como EBW y LBW, casi nunca exhiben la zona sin mezclar, probablemente debido a los bajos aportes de calor, los gradientes de temperatura pronunciados de los límites de fusión y la fuerte agitación del baño de soldadura asociada con estos procesos. Por otro lado, los procesos de soldadura por arco, como GTAW, GMAW y PAW, son mucho más propensos a exhibir una zona sin mezclar en ciertos sistemas de aleación. En teoría, la zona sin mezclar estaría presente en cada soldadura por fusión. Debido a que la velocidad del fluido en la soldadura debe ir a cero en el límite de la fusión, existirá una capa líquida estancada de algún espesor finito, de una composición ligeramente diferente debido a los efectos de evaporación o contaminación, incluso en soldaduras autógenas y homogéneas [70]. Esta pequeña diferencia en composición química puede originar cambios en las propiedades mecánicas en esta zona. Por otro lado, en una aleación isotrópica (una en la que no existe segregación o variaciones locales en la composición), la ZPF representa el rango de temperatura entre la transición de liquidus a solidus. Sin embargo, en la mayoría de las aleaciones, la segregación de elementos de aleación e impurezas aumenta el rango de temperatura de fusión "efectiva" del material base. El rango de temperatura entre el liquidus y solidus se usa generalmente para describir el alcance de la ZPF. Este gradiente de concentración reduce la temperatura de fusión de los límites de grano en comparación con la ZAC y, en consecuencia, estos límites generalmente se fundirán a temperaturas más bajas. La cantidad de fusión depende de la naturaleza y el grado de segregación, mientras que el tamaño de la ZPF, depende del gradiente de temperatura. Además, las partículas precipitadas pueden sufrir un fenómeno llamado "Licuación en Soldadura" por el cual la partícula constituyente reacciona con la matriz circundante dando como resultado la fusión interfacial [70].

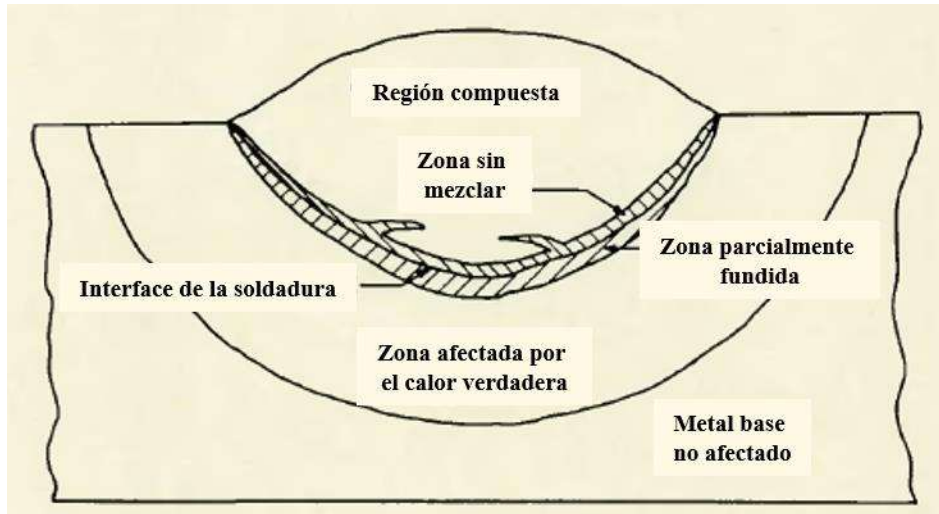


Figura 1.17. Ilustración esquemática que muestra las regiones de una soldadura [72].

1.5.2.3. Zona afectada por el calor (ZAC).

La ZAC, se define como el volumen de material cercano a la soldadura que presenta alteraciones microestructurales y de propiedades debido al calor de la soldadura. Todas las reacciones en el ZAC ocurren en estado sólido. No se producen reacciones de fusión o licuación en esta región. La evolución de la microestructura en la ZAC puede ser bastante compleja, dependiendo de la composición química y los factores térmicos [70]. Las velocidades de calentamiento y enfriamiento influirán en las reacciones en esta región y, a menudo, pueden tener efectos microestructurales profundos dentro de la misma aleación o sistema de aleación. Debido a que la ZAC experimenta un espectro de ciclos térmicos (temperaturas pico y velocidades de enfriamiento), es posible un amplio rango de microestructuras dentro de la misma soldadura y las variaciones locales pueden ser grandes. Hay muchas reacciones metalúrgicas posibles, y cualquier área dada en la ZAC puede sufrir una o más de las siguientes reacciones posibles: recristalización, crecimiento de grano, transformaciones de fase, dilución/envejecimiento de precipitados, formación de precipitados, esfuerzos residuales y relajación de esfuerzos [70]. Las condiciones de aporte térmico y de flujo de calor determinan las dimensiones y la naturaleza de la ZAC. Por ejemplo, en condiciones donde el aporte térmico es bajo y/o el flujo de calor es efectivo, es decir, alta difusividad térmica se produce una ZAC estrecha. De manera similar, en

soldaduras de materiales en forma de lámina existirá una ZAC amplia, ya que el flujo de calor se controla mediante el espesor de la sección de soldadura. [70].

1.5.2.3.1. Recristalización.

La etapa de recristalización es favorecida en materiales que han sido endurecidos por deformación. La mayor parte de la energía consumida en el endurecimiento por deformación aparece en forma de calor pero, una fracción finita se almacena en el material como energía de deformación [75]. Cuando se recoce un material endurecido por deformación, los granos deformados en el material tienden a recristalizarse formando granos nuevos, libres de deformación que son blandos, al igual que los granos que no se han deformado [58]. La energía de deformación almacenada es la fuerza impulsora para la recristalización de un material endurecido por deformación [76] mediante la liberación de esta energía, a medida que se forman los nuevos granos, sin deformación [58]. El grado de recristalización aumenta al aumentar la temperatura y el tiempo de recocido [77]. Por lo tanto, se puede esperar que la resistencia o dureza de un material endurecido por deformación tiende a disminuir al aumentar la temperatura y el tiempo de recocido [58]. Para la mayoría de los metales, la temperatura de recristalización es aproximadamente 40 a 50% de su punto de fusión [78]. Cabe señalar que la temperatura de recristalización de un metal puede verse afectada por el grado de endurecimiento y el nivel de pureza [76]. De hecho, antes de que tenga lugar la recristalización, existe un período de tiempo durante el cual ciertas propiedades del material endurecido por deformación, por ejemplo, la resistividad eléctrica, tiende a recuperarse sin causar ningún cambio microestructural. Este fenómeno se llama recuperación. Sin embargo, dado que las propiedades mecánicas del material, como la resistencia o la dureza, no cambian significativamente durante la recuperación, la recuperación no es importante en la soldadura [58].

1.5.2.3.2. Crecimiento de grano.

Al término de la recristalización, los granos comienzan a crecer. La fuerza motriz para el crecimiento del grano es la energía superficial. Debe señalarse que, dado que la fuerza motriz para el crecimiento del grano es la energía de la superficie en lugar de la energía de deformación almacenada, el crecimiento del grano no se limita a los materiales endurecidos por deformación, y al igual que la recristalización, el crecimiento del grano también aumenta al aumentar la

temperatura y el tiempo de recocido [58]. Vale la pena señalar que las partículas precipitadas de carburo y nitruro, pueden inhibir el crecimiento del grano en los aceros al obstaculizar el movimiento de los límites de grano [76]. Estas partículas, si no se disuelven durante la soldadura, tienden a inhibir el crecimiento de grano en la ZAC [58].

1.5.2.3.3. Recristalización y crecimiento de grano en la soldadura.

El efecto del endurecimiento por deformación desaparece por completo en la ZF debido a la fusión y se pierde parcialmente en la ZAC debido a la recristalización y el crecimiento del grano. Estas pérdidas de resistencia deben tenerse en cuenta en los diseños estructurales que impliquen soldadura. La resistencia a la fractura suele ser pobre con los granos gruesos en la ZAC y en la FZ [58].

1.5.2.3.4. Transformaciones de fase en estado sólido.

Las transformaciones en estado sólido se pueden llevar a cabo mediante difusión o sin la presencia de difusión. Las transformaciones en una aleación en solución sólida, sobre saturada y templada es un ejemplo de transformación en estado sólido mediante difusión. La velocidad de enfriamiento crítico necesario para conservar la composición química de alta temperatura dependerá de las características de transformación de cada aleación. Al igual que en la solidificación, las transformaciones en estado sólido requieren de un proceso de nucleación y crecimiento donde se forman agrupamientos (núcleos) de la segunda fase y después crecen, en función de la temperatura y el tiempo. La formación de los núcleos dependerá de la energía libre disponible, y su crecimiento, del movimiento de los átomos o difusión. Durante la solidificación, el líquido presenta una estructura más abierta y, cuando un agrupamiento de átomos forma un núcleo sólido, no encuentra resistencia alguna. En cambio, cuando se forma un agrupamiento de átomos de soluto en el sólido, la matriz debe acomodarlo. Por lo regular, este acomodamiento se consigue alargando o contrayendo las distancias interatómicas de la matriz, con arreglo a las diferencias del tamaño atómico y de estructura cristalina. Ésta es una resistencia a la transformación que se manifiesta como energía de deformación que la energía libre volumétrica debe suministrar. Por otro lado, las transformaciones en estado sólido que no presentan difusión, se llevan a cabo mediante una transformación cortante o por desplazamiento que se produce cuando la transformación de la solución sobresaturada implica un cambio en la estructura

cristalina de la matriz, ejemplo, de la estructura cúbica centrada en las caras (FCC) a la cúbica centrada en el cuerpo (BCC) en el hierro y en los aceros. La diferencia entre ésta y la transformación por difusión es la posibilidad de transformar un volumen mayor del material durante una transformación cortante [79]. Los diagramas de transformación, principalmente los diagramas CCT y PTT, son ampliamente utilizados para predecir transformaciones de fase en estado sólido, en un amplio rango de aleaciones sometidas a tratamientos térmicos. En un sentido estricto, la rapidez de los ciclos térmicos de soldadura no permite utilizar los diagramas de equilibrio para pronosticar la verdadera naturaleza de las diversas fases en las proximidades de la línea de fusión [80]. Sin embargo, este tipo de diagrama es un punto de partida adecuado para interpretar cualitativamente las modificaciones microestructurales [81].

Diferentes autores, consideran que la soldadura de aceros estructurales es un claro ejemplo, ya que los cambios metalúrgicos producidos por la soldadura se examina el diagrama (Fe-C) en paralelo con las temperaturas pico (Figura 1.18) [58, 80]. Las diferentes zonas de transición que conforman una soldadura de acero estructural, corresponden a una zona subcrítica en el rango de temperatura de ≈ 590 a 700 °C. En esta zona no se producen cambios de fase, sin embargo, puede experimentar ciertos fenómenos como el revenido, la esferoidización de láminas de cementita, la recristalización en el caso de soldadura de materiales endurecidos por deformación, envejecimiento, etc., [82]. Además, se presenta una zona de transformación parcial, entre A_1 y A_3 entre ≈ 700 a 880 °C. En este campo, la ferrita coexiste con una fase recién formada, austenita. A partir de esta zona, comienza la ZAC. Desde la temperatura A_3 hasta aproximadamente 1495 °C, la transformación en austenita es total. Es dentro de esta zona que se produce un aumento de grano austenítico: esto es de un tamaño muy pequeño a temperaturas ligeramente más altas que A_3 , y puede alcanzar unos cientos de micrones para las temperaturas más altas. En este caso, el término empleado es zona de grano grueso (por ejemplo, cuando el tamaño de grano austenítico excede algunas decenas de micras) y en general es esta zona la que tiene más probabilidades de causar ciertos problemas metalúrgicos [80].

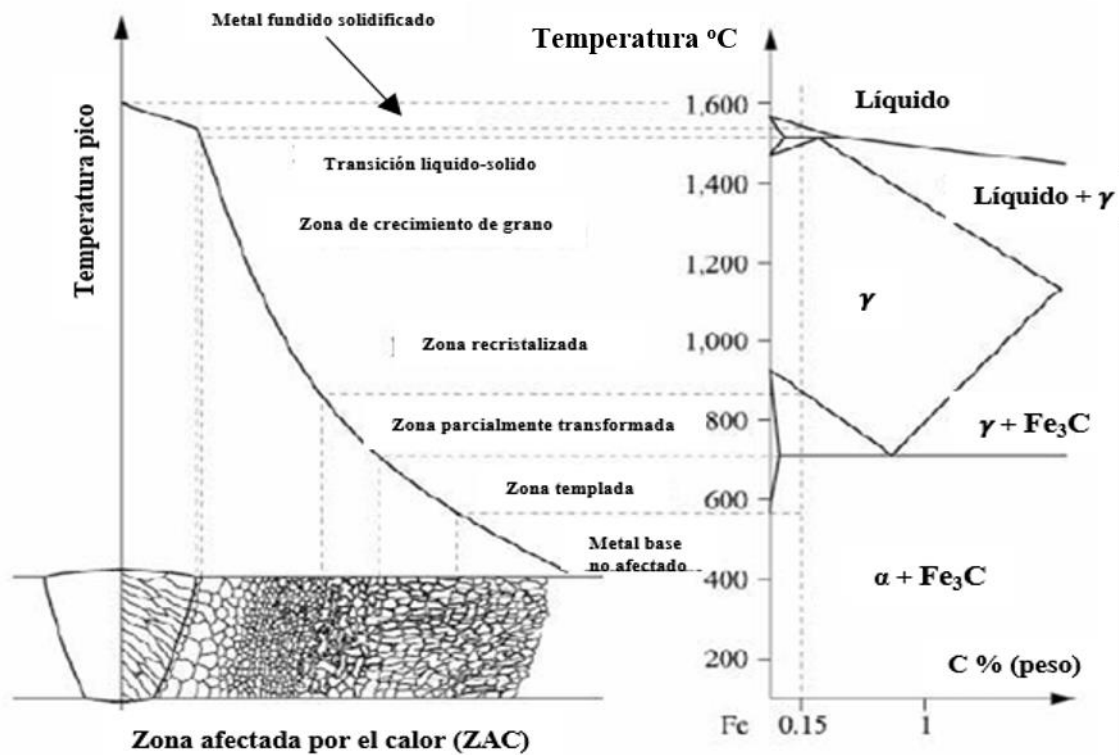


Figura 1.18. Presentación de las diversas partes constitutivas de una junta soldada de acero estructural [81].

1.5.2.3.5. Endurecimiento por precipitación.

La formación de partículas precipitadas en la ZAC se lleva a cabo en estado sólido, en función de la temperatura y el tiempo de permanencia. A temperaturas bajas, la difusión de los átomos es relativamente lenta y la formación de núcleos estables, está gobernada por la velocidad con la que los átomos de soluto se agrupan, por consiguiente, el tiempo necesario para iniciar la transformación también es largo. Con mucha frecuencia, las fases o precipitados que se separan a estas bajas temperaturas de transformación son coherentes con la matriz [79]. La estructura de transformación resultante presenta un número mucho mayor de partículas o fases pequeñas, distribuidas de modo uniforme dentro de la red de la matriz. Los agrupamientos o generación del primer núcleo sólido a partir de otro sólido: son las partículas de transición que deforman y endurecen la matriz, y la forma de estos agrupamientos depende de cómo se llevó a cabo el proceso de transformación en estado sólido (coherente o incoherente) [79]. A mayor

temperatura, la movilidad de los átomos aumenta. Este factor contribuye a iniciar la transformación más rápidamente. Por otro lado, la dureza o la resistencia máxima que se puede alcanzar en el material, depende de que se conserve toda o la mayor parte de la sobresaturación, antes de la etapa de envejecimiento o revenido, evitando toda transformación a altas temperaturas. La resistencia también es mayor si las partículas son pequeñas o están situadas dentro de la matriz. Esto se consigue a temperaturas bajas de transformación. En cambio, las partículas relativamente grandes y en menor número situadas en los límites de grano se obtienen a temperaturas altas de transformación isotérmicas. Éstas originan poca resistencia, mala tenacidad y escasa ductilidad [79].

1.5.2.3.6. Esfuerzos residuales.

El origen de los esfuerzos residuales en la soldadura se relaciona con la localización de la fuente de calor y las variaciones de las propiedades mecánicas de los materiales de acuerdo con la temperatura. Se pueden distinguir dos fuentes de esfuerzos residuales [80]:

- i.* Esfuerzos residuales de origen térmico: un material bajo calentamiento en una zona localizada se dilata, indicado por el coeficiente lineal del material. Esta expansión es muy limitada ya que las partes frías vecinas desempeñan un papel restrictivo. El elemento queda así sometido a una compresión de ellos. El límite de fluencia es muy bajo a alta temperatura, todas las deformaciones que aparecen corresponden a deformaciones plásticas. Con el enfriamiento la situación se invierte, la zona calentada no puede retraerse libremente y se encuentra bajo presión por las zonas vecinas. Después del enfriamiento, las zonas calentadas se someterán a esfuerzos residuales de tracción con sus zonas vecinas, por razones de equilibrio, en compresión. En el metal fundido, los esfuerzos así creados pueden ser muy altos, en el orden del límite elástico a temperatura ambiente [80].

- ii.* Esfuerzos residuales asociados a las transformaciones alotrópicas en el enfriamiento: en el caso de los aceros de construcción, la transformación de austenita siempre se acompaña de una expansión más o menos marcada. Si esto ocurre a una temperatura relativamente baja, la deformación asociada ya no será plástica, sino elástica. La

expansión, opuesta por las zonas vecinas, da como resultado la formación de esfuerzos residuales de compresión [80].

Los esfuerzos residuales resultantes de la soldadura se superponen a los esfuerzos en servicio, y por esta razón desempeñan un papel en diversos fenómenos o propiedades: agrietamiento en frío, resistencia a la fatiga, ruptura, corrosión por esfuerzo, etc. [80].

1.5.2.3.7. Relevado de esfuerzo.

En ciertos casos, los esfuerzos residuales de la soldadura pueden reducir seriamente el rendimiento de servicio de los conjuntos, y es necesario bajar su nivel mediante un tratamiento de relevado de esfuerzos. El aspecto principal de esta operación consiste en transformar los esfuerzos residuales elásticos en deformaciones plásticas. En general, esto se lleva a cabo mediante un tratamiento térmico posterior a la soldadura a una temperatura tal que el límite elástico del material se reduce lo suficiente para obtener esta transformación. Este tipo de tratamiento se realiza en las siguientes etapas [80]:

- Un calentamiento lento a una temperatura donde el alivio sea suficientemente significativo;
- Un mantenimiento a esta temperatura (por ejemplo: a alrededor de 530 a 630 °C para aceros C-Mn y microaleados y de 670 a 710 °C para aceros Cr-Mo, etc.);
- Un enfriamiento suficientemente lento para no introducir nuevas tensiones residuales.

Uno de los efectos favorables de la aplicación de los tratamientos térmicos de relevado de esfuerzos, es la posibilidad de restauración de zonas endurecidas por envejecimiento durante la soldadura o después del trabajo en frío. Por otro lado, el efecto metalúrgico del tratamiento a menudo resultará de un conflicto entre un mecanismo de ablandamiento en la matriz (favorable) y una precipitación más o menos significativa (desfavorable) [80].

1.6. Soldabilidad de los aceros TWIP.

1.6.1. Estado del arte de la soldadura de aceros TWIP.

La excelente combinación de resistencia a la tracción y elongación que presentan los aceros TWIP, ha generado un gran interés en el ámbito científico metalúrgico. La necesidad de comprender los efectos metalúrgicos originados por los procesos de soldadura en los aceros TWIP, ha incrementado significativamente las investigaciones sobre la soldabilidad de los aceros TWIP. Sin embargo, las diferentes investigaciones llevadas a cabo hasta el momento hacen referencia a que la soldabilidad es una de las principales limitaciones para su aplicación industrial óptima, principalmente en procesos de soldadura por fusión, de los cuales, se ha determinado que el aporte térmico y los altos contenidos de C y Mn generan efectos indeseables en las regiones soldadas, tales como alto grado de segregación, agrietamiento en caliente, formación de grano dendrítico en la ZF y en algunos casos transformaciones de fase, afectando la soldabilidad de estos materiales [7-8, 38, 83]. Es por ello, que se han llevado a cabo uniones de aceros TWIP, utilizando procesos de soldadura que generen menor aporte térmico incluyendo; soldadura laser (LW), soldadura por arco de gas tungsteno (GTAW), soldadura por láser continuo (CLBW), soldadura por láser pulsado (PLBW) y soldadura de puntos (SW), en diferentes composiciones de aceros TWIP, con la finalidad de reducir el impacto térmico en la ZF y ZAC [5, 7-8, 38, 83-84]. No obstante, pocas veces se han dirigido esfuerzos para realizar un buen diseño y control de los parámetros de soldadura que permitan obtener condiciones microestructurales óptimas y, por lo tanto promover sus propiedades mecánicas, especialmente en la unión de placas de aceros TWIP con espesores mayores a 3 mm. Una alternativa considerada para mejorar las propiedades mecánicas en los aceros TWIP, es la adiciones de elementos microaleantes tales como el Ti, Nb, B, Mo y/o V que pueden promover un refuerzo adicional mediante endurecimiento por solución sólida y/o endurecimiento por precipitación en los aceros de alto Mn. Reyes-Calderón et al. [11] reportaron que las adiciones de Nb, V y Ti como elementos microaleantes en aceros TWIP, generan microestructuras más finas que el acero TWIP no microaleado. Donde el efecto de refinamiento del grano recristalizado más importante se produce mediante la adición de Ti. Además, de incrementar el valor de la resistencia máxima, particularmente a bajas tasas de deformación. Siendo el acero TWIP microaleado con Ti, el que muestra el valor de resistencia más alto en comparación con los aceros TWIP no microaleados

y microaleados por separado con Nb y V. También reportaron que los aceros TWIP microaleados requieren mayor tensión y temperatura que el acero TWIP no microaleado para promover la aparición de DRX. Por lo cual se puede considerar un mayor efecto sobre las propiedades mecánicas, al adicionar Ti como elemento microaleante en la matriz de los aceros TWIP. Sin embargo, estudios de compresión en caliente revelan que el acero TWIP microaleado con Ti exhibe superficies de fractura facetadas, generando un porcentaje de fractura frágil debido a la precipitación sobre el límite de grano, que debilita la cohesión de los granos y acelera el crecimiento de grietas por el enlace de los micro-vacíos [85]. Lo que reduce la ductilidad en caliente en los aceros TWIP. Por otro lado, García-García et al. [86] reportaron que la soldabilidad del acero TW-Ti a través del proceso GTAW autógeno fue buena, ya que exhibió características adecuadas, como una ZAC reducida y poca pérdida de propiedades mecánicas en comparación con una soldadura de acero AISI 304L realizada con 15% más de aporte térmico. También, hacen referencia sobre las partículas precipitadas de la segunda fase, tales como AlN y Ti(C, N), las cuales afectan la cinética de recristalización durante el tratamiento térmico de solubilizado. Además, correlacionan estas partículas con los procesos de recristalización y crecimiento de grano en la soldadura del acero TW-Ti [87].

1.6.2. Problemática por soldadura en aceros TWIP.

1.6.2.1. Segregación.

Como fue mencionado anteriormente, la segregación de los elementos químicos en la ZF de uniones soldadas de acero TWIP, es uno de los principales problemas generados por los procesos de soldadura por fusión. La falta de homogeneidad química ocurre inevitablemente durante la soldadura. En el caso de los aceros TWIP, se ha reportado que el Mn, C y Si tiende a segregarse en los límites de grano dendríticos, mientras que Al muestra un comportamiento de segregación opuesto al de Mn y C, segregando al interior del grano dendrítico [5-6]. En la Figura 1.19 se puede observar claramente el comportamiento de segregación del Al, Mn y C [6]. La segregación de los elementos aleación en la ZF de uniones soldadas de acero TWIP, genera inestabilidad del frente de solidificación, como resultado de una ampliación de la región sobre-enfriada constitucional por la segregación de solutos, con lo cual se promueve la formación de una microestructura dendrítica [24, 81].

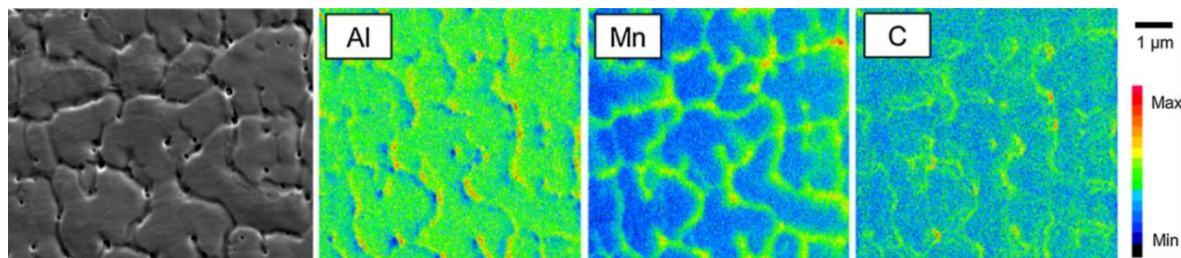


Figura 1.19. Mapas elementales de composición química en soldadura de acero TWIP (Fe-18.47Mn-2.4Al) [6].

Por otro lado, la segregación del Mn aumenta el rango de temperaturas por encima de la cual la fase líquida existe, y también aumenta la diferencia entre las fases sólido y líquido. Además el carbono co-segregado con el manganeso puede producir áreas ricas C-Mn, y zonas de baja estabilidad microestructural austenítica (áreas pobres en C-Mn) [5, 38].

1.6.2.2. Agrietamiento en caliente.

El agrietamiento en caliente es uno de los problemas generados en la soldadura de acero TWIP. Se ha considerado que este tipo de falla se debe a la solidificación de la austenita como resultado del alto coeficiente de expansión térmica de esta fase [8]. Se han llevado a cabo estudios sobre la soldabilidad de acero TWIP microaleado con B, bajo diferente aporte térmico. Donde se ha observado que este tipo de aleación es muy susceptible al agrietamiento en caliente en las diferentes condiciones de soldadura [5]. Reyes-Calderón et al. [24], relacionaron los defectos producidos en el acero TWIP microaleado con B con la aparición de boruros metálicos del tipo Fe_2B , los cuales tienen bajo punto de fusión (≈ 1080 °C) ocasionando que durante el enfriamiento se encuentren zonas líquidas en los límites de grano, originando un ablandamiento por disminución de la resistencia del acero en dicha zona. Saha et al. [88], llevaron a cabo un estudio sobre el agrietamiento en caliente en una soldadura de acero TWIP Fe-18Mn-1.5Al-0.6C, donde reportaron agrietamiento por licuación. Observaron que la ZAC presentaba una película de líquido de bajo punto de fusión a lo largo de los límites del grano (Figura 1.20).

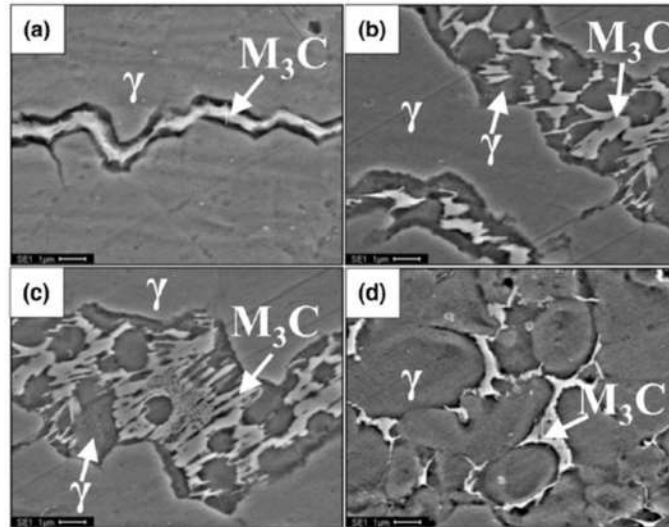


Figura 1.20. Agrietamiento por licuación en soldadura de acero TWIP. Vista del constituyente eutéctico en diferentes lugares de la zona de la grieta. a) y b) zona de inicio de la grieta, c) zona intermedia, y d) zona final de la grieta [88].

Determinaron que la película de líquido localizada en los límites de grano, corresponde a un constituyente eutéctico de tipo M_3C ($M = Fe, Mn$), ya que esta zona se encuentra enriquecida con C y Mn. También observaron que la corriente de soldadura tiene un efecto importante en la formación de grietas. A medida que aumenta la corriente de soldadura (mayor aporte térmico), aumenta la tendencia de agrietamiento.

1.6.2.3. Cambios en las propiedades mecánicas.

Los cambios en las propiedades mecánicas en uniones soldadas de acero TWIP se deben a diferentes factores, por ejemplo; composición química del acero TWIP, parámetros de soldadura (aporte térmico), proceso de soldadura, geometría y dimensiones de la pieza de trabajo. Por ejemplo, Mujica et al. [7], reportaron un aumento de dureza en la ZF con incrementos de 180 a 250 HV, debido a un refinamiento del grano equiaxial en dicha zona, en una unión de acero TWIP mediante soldadura láser (LW). En otro trabajo de investigación [89], se ha reportado endurecimiento en áreas con alta densidad de defectos cristalinos debido a un enfriamiento rápido en el caso de la soldadura por láser pulsado (PLBW) del acero Fe-25Mn-12Cr-0.7CN, con un aumento de 230 a 300 HV. Sin embargo, también se ha reportado reducciones de dureza en la ZF y ZAC en un acero TWIP Fe-18Mn-0.6C-1.5Al [84]. El ablandamiento en la ZF se

atribuye a un menor porcentaje de carbono, debido a la descarburación durante la soldadura y a la formación de la estructura dendrítica en dicha zona. Por otro lado, el ablandamiento en la ZAC es atribuido a crecimiento de grano equiaxial por efecto del aporte térmico [81]. Ya que las propiedades resultantes en una soldadura son parámetro importante para evaluar la soldabilidad de un material, Roncery et al. [8], han sugerido que para minimizar el impacto de la soldadura en las propiedades mecánicas con respecto al material base afectado, es conveniente considerar soldaduras con bajo insumo de aporte térmico, o el uso de microaleantes para precipitar partículas tipo MX, que puedan dificultar el crecimiento del grano en la ZF y ZAC.

1.6.2.4. Transformaciones de fase.

Las principales transformaciones de fase en aceros TWIP reportadas en la literatura hacen referencia a la formación de ferrita- α , martensita- ε , cementita $(Fe,Mn)_3C$ y la fase eutéctica ($\gamma-M_3C$), las cuales están relacionadas a la energía de falla de apilamiento [12, 38, 48]. Sin embargo, con la finalidad de mantener el efecto TWIP los diferentes trabajos de investigación sobre la soldabilidad de aceros TWIP, buscan la estabilidad de la fase austenítica mediante un diseño adecuado de la composición química.

CAPÍTULO 2. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

La Figura 2.1 muestra el desarrollo experimental mediante diagrama de bloques. En este diagrama se presenta la metodología experimental encausada al logro de los objetivos del presente proyecto de investigación, los cuales se enfocan en el estudio de la soldabilidad de los aceros TWIP microaleados con Ti (TW-Ti) de alta resistencia, así como los mecanismos inherentes que se originan por efecto de la soldadura.

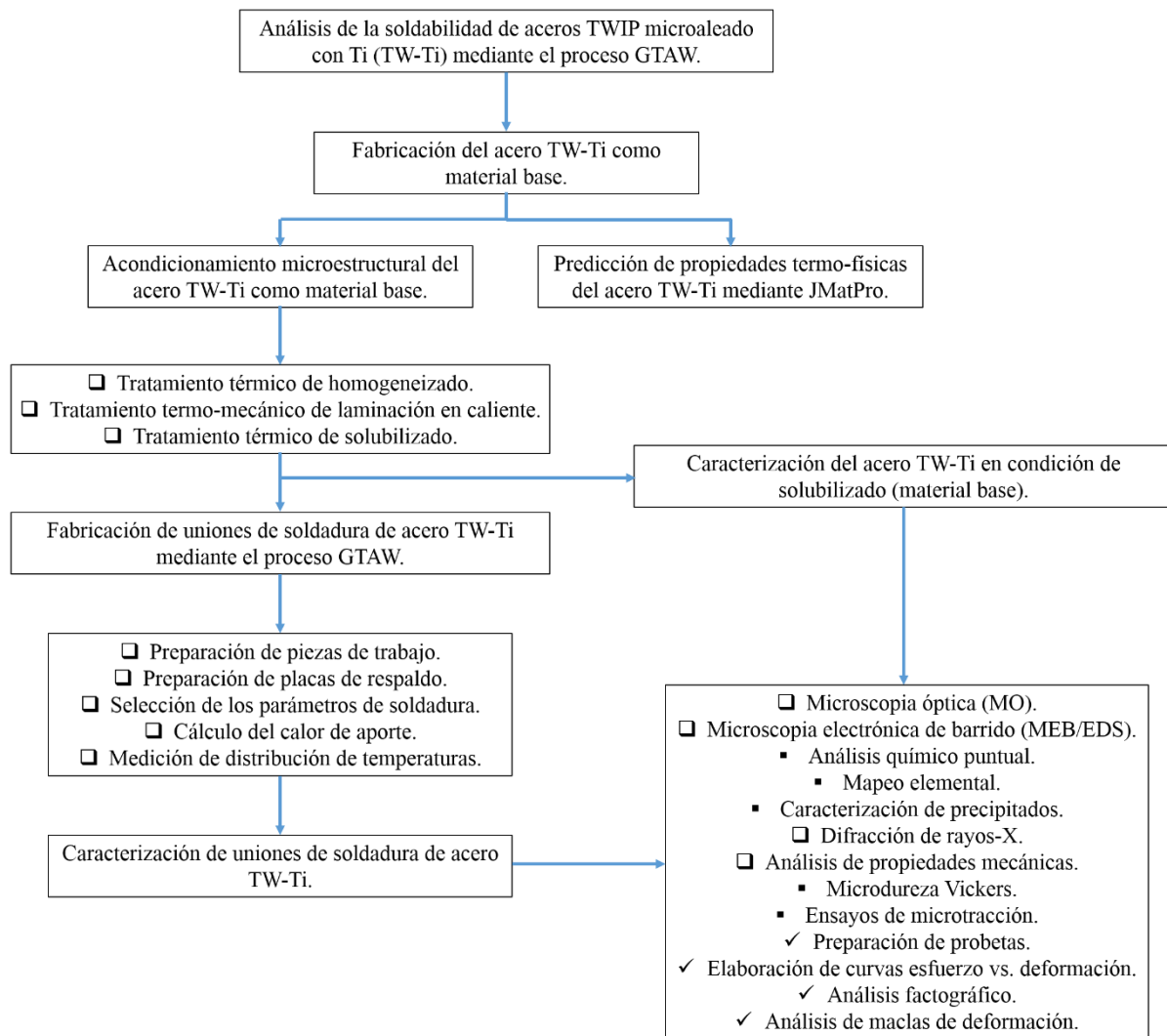


Figura 2.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.

2.1. Material y composición química del acero TW-Ti.

La obtención de los aceros TW-Ti como material base, partió de su fabricación por el grupo de investigación en el Laboratorio de Fundición del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH. La composición química del acero TW-Ti, fue determinada mediante un espectrómetro de chispa perteneciente a la empresa Fundidora Morelia y corroborados en el Laboratorio químico de INASMET-Tecnalia San Sebastián (España). El resultado del análisis químico de la aleación, se muestra en la Tabla II.1.

Tabla II.1. Composición química del acero TW-Ti bajo estudio (% en peso).

Acero	Fe	Mn	Al	Si	C	Ti	N
TW-Ti	Bal.	22	1.8	1.24	0.56	0.0216	0.012

2.2. Predicción de transformaciones de fase, propiedades térmicas y físicas del acero TW-Ti, mediante JMatPro v9.1.

Debido a la escasa información referente a las propiedades de estos aceros y en especial del acero TW-Ti se llevó a cabo el cálculo de propiedades térmicas, físicas y transformaciones de fase mediante el uso del programa de simulación JMatPro v9.1-Practical Software for Materials Properties. Entre las propiedades que se lograron calcular con ayuda del programa se encuentran la densidad, dureza, resistencia, conductividad térmica, energía de falla de apilamiento (EFA), diagramas de transformación de fase CCT, TTP y un diagrama predictivo de compuestos precipitados. Todos los cálculos se realizaron en función de la temperatura en un rango de 25 a 1200 °C y en base a la composición química del acero TW-Ti bajo estudio.

2.3. Acondicionamiento microestructural del acero TW-Ti.

La preparación del acero TW-Ti en condición de material base se llevó a cabo en diferentes etapas, con el objetivo de fabricar placas de acero TW-Ti con espesores de 6.35 mm, las cuales fueron utilizadas para someterlas al proceso de soldadura GTAW. El procedimiento de

preparación de probetas y acondicionamiento microestructural, comprendió el seccionamiento del acero TW-Ti en condición de colada en forma de lingote (etapa 1-Figura 2.2), tratamiento térmico de homogeneizado, tratamiento termomecánico de laminación en caliente, seccionamiento del material deformado (etapa 2 y 3-Figura 2.2) y finalmente tratamiento térmico de solubilizado, generando la fabricación de dos lotes de placas de acero TW-Ti. Las diferencias principales entre las etapas de preparación de cada lote, consistieron en la aplicación de los tratamientos térmicos y termomecánicos, así como el espesor final obtenido en cada una de las placas.

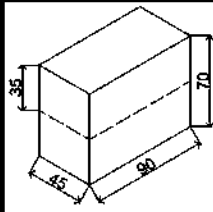
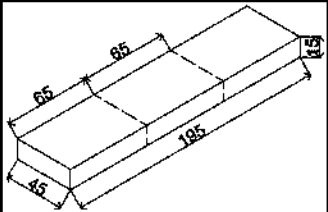
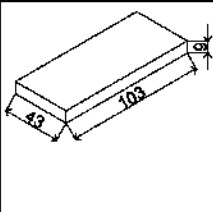
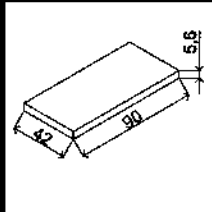
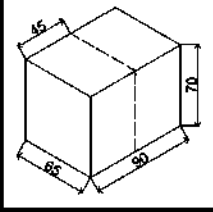
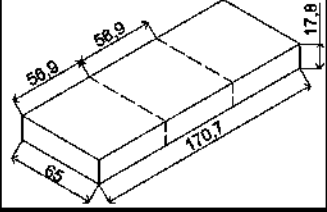
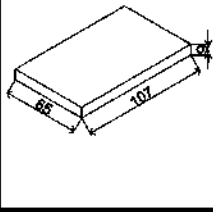
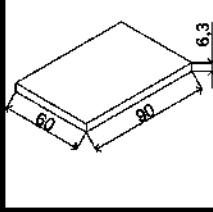
	Etapa 1	Etapa 2	Etapa 3	Etapa 4
Lote 1				
Lote 2				

Figura 2.2. Diseño de fabricación de probetas rectangulares de acero TW-Ti (unidades en mm).

El seccionamiento de las placas de acero TW-Ti se realizó utilizando una cortadora ISOMET 1000 marca Buheler con disco de diamante a una velocidad de 350 rpm. Durante el corte de probetas se utilizan cantidades considerables de refrigerante, evitando así el sobrecalentamiento con el objetivo de no alterar las condiciones microestructurales de los aceros TW-Ti, debido a la alta susceptibilidad de formación de maclas de deformación durante el corte. Las dimensiones finales de las placas de acero TW-Ti se obtuvieron mediante refrentado de planos y encuadre utilizando una fresadora vertical de la marca FENAMHER, eliminando en gran medida las irregularidades producidas por la etapa de laminación en caliente, seguido de un rectificado de

planos mediante una máquina EQUIPTOP ESG-3A818 con piedra abrasiva gris de óxido de aluminio, la cual permite desbastes finos asegurando un mayor grado de paralelismo de los planos a unir por el proceso de soldadura principalmente (etapa 4-Figura 2.2).

2.3.1. Tratamiento térmico de homogeneizado.

Posterior a su fabricación, los aceros TW-Ti fueron sometidos al tratamiento térmico de homogeneizado, con la finalidad de transformar la estructura dendrítica originada del proceso solidificación en el lingote, y obtener granos equiaxiales libres de segregación y tamaño uniforme. El tratamiento térmico realizado en la fabricación del lote 1 se llevó a cabo en un horno de resistencia eléctrica Barnstead Lab-line, Modelo: 3608-5; 120 V, 5 A, 50/60 Hz, 600 W, mediante un calentamiento a una temperatura de austenización de 1173 °C, con permanencia de 3.91 horas, seguido de una etapa de laminación en caliente a esta temperatura (Figura 2.3). El tratamiento de homogeneizado en las placas correspondientes al lote 2, se llevó a cabo en un horno de cámara de resistencia eléctrica, de la marca CARBOLITE y modelo RHF, mediante un calentamiento a una temperatura de austenización de 1200 °C, con permanencia de 7 horas, seguido de una etapa de laminación en caliente a esta temperatura (Figura 2.4).

2.3.2. Tratamiento termomecánico de laminación en caliente.

Los tratamientos termomecánico se llevaron a cabo en el Laboratorio de Deformación Plástica del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH, en un laminador reversible T.J. Pigott-Engineers, Mod. 6559102 con carga de 50 t y diámetro de los rodillos de 175 mm. Las placas correspondientes al primer lote alcanzaron una reducción de área total de 94% en dos etapas de laminado. La primer etapa dio inicio al término del tratamiento térmico de homogeneizado y al lograr una reducción de 54% las placas fueron enfriadas en horno. Para poder dar inicio a la segunda etapa de laminación, las placas tuvieron que seccionarse para una mejor manipulación y evitar en mayor medida distorsiones durante la deformación (Figura 2.2-lote 1-etapa 2). Posterior al seccionamiento, las placas fueron calentadas a 1173 °C con permanencia de 1 hora, seguido del proceso de laminación logrando una reducción de 40%, y un enfriamiento posterior en horno (Figura 2.3). El inicio de la laminación en las placas del lote 2 inicio al término del tratamiento térmico de homogeneizado, en las cuales se logró una reducción de área total de 108% en dos etapas de laminados. La primera etapa de laminación

correspondiente al lote 2 inicio a 1200 °C alcanzando una reducción de 59% y un enfriamiento posterior en horno. Antes de iniciar la segunda etapa de laminación, las placas fueron seccionadas (Figura 2.2-lote 2-etapa 2). Posterior al seccionamiento, las placas se calentaron a 750 °C durante 0.5 horas, seguido un calentamiento a 1200 °C con una permanencia de 0.66 horas, en un horno de cámara de resistencia eléctrica, de la marca CARBOLITE y modelo RHF. A partir de esta temperatura las placas fueron deformadas hasta lograr una reducción de 49%. Al término del tratamiento térmico de laminado las placas fueron enfriadas en horno (Figura 2.4).

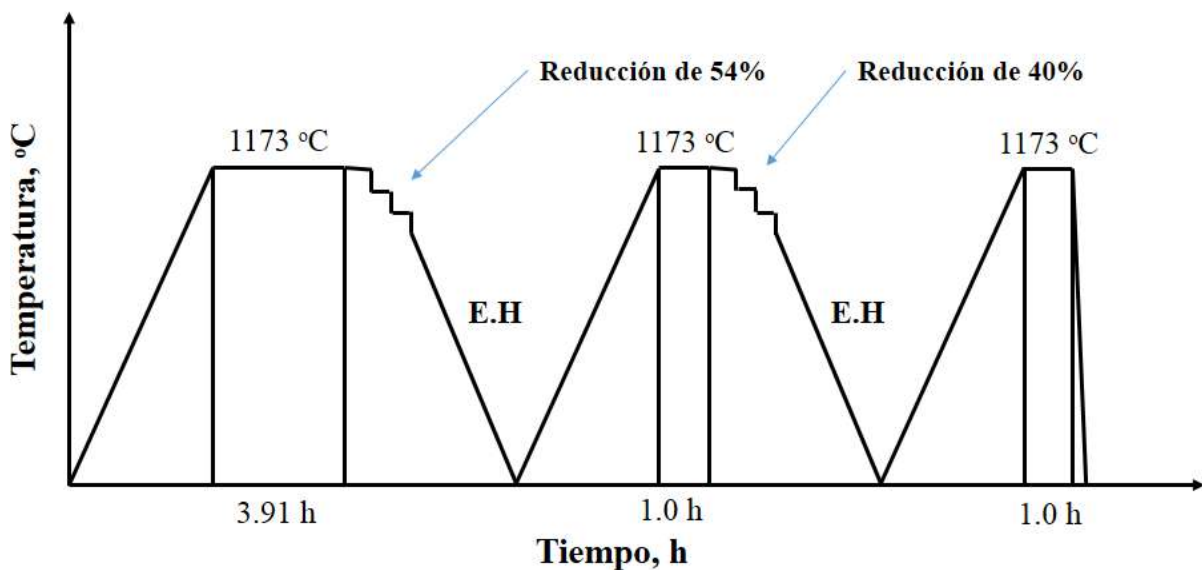


Figura 2.3. Diagrama del historial térmico y termomecánico del acero TW-Ti lote 1 (unidades en mm).

2.3.3. Tratamiento térmico de solubilizado.

La etapa final de acondicionamiento de la microestructura del acero TW-Ti bajo estudio, consistió en un tratamiento de solubilizado, el cual se realizó en un horno de cámara de resistencia eléctrica, de la marca CARBOLITE modelo RHF. Las placas del lote 1 fueron calentadas a 1173 °C durante una hora y enfriamiento rápido en agua (temple) (Figura 2.3). Las placas del lote 2 fueron calentadas a 1200 °C durante 0.33 horas y enfriamiento rápido en agua (temple) (Figura 2.4).

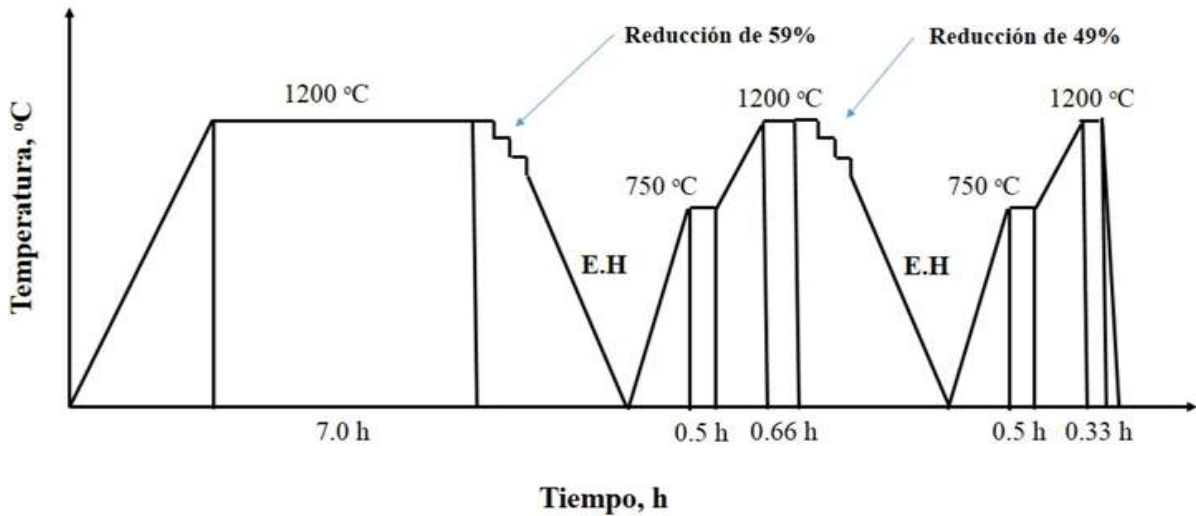


Figura 2.4. Diagrama del historial térmico y termomecánico del acero TW-Ti lote 2 (unidades en mm).

2.4. Caracterización del acero TW-Ti en condición de solubilizado (material base).

2.4.1. Caracterización metalográfica.

2.4.1.1. Preparación de muestras.

Para el análisis de la microestructura del acero TW-Ti en condición de solubilizado (material base) la preparación de muestras consistió de un desbaste burdo, el cual se realizó en papel abrasivo de carburo de silicio de numeración comercial (Grit) de 400, 600, 1000, 1200, 1500 y 2000. La granulometría promedio del papel abrasivo se muestra en la Tabla II.2, lo cual indica el grado de rugosidad superficial generada en cada etapa. Cabe señalar que el desbaste se realizó con muy poca presión y utilizando un chorro continuo de agua para no alterar la microestructura de la superficie a analizar y/o estudiar (es importante mencionar que los aceros bajo estudio tienen una alta susceptibilidad al maclaje por deformación).

Tabla II.2. Granulometría promedio del papel abrasivo de carburo de silicio, diseñado para aplicaciones metalográficas.

Numeración comercial (Grit)	Granulometría promedio (μm)
400	22
600	14
1000	10
1200	9.3
1500	6.6

Posterior al desbaste burdo, las probetas se sometieron al pulido, mediante una máquina pulidora semiautomática SPECTRUM SYSTEM grinder/polisher (LECO SS-1000) de disco giratorio a una velocidad máxima de 200 rpm, la cual se encuentra en el Laboratorio de Metalografía, del Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales (IIM²) de la UMSNH. Con la finalidad de obtener superficies con acabado espejo se utilizaron paños Lecloth B-PSA y pasta de diamante sintético LECO de 9, 6, 3, 1 y 0.1 μm como abrasivo.

Seguido del pulido fino, las probetas se sometieron a una limpieza ultrasónica durante 2 minutos con la finalidad de eliminar los contaminantes productos del pulido y de esta manera obtener una superficie limpia. El lubricante utilizado en los tres casos fue Ultralap Diamond Extender en cantidad abundante. Una vez pulidas las probetas, se atacaron con Nital al 10% (10 ml de ácido nítrico HNO_3 y 90 ml etanol) durante 15 s, seguido de un ataque con una solución de 2 g de metabisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) en una concentración de 20 ml de agua destilada durante 20 s.

2.4.1.2. Microscopía óptica.

Para el análisis por microscopía óptica se utilizó un banco metalográfico NIKON EPIPHOT 300 adquiriendo imágenes a 5, 10 y 20X, las cuales fueron utilizadas para identificar la

microestructura del acero TW-Ti en condición de solubilizado (material base). Así como el cálculo de tamaño de grano promedio, mediante el programa SigmaScan Pro.

2.4.1.3. Microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS).

El análisis de microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS) se realizó utilizando dos microscopios electrónicos de barrido, un microscopio JEOL JSM-6400 y un microscopio JEOL JSM-7600F. En ambos microscopios se implementó la técnica de espectroscopía de dispersión de energía (EDS). La técnica EDS utilizada en el MEB permitió realizar análisis químico puntual, mapeos elementales, así como la toma de imágenes de alta resolución, que permitieron analizar de forma cuantitativa y cualitativa el grado de segregación de los elementos químicos en la matriz del acero TW-Ti en condición de solubilizado. Además, de realizar un análisis de partículas precipitadas, permitiendo determinar el tamaño aproximado y naturaleza de estas partículas.

2.4.1.3.1. Análisis químico puntual.

Las condiciones de operación para realizar los análisis químicos puntuales fueron, voltaje de 15 kV, con una distancia de trabajo de 26 mm a diferentes magnificaciones. Los análisis químicos puntuales se llevaron a cabo mediante barridos lineales con separación de 300 μm , a través de la matriz del acero TW-Ti en condición de solubilizado.

2.4.1.3.2. Mapeo químico elemental.

Las condiciones de operación para el análisis de los mapeos elementales fueron, 15 kV con una distancia de trabajo de 26 mm a 10,000X. Los mapeos elementales realizados se llevaron a cabo sobre la matriz austenítica del acero TW-Ti en condición de solubilizado.

2.4.1.3.3. Caracterización de precipitados.

El análisis de partículas precipitadas en el acero TW-Ti en condición de solubilizado, se llevó a cabo con un voltaje de 15 kV y una distancia de trabajo de 18 mm en la realización de mapeos elementales y de 5kV, con una distancia de trabajo de 6.6 mm para llevar a cabo análisis químicos puntuales y la toma de imágenes de alta resolución que permitieron determinar el tamaño aproximado y naturaleza de las partículas precipitadas.

2.4.2. Difracción de rayos-X.

Para la caracterización microestructural mediante difracción de rayos-X se utilizó un difractómetro D5000 SIEMENS, con las siguientes condiciones de operación: rango del ángulo 2θ de 20 a 120°, paso 0.02° y tiempo de 1 segundos por paso. La identificación de las fases presentes, se realizó mediante el código de referencia Pattern: PDF 00-023-0298. Esta técnica fue utilizada para identificar el tipo de fases presentes y posibles transformaciones en el acero TW-Ti en condición de solubilizado. Los diferentes difractogramas obtenidos fueron graficados en el software Origin versión 8.0®.

2.4.3. Análisis de propiedades mecánicas.

2.4.3.1. Microdureza Vickers.

Para la realización de ensayos de microdureza Vickers, en las muestras de los diferentes aceros TW-Ti bajo estudio se desbastaron y pulieron a espejo las muestras con el objetivo de eliminar las protuberancias superficiales y obtener una lectura más fiable. El análisis de caracterización mecánica mediante microdureza Vickers se realizó mediante un microdureómetro Wilson Hardness, con indentador de diamante piramidal y una carga de 500 g. llevando a cabo barridos de microdureza a través de la matriz austenítica del acero TW-Ti en condición de solubilizado con separaciones de 300 μm . Una vez obtenidos los resultados, estos fueron procesados mediante el software Origin 8.0®.

2.4.3.2. Ensayos de microtracción.

2.4.3.2.1. Preparación de probetas.

La fabricación de probetas para ensayos de microtracción en el acero TW-Ti en condición de solubilizado, fue llevada a cabo mediante electroerosión por hilo en el centro tecnológico CTM en Manresa, Barcelona, España. La Figura 2.5a muestra el diseño de las probetas de microtracción realizado mediante AutoCAD. La Figura 2.5b muestra la forma real de las probetas de microtracción.

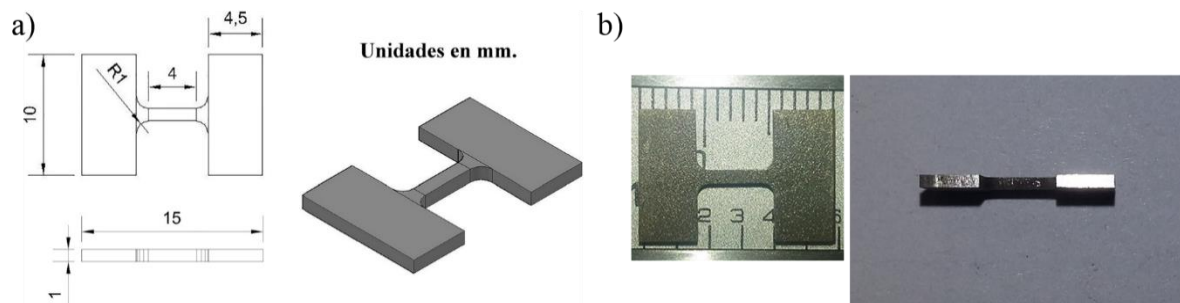


Figura 2.5. Fabricación de probetas para ensayos de microtracción en el acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Diseño de las probetas mediante AutoCAD, y b) Imagen de la probeta en la etapa final de fabricación.

2.4.3.2.2. Ensayos de microtracción.

Los diferentes ensayos se llevaron a cabo en una máquina de microtracción de la marca Deben Microtest 5kN Tensile Tester, propiedad del departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Universidad Politécnica de Cataluña, la cual se muestra en la Figura 2.6, además, se muestra una de las probetas después de ser ensayada.

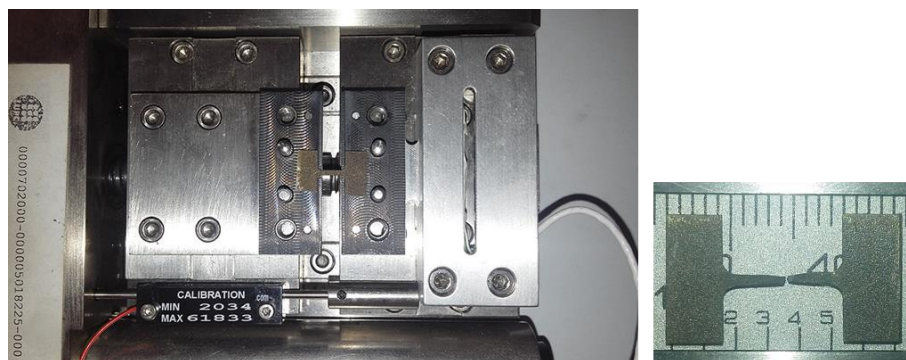


Figura 2.6. Máquina de microtracción Deben Microtest 5kN Tensile Tester.

Los parámetros utilizados en los diferentes ensayos fueron, una carga de 5kN y una velocidad de deformación de 0.2 mm/min. A partir de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril se obtuvo la resistencia máxima, esfuerzo de fluencia y % de alargamiento en las diferentes probetas de microtracción fabricadas y ensayadas. Otro parámetro de interés fue el coeficiente

de endurecimiento (n) para lo cual se requirió la elaboración de las curvas de esfuerzo-deformación reales. La información obtenida mediante los ensayo de microtracción fue procesada mediante una hoja de cálculo Excel, debido a que las probetas presentan una alta resistencia y las mordazas sufren una cierta deformación elástica durante el ensayo, lo que interfiere en los datos obtenidos por lo que se debe realizar una corrección de los datos que permita una mayor veracidad de las curvas. Posteriormente los datos son analizados mediante el software de análisis matemático Origin 8.0® que permitió la elaboración de las curvas esfuerzo-deformación.

La máquina de microtracción Deben Microtest 5kN Tensile Tester fue diseñada para permitir la observación en tiempo real de la región de alta tensión de una muestra. El software Windows 7.0 / 10.0 establece los parámetros de la unidad y muestra la curva esfuerzo-deformación en tiempo real, mediante una pantalla de computadora. Las celdas de carga de 150N a 5kN cubren la mayoría de las aplicaciones, con velocidades de extensión de 0.005 a 50 mm/min. Todas las etapas tienen escalas lineales para medición de alargamiento y codificadores ópticos para control de velocidad. Los módulos se controlan desde el software de prueba de tracción Microtest.

2.4.3.2.3. Análisis fractográfico.

El análisis fractográfico se realizó mediante un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-7600F, bajo las siguientes condiciones de operación; voltaje de 15 kV y distancia de trabajo de 9.3 mm, lo cual permitió obtener imágenes a diferentes magnificaciones en las zonas de fractura. Mediante las imágenes se analizó el tipo de fractura y la presencia de partículas precipitadas en las probetas ensayadas por microtracción en el acero TW-Ti en condición de solubilizado.

2.4.3.2.4. Caracterización de maclas de deformación.

La caracterización de maclas de deformación en la sección longitudinal de las probetas de microtracción, se obtuvo mediante imágenes de barrido utilizando un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-7600F con un voltaje de 15 kV y una distancia de trabajo de 9.3 mm. Para poder revelar las maclas de deformación se realizó, previo a la toma de las imágenes, una preparación metalográfica mediante ataque químico con Nital al 10% (10 ml de ácido nítrico

HNO₃ y 90 ml etanol) durante 25 s. La Figura 2.7 muestra las diferentes zonas analizadas en las probetas ensayadas por microtracción en el acero TW-Ti en condición de solubilizado.

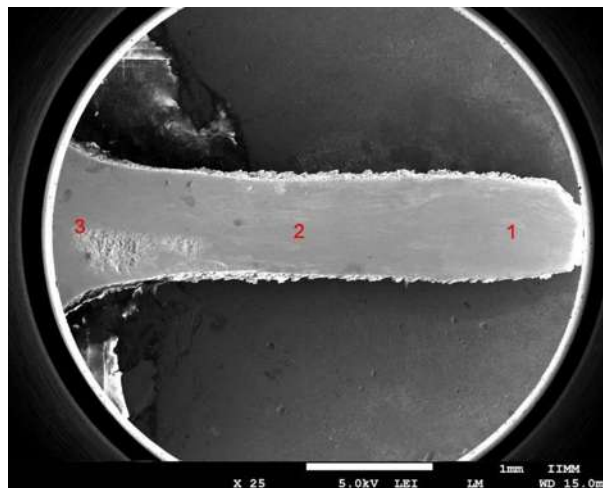


Figura 2.7. Zonas de análisis de maclas de deformación en probetas de microtracción del acero TW-Ti.

2.5. Fabricación de uniones de soldadura de acero TW-Ti por el proceso GTAW.

2.5.1. Preparación de placas para soldadura.

Posterior al refrentado de planos y encuadre de las placas de acero TW-Ti después del tratamiento térmico de solubilizado, se realizó un rectificado de planos asegurando un mayor grado de paralelismo de los bordes a unir por el proceso de soldadura, principalmente (Figura 2.8). La etapa final de la preparación de las placas para soldadura consistió de cortes en las placas obtenidas, consiguiendo así conjuntos de placas de diferentes dimensiones, lo que permitió realizar 9 ensayos de soldadura en el acero TW-Ti (Tabla II.3). Además, de la preparación de las juntas de soldadura empleando biseles rectos (Figura 2.9a) y biseles en forma de X a 25° (Figura 2.9b), mediante una fresadora vertical de la marca FENAMHER.

Tabla II.3. Dimensiones de las placas rectangulares de aceros TW-Ti utilizadas en soldadura GTAW.

	Longitud (mm)	Ancho (mm)	Espesor (mm)
Unión 1	65	45	5.6
Unión 2	93	46	5.6
Unión 3	40	15	5.6
Unión 4	45	15	5.6
Unión 5	45	15	6.35
Unión 6	45	15	6.35
Unión 7	65	45	5.6
Unión 8	85	45	5.6
Unión 9	86	56	6.35

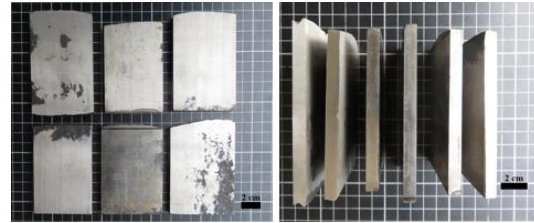


Figura 2.8. Placas de acero TW-Ti.

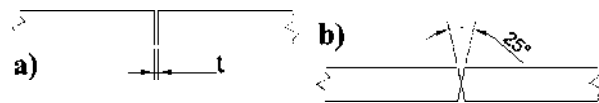


Figura 2.9. Configuraciones de juntas para soldadura utilizadas en las uniones de aceros TW-Ti. a) Bisel recto, y b) Bisel en forma de X.

2.5.2. Preparación de placas para respaldo.

La preparación de placas de respaldo para uniones de soldadura de aceros TW-Ti, se realizaron de acero inoxidable-AISI 304 con las siguientes dimensiones 154 mm x 154 mm x 6.35 mm, las cuales se obtuvieron mediante una máquina sierra cinta DAKE SE 712 y posteriormente una perforación al centro de la placa de forma rectangular con dimensiones equivalentes al conjunto de placas de acero TW-Ti por soldar (unión 8 y 9), utilizando una máquina esmeriladora angular y disco de corte abrasivo austromex de 115 x 1 x 22.23 mm. Permitiendo puntear el conjunto de placas de aceros TW-Ti a las placas de respaldo, con la finalidad de embridar las placas y minimizar la distorsión por esfuerzos residuales. Las características principales del punteo consistieron de una unión disímil entre acero TW-Ti y acero inoxidable-AISI 304 de forma manual, mediante el proceso GTAW sin material de aporte y con los siguientes parámetros de soldadura; corriente directa electrodo negativo (DCEN), Ar industrial como gas de protección (0.707 m³/h o 25 ft³/h), electrodo de W EWTh-1 de 1.587 mm (1/16”) de diámetro, intensidad de corriente de 90 A y voltaje de 10.8 V.

2.5.3. Variables operativas del proceso de soldadura.

La fabricación de uniones de soldadura de aceros TW-Ti fueron realizadas por el proceso de soldadura GTAW, en una máquina de marca MULTIARC 652 y empleando un dispositivo de Oxicorte portátil Harris Super del Departamento de Soldadura del Instituto Tecnológico de Morelia (ITM).

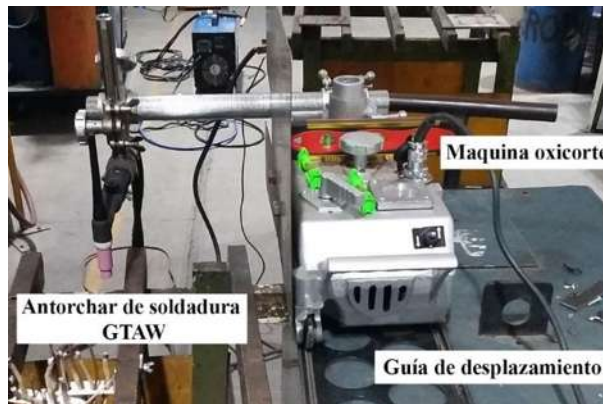


Figura 2.10. Proceso de soldadura GTAW semiautomático mediante máquina oxicorte portátil Harris Super.

Dicho dispositivo de corte consta de un carro de transporte del cabezal y una guía recta de desplazamiento, permitiendo adaptar la antorcha de la soldadura generando un proceso semiautomático mediante el control de la velocidad de avance y longitud de arco de manera más precisa (Figura 2.10). Las uniones fueron realizadas sin material de aporte, juntas a tope con preparación de bordes rectos y biseles en forma de X a 25°, posición plana y parámetros de soldadura tales como; velocidad de avance de 1.16 mm/s, longitud de arco de 1.5 mm, corriente directa electrodo negativo (DCEN), Ar industrial como gas de protección (0.707 m³/h o 25 ft³/h) y electrodo de Tg EWTh-1 de 1.587 mm (1/16^{''}) de diámetro. La Tabla II.4 muestra las variables operativas utilizadas en el proceso de soldadura.

Tabla II.4. Variables operativas del proceso de soldadura GTAW, para aceros TW-Ti.

	No. de cordones	Corriente (Amps)	Voltaje (Volts)	Vel. Avance (mm/s)	separación de raíz (mm)	Configuración de la junta
Unión 1	1	170	13.1	1.74	0	bisel recto
Unión 2	1	160	12.5	1.57	0.3	bisel recto
Unión 3	1	150	12.3	5.2	0.3-0.6	bisel recto
Unión 4	1	100	11.2	1.16	0.8	bisel recto
Unión 5	1	100	11.2	1.16	0.8	bisel recto
Unión 6	1	100	11.2	1.16	0	bisel en "X"
Unión 7	2	90	10.4	1.16	0.8	bisel recto
Unión 8	1	91	10.92	1.16	0	bisel en "X"
Unión 9	2	90	10.8	1.16	0	bisel en "X"

2.5.4. Cálculo del aporte térmico.

Los cálculos del aporte térmico se realizaron mediante la ecuación $Q = \frac{VI}{v} f$; donde Q es el aporte térmico (J/mm), V voltaje (V), I intensidad de corriente (A), v velocidad de desplazamiento de la fuente de calor (mm/s) y f eficiencia del arco [58], utilizando una eficiencia del arco de 67% determinada a partir de los datos técnicos de la máquina de soldar marca MULTIARC 652, proporcionada por el fabricante y resultados experimentales respecto a la eficiencia del arco en el proceso de soldadura GTAW presentados en la Figura 2.11 [58].

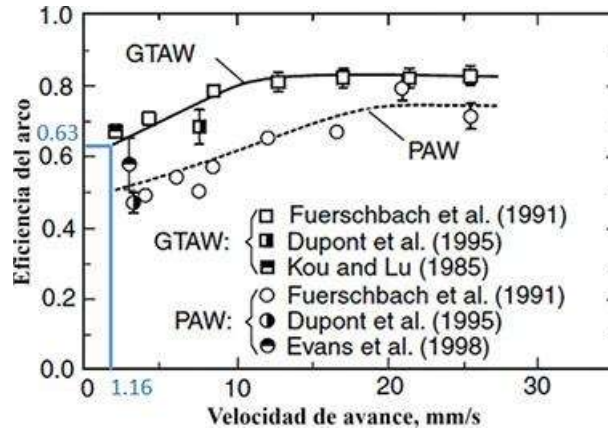


Figura 2.11. Eficiencia del arco eléctrico en procesos de soldadura GTAW y PAW, determinada mediante calorímetros tubulares y calorímetros Seebeck a diferentes velocidades de avance de la soldadura [58].

2.5.5. Medición de la distribución de temperatura.

2.5.5.1. Preparación de barrenos para lecturas de temperatura.

La preparación de las placas de aceros TW-Ti en la toma de datos de temperatura, consistió en la fabricación de barrenos de 2.38 mm (3/32”) de diámetro, a diferentes distancias del eje central de la junta para soldadura (Tabla II.5) utilizando un taladro de banco. La Figura 2.12 muestra el sistema de coordenadas que permite ubicar la posición de los termopares en las diferentes placas de aceros TW-Ti.

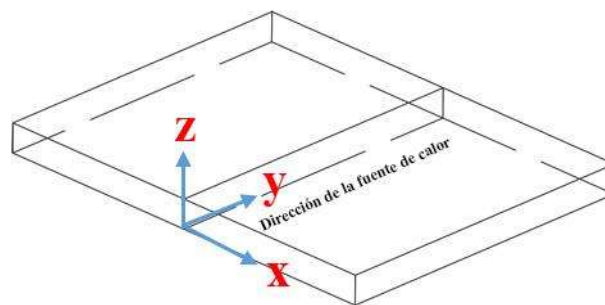


Figura 2.12. Sistema de coordenadas para la ubicación de los termopares en placas de aceros TW-Ti.

Tabla II.5. Coordenadas de ubicación para los termopares en uniones soldadas de aceros TW-Ti

	Termopar	X (mm)	Y (mm)	Z (mm)
Unión 2	T1	-3	35	2.5
	T2	-8	25	2.5
	T3	-13	30	2.5
Unión 3	T1	3	25	2.5
	T2	-6	20	2.5
	T3	9	12	2.5
Unión 8	T1	-7	42.5	3.5
	T2	-27	42.5	3.5
	T3	-37	42.5	3.5
	T4	42	42.5	3.5
Unión 9	T1	-7	43	3.5
	T2	-17	43	3.5
	T3	-27	43	3.5
	T4	-37	43	3.5
	T5	-47	43	3.5

2.5.5.2. Adquisición de datos de temperatura.

El registro de datos de temperatura se realizó utilizando tarjetas de adquisición de datos TC-08 de la marca OMEGA, con 8 canales y empleando termopares Cromel-Alumel (tipo K), los cuales se colocaron en la cara posterior a la aplicación del primer cordón de soldadura, permitiendo obtener mediciones de temperatura en la ZAC y material base. Parte importante en la colocación de los termopares fue fijarlos en las diferentes perforaciones realizadas previamente, para lo que se utilizó una armadura metálica como guía y pasta térmica de la marca OMEGATHERM 201, favoreciendo la conductividad térmica entre las placas de aceros TW-Ti y los termopares. Una vez obtenidos los datos, estos fueron procesados mediante el software Origin 8.0® para la generación de los ciclos térmicos, localizando las temperaturas máximas y

velocidades de enfriamiento experimentadas por cada termopar, permitiendo relacionar los cambios microestructurales que sufren los aceros TW-Ti por efecto del aporte térmico.

2.6. Caracterización de uniones de soldadura de acero TW-Ti.

2.6.1. Microscopía óptica (MO).

Posterior a la preparación metalográfica de la sección transversal de los cordones de soldadura en las uniones soldadas de acero TW-Ti, mediante ataque químico con Nital al 10% (10 ml de ácido nítrico HNO_3 y 90 ml etanol) durante 15 s, seguido de un ataque con una solución de 2 g de metabisulfito de sodio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}$) en una concentración de 20 ml de agua destilada durante 20 s, se tomaron imágenes mediante microscopía óptica. Para lo cual, se utilizó un banco metalográfico NIKON EPIPHOT 300 adquiriendo imágenes a 5, 10 y 20 X, las cuales fueron utilizadas para identificar la microestructura de la ZF y ZAC de las uniones soldadas de acero TW-Ti por el proceso GTAW, así como el cálculo de tamaño de grano promedio mediante el programa SigmaScan Pro.

2.6.2. Microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS).

La técnica de microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS), se utilizó para determinar los efectos de la segregación que ocurren en la ZF de los diferentes cordones de soldadura, mediante análisis químico puntual y mapeos elementales, así como el análisis de partículas precipitadas en la ZF y ZAC.

2.6.2.1. Análisis químico puntual.

Los análisis químicos puntuales se realizaron en la sección transversal del cordón de soldadura, mediante un barrido longitudinal en la parte intermedia del cordón, con la finalidad de obtener un análisis cuantitativo de la composición química de forma localizada, y así conocer el grado de segregación de los elementos Fe, Mn, Al, Si y C que puede ser generado durante el proceso de soldadura. Para este fin se utilizaron microscopios electrónicos de barrido de las marcas JEOL JSM-6400 y JEOL JSM-7600F. Los parámetros utilizados fueron, voltaje de 15 kV, con una distancia de trabajo de 26 mm.

2.6.2.2. Mapeo químico elemental.

Los mapeos elementales permitieron obtener de forma cualitativa el grado de segregación de los Fe, Mn, Al, Si y C en la zona de fusión de los cordones de soldadura. Los análisis de mapeo elemental se realizaron en el centro del cordón de soldadura de las diferentes uniones de acero TW-Ti, utilizando microscopios electrónicos de barrido de las marcas JEOL JSM-6400 y JEOL JSM-7600F con un voltaje de 15 kV, con una distancia de trabajo de 26 mm.

2.6.2.3. Caracterización de precipitados.

La caracterización de precipitados se realizó mediante microscopía electrónica barrido (MEB/EDS), utilizando un microscopio JEOL JSM-7600F, donde las condiciones de operación del equipo MEB/EDS fueron voltaje de 5 kV, con una distancia de trabajo de 6.6 mm para llevar a cabo análisis químicos puntuales y la toma de imágenes de alta resolución que permitieron determinar el tamaño aproximado y naturaleza de las partículas precipitadas en la ZF y ZAC de las uniones de aceros TW-Ti.

2.6.3. Difracción de rayos-X.

La técnica de difracción de rayos-X se utilizó para identificar las posibles transformaciones de fase durante el proceso de soldadura GTAW, en la unión de aceros TW-Ti. El equipo utilizado fue un difractómetro D5000 SIEMENS, y las condiciones de operación utilizadas fueron: rango del ángulo 2θ de 20 a 120° , paso 0.02° y tiempo de 1 segundo por paso. La identificación de las fases presentes, se realizó mediante el código de referencia Pattern: PDF 00-023-0298. Los diferentes difractogramas obtenidos fueron graficados en el software Origin versión 8®.

2.6.4. Análisis de propiedades mecánicas.

2.6.4.1. Microdureza Vickers.

Para la caracterización mecánica mediante microdureza Vickers de las uniones de soldadura de acero TW-Ti, se utilizó un microdureómetro Wilson Hardness, con indentador de diamante piramidal y una carga de 500 g, para lo cual las probetas fueron pulidas con acabado espejo. El análisis se realizó de forma transversal a los cordones de soldadura en forma de barrido longitudinal en la zona intermedia de cada cordón. La separación entre indentaciones correspondió a 225 μm , 200 μm para el cordón e interfase de la soldadura respectivamente,

mientras que para la ZAC las separaciones fue de 300 μm . Los resultados fueron procesados mediante el software Origin 8.0®.

2.6.4.2. Ensayos de microtracción.

2.6.4.2.1. Preparación de probetas.

La preparación de probetas de microtracción de las uniones de soldadura de acero TW-Ti se realizó de la forma en que se describe en la sección 2.4.3.2.1. Las probetas fueron extraídas en dirección longitudinal al cordón de soldadura. Las reducidas dimensiones de las probetas de microtracción permitieron analizar de forma individualmente la ZF, interface de la soldadura (IS) y ZAC de diferentes uniones soldadas de aceros TW-Ti. La Figura 2.13 muestra un ejemplo de las zonas de extracción en las soldaduras.

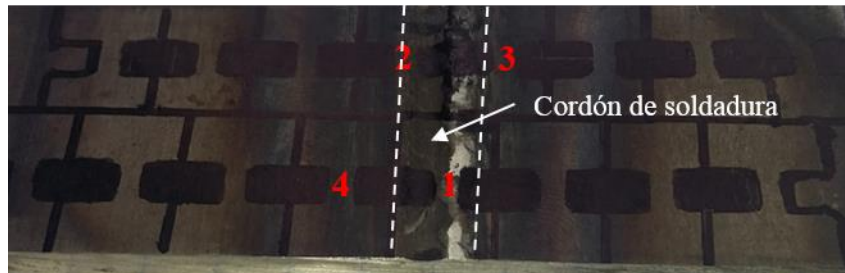


Figura 2.13. Zonas analizadas mediante microtracción en la unión 7 de acero TW-Ti.

2.6.4.2.2. Ensayos de microtracción de uniones de soldadura.

Los ensayos de microtracción en uniones de soldadura de acero TW-Ti se llevaron a cabo de acuerdo al procedimiento indicado en la sección 2.4.3.2.2. A partir de estos resultados se realizaron las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y verdaderas, además, de determinar la resistencia máxima, resistencia a la cedencia, % de alargamiento y el coeficiente de endurecimiento (n), en la ZF, IS y ZAC en diferentes uniones de soldadura de aceros TW-Ti.

2.6.4.2.3. *Análisis fractográfico.*

El análisis fractográfico se realizó mediante un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-7600F, bajo las siguientes condiciones de operación; voltaje de 15 kV y distancia de trabajo de 26 mm, lo cual permitió obtener imágenes a diferentes magnificaciones en las zonas de fractura de las uniones de soldadura de acero TW-Ti. Mediante las imágenes se analizó el tipo de fractura y la presencia de partículas precipitadas en la ZF, IS y ZAC.

2.6.4.2.4. *Caracterización de maclas de deformación.*

La caracterización de maclas de deformación en la sección longitudinal de las probetas fracturadas de microtracción, de las diferentes zonas de las uniones soldadas (ZF, IS y ZAC) de los acero TW-Ti, se obtuvo mediante imágenes de barrido utilizando un microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-7600F con un voltaje de 15 kV y una distancia de trabajo de 26 mm.

CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

3.1. Predicción de transformaciones de fase, propiedades térmicas y físicas del acero TW-Ti, mediante el programa de simulación JMatPro v9.1.

En este apartado se presentan los diagramas equilibrio, diagramas metaestables, y propiedades térmicas y físicas del acero TW-Ti. Las diferentes predicciones fueron realizadas en función de la temperatura, composición química y velocidades de enfriamiento.

3.1.1. Diagramas de equilibrio y metaestables.

La Figura 3.1 muestra los diagramas de equilibrio de los aceros TW-Ti, calculados a diferentes velocidades de enfriamiento.

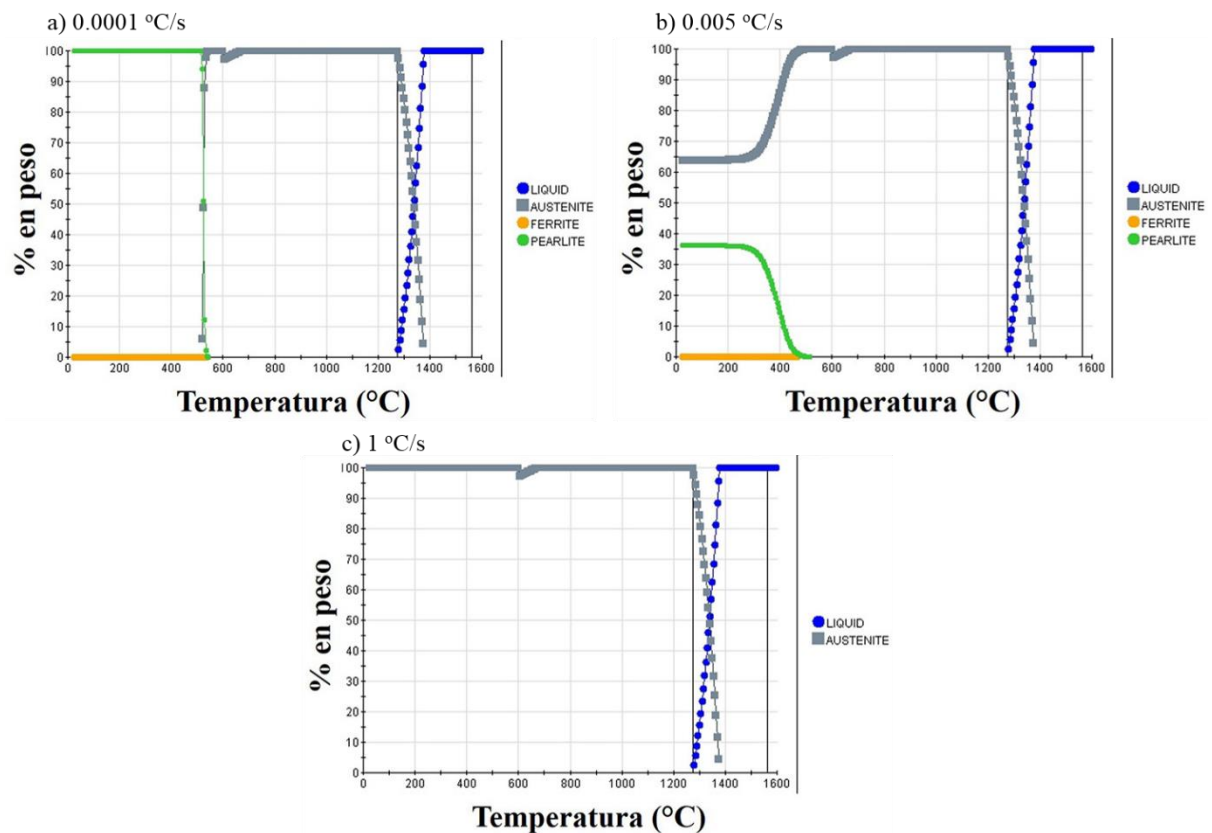


Figura 3.1. Diagramas de transformaciones de fase de acero TW-Ti mediante JMatPro en función de la velocidad de enfriamiento; a) 0.0001 °C/s, b) 0.005 °C/s y c) 1 °C/s.

El diagrama de la Figura 3.1a corresponde a una velocidad de enfriamiento de $0.0001 \text{ }^\circ\text{C/s}$, donde se puede observar la fase austenita se transforma a $552 \text{ }^\circ\text{C}$ en perlita principalmente, con pequeñas cantidades de ferrita. El diagrama de la Figura 3.1b corresponde a una velocidad de enfriamiento de $0.005 \text{ }^\circ\text{C/s}$, se puede observar que el incremento de la velocidad de enfriamiento reduce la formación de la fase perlita. A esta velocidad de enfriamiento se obtendría una mezcla de fases de austenita, perlita y ferrita. Por otro lado, la Figura 3.1c muestra el diagrama de transformación de fases a una velocidad de enfriamiento $1 \text{ }^\circ\text{C/s}$. En este diagrama se puede observar que no hay presencia de las fases perlita y ferrita manteniendo la estabilidad la fase austenita hasta temperatura ambiente. Por lo cual, se puede considerar que los procesos de soldadura por fusión que involucren velocidades de enfriamiento igual o superior a $1 \text{ }^\circ\text{C/s}$, no generan transformación de fase en los aceros TW-Ti de composición química Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.56C-0.022Ti-0.012N.

Las Figuras 3.2 y 3.3 muestra los diagramas de isopletras en función del contenido de C y Mn del acero TW-Ti bajo estudio, calculados mediante JMatPro v9.1. En estos diagramas se pueden observar las diferentes transformaciones de fase que puede sufrir el acero TW-Ti en función de la temperatura y los contenidos en % en peso del C y Mn, considerando que el calentamiento y/o enfriamiento de las mezclas se generan en condiciones de equilibrio. De acuerdo a los cálculos termodinámicos, las fases principales que se encuentran en los diagramas de equilibrio incluyen la fase austenítica, cementita y ferrita, además, de la formación de segundas fases, tales como; AlN, MnS, MN, M(C, N), M_7C_3 , $M_{23}C_6$ y M_2P . Sin embargo, las condiciones termodinámicas correspondientes a las diferentes regiones en los diagramas presentan diferencias importantes. Por ejemplo, la línea de líquidus presenta pendiente negativa conforme se incrementa el contenido de C a partir de una temperatura de $\approx 1400 \text{ }^\circ\text{C}$. En este sentido, el incremento del contenido Mn en las aleaciones de acero TWIP, muestra un efecto similar en la línea de líquidus mostrado con el incremento del contenido de C. Por debajo de la línea de líquidus comienza la formación de los AlN, los cuales se encuentran presentes prácticamente en todas las regiones. Por otro lado, se puede observar en ambos diagramas que la fase austenita comienza a solidificar a $1410 \text{ }^\circ\text{C}$. También se puede observar, que los incrementos de C y Mn en los aceros TW-Ti reducen las temperaturas de fusión y solidificación de la austenita.

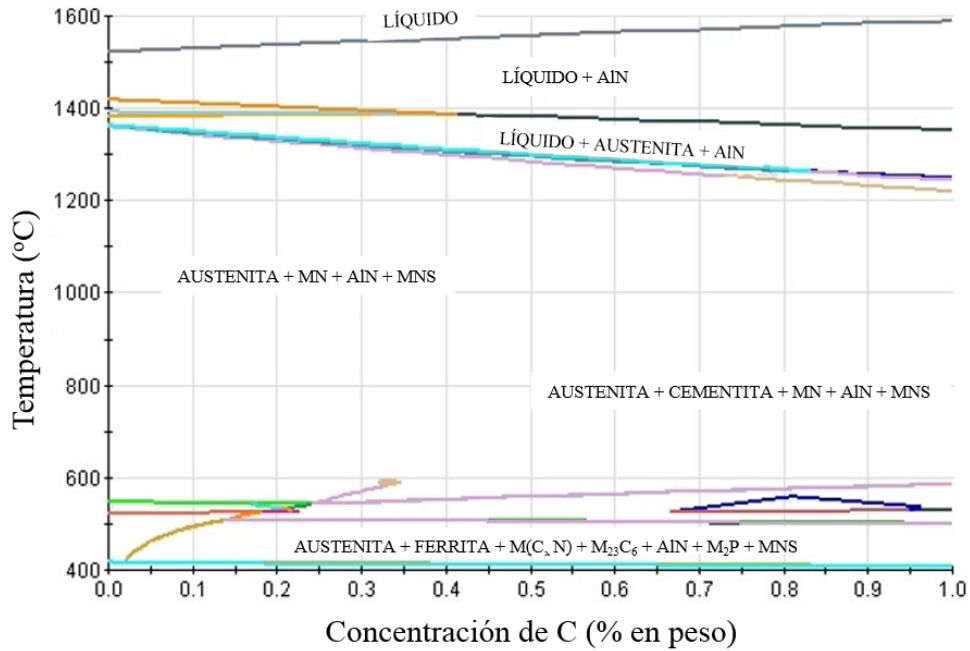


Figura 3.2. Diagrama de isopletras en función del contenido de C (% en peso) del acero TW-Ti (Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti-0.012N), en función de la temperatura.

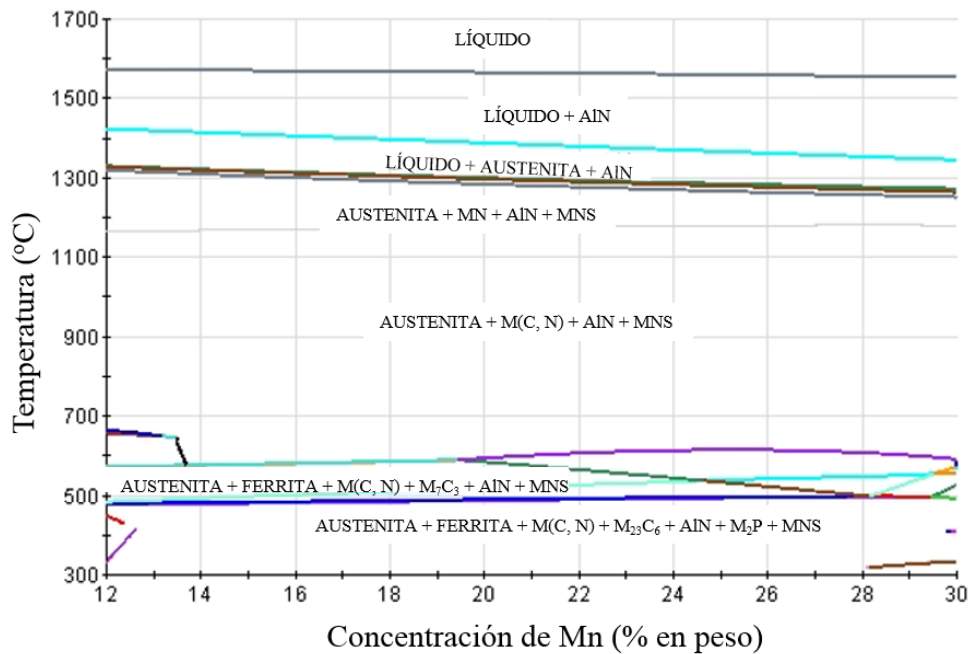


Figura 3.3. Diagrama de isopletras en función del contenido de Mn (% en peso) del acero TW-Ti (Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti-0.012N), en función de la temperatura.

Una vez completada la transformación de la austenita, esta se mantiene estable en un amplio rango de temperaturas de aproximadamente 590 a 1370 °C. En esta región la austenita puede coexistir con diferentes compuestos, tales como, cementita, MN, AlN, MnS y M(C, N). Finalmente, a temperaturas inferiores de 590 °C parte de la austenita podría transformarse en ferrita, además, de la formación de segundas fases como M_7C_3 y $M_{23}C_6$. De acuerdo a las predicciones de JMatPro, en condiciones de equilibrio la solidificación del acero TW-Ti no lograría mantener la estabilidad de la fase austenita a temperatura ambiente, con lo cual, se reducirían las propiedades mecánicas en el acero TW-Ti, ya que es bien conocido que la fase ferrita es el constituyente más blando y dúctil de los aceros, además, se generaría un menor efecto TWIP durante los procesos de deformación [19]. Sin embargo, los fenómenos de solidificación en los procesos de soldadura por fusión se generan fuera del equilibrio, debido a mayores velocidades de enfriamiento principalmente.

3.1.2. Diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo (CCT) y temperatura-tiempo-precipitación (PTT).

Otra de las herramientas disponibles en el programa de simulación JMatPro v9.1-Practical Software for Materials Properties es el cálculo de los diagramas CCT y PTT, los cuales fueron calculados para el acero TW-Ti bajo estudio.

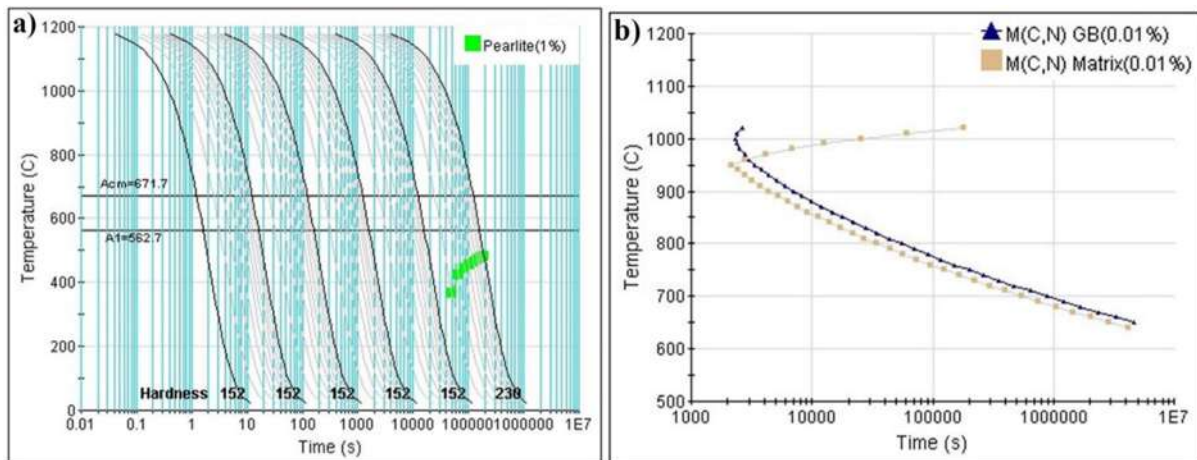


Figura 3.4. Diagramas de transformaciones de fase de acero TW-Ti mediante JMatPro. a) Diagrama CCT, y b) Diagrama PPT.

En el diagrama CCT se corrobora que la fase perlita puede formarse durante la solidificación del acero TW-Ti, para lo cual, se requieren condiciones de temperatura inferiores a la línea A_1 correspondiente a $562.7\text{ }^\circ\text{C}$ y velocidades de enfriamiento lentas (Figura 3.4a). Por otro lado, la Figura 3.4b muestra la posible formación del compuesto $M(C, N)$, tanto en la matriz así como en los límites de grano de la fase austenita. Dando lugar su formación primeramente en la matriz austenítica y posteriormente en los límites de grano en función de la velocidad de enfriamiento. Es importante resaltar que las condiciones de solidificación fuera del equilibrio, generadas en los procesos de soldadura por fusión no permite utilizar los diagramas de balance para pronosticar la verdadera naturaleza de las fases resultantes [80]. Sin embargo, este tipo de diagrama es un punto de partida adecuado para interpretar cualitativamente las modificaciones microestructurales [81].

En el caso de los aceros TWIP con adiciones de Ti como elemento microaleante, es necesario conocer los aspectos termodinámicos que involucren la formación de compuestos precipitados en este tipo de aleaciones. El software JMatPro permitió desarrollar un diagrama predictivo de compuestos precipitados para los aceros TW-Ti, el cual, se muestra en la Figura 3.5.

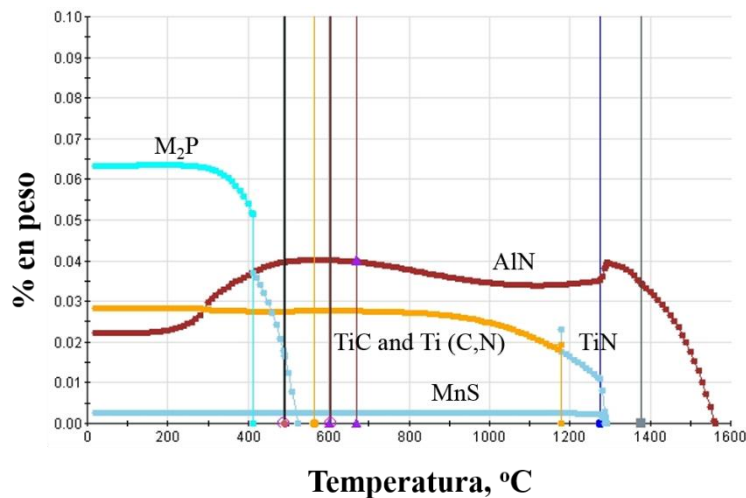


Figura 3.5. Diagramas predictivo de compuestos precipitados para el acero TW-Ti (Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti-0.012N), en función de la temperatura.

Según los cálculos termodinámicos, las principales fases precipitadas que aparecen para la composición nominal del acero TW-Ti utilizado en este trabajo de investigación son las siguientes: compuestos de AlN, Ti(C, N), TiC, MnS y M₂P. Los AlN comienzan a formarse a en el estado líquido a una temperatura de 1521 °C. El contenido de las partículas de AlN tiende a incrementar a medida que desciende la temperatura, hasta una temperatura de 1300 °C aproximadamente. A esta temperatura el % en peso de AlN desciende ligeramente, lo cual se relaciona con el inicio de la formación de partículas de TiN a esta temperatura. Sin embargo, a diferencia de los AlN la formación de TiN se mantienen durante un corto intervalo de temperatura, ya que a 1190 °C aproximadamente, la formación de TiN da lugar a la formación de TiC y Ti(C, N). Por otro lado, la formación de MnS se puede observar desde aproximadamente 1300 °C y alcanza su estabilidad en un rango de temperatura muy corto. Además, la formación de partículas M₂P (fosfuro metálico) se detectó a partir de aproximadamente 530 °C. Debido a que la formación de diferentes compuestos precipitados en la aleación de acero TW-Ti se mantiene en un amplio rango de temperaturas, es de esperar que estas partículas constituyan un papel importante en la evolución microestructural y propiedades mecánicas resultantes de las uniones de soldadura.

3.1.3. Propiedades térmicas y físicas del acero TW-Ti.

La Figura 3.6 muestra el comportamiento de algunas de las propiedades del acero TW-Ti, obtenidas mediante el programa de simulación JMatPro v9.1-Practical Software for Materials Properties, las cuales, fueron calculadas en función de la temperatura y composición química. El acero TW-Ti presenta una densidad de 7.5 g/cm³ a temperatura ambiente (25 °C) (punto A). Esta densidad disminuye de forma lineal conforme se incrementa la temperatura, hasta alcanzar una temperatura de ≈1276 °C, donde la densidad del acero TW-Ti corresponde a 6.77 g/cm³ (punto B). A partir de esta temperatura, la austenita comienza a fundir y la densidad decrece abruptamente, como se puede observar en la Figura 3.6a. Por otro lado, la energía de falla de apilamiento (EFA) del acero TW-Ti a temperatura ambiente corresponde a 23 mJ/m² (punto C). La EFA se mantiene en este valor hasta una temperatura de 50 °C, a partir de esta temperatura la EFA incrementa de forma lineal conforme incrementa la temperatura (Figura 3.6b). Otra propiedad del acero TW-Ti calculada es la conductividad térmica, la cual corresponde a 15.8 W/m K a 25 °C (punto E). La conductividad térmica incrementa linealmente conforme

incrementa la temperatura, hasta la temperatura de fusión de la fase austenita ($\approx 1276\text{ }^{\circ}\text{C}$) en el acero TW-Ti (punto F). A esta temperatura la conductividad térmica corresponde a 33.9 W/m K (Figura 3.6c).

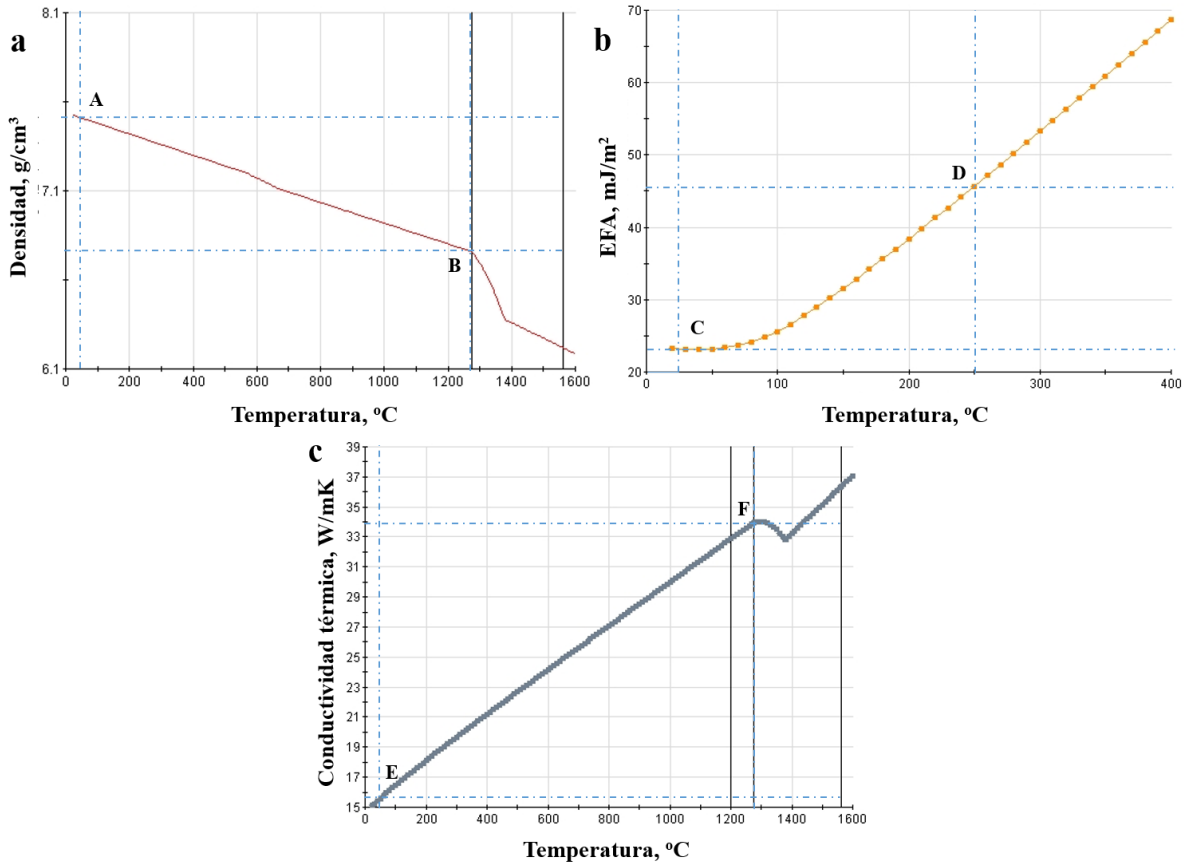


Figura 3.6. Propiedades del acero TW-Ti. a) Densidad, b) Energía de falla de apilamiento (EFA), y c) Conductividad térmica.

En comparación con el acero convencional, el acero TW-Ti presenta una reducción de la densidad de 0.81 g/cm^3 a temperatura ambiente [90], con lo cual se corrobora que el acero TW-Ti podría presentar ventajas en la reducción en peso para diferentes componentes estructurales, en diversas aplicaciones estructurales, como por ejemplo; la industria automotriz [2]. Por otro lado, se sabe que la EFA es una de las propiedades de mayor importancia en los aceros TWIP, ya que de su valor dependerán las propiedades y posibles transformaciones de fase en estos aceros, así como poder obtener el efecto de plasticidad inducida por maclaje (TWIP), teniendo

influencia directa con los mecanismos de deformación plástica [25]. De acuerdo con Grassel et al. [48], el valor de la EFA del acero TW-Ti a temperatura ambiente se encuentra en el rango que favorece el efecto TWIP durante la deformación (de 20 a 45 mJ/m²). Además, se puede observar en la Figura 3.6b que el efecto TWIP se mantiene hasta una temperatura 250 °C (punto D). Por otro lado, la conductividad térmica es un parámetro importante en los procesos de soldadura por fusión, ya que determina la velocidad de flujo de calor a través de la unión soldada, considerando que a mayor conductividad térmica mayor será la velocidad de flujo de calor [91]. Sin embargo, tomando como referencia la conductividad térmica del cobre (385 W/m K) [92] el acero TW-Ti presenta relativamente baja conductividad térmica incluso a alta temperatura (Figura 3.6c), lo cual reduce la extensión de las áreas afectadas por el calor, pero los cambios microestructurales en estas zonas pueden ser mayores, por ejemplo, grano dendrítico burdo en la zona de fusión (ZF) y mayor crecimiento de grano en la zona afectada por el calor (ZAC) [58].

La Figura 3.7 muestra las propiedades de dureza y resistencia a la tracción del acero TW-Ti en función de la temperatura.

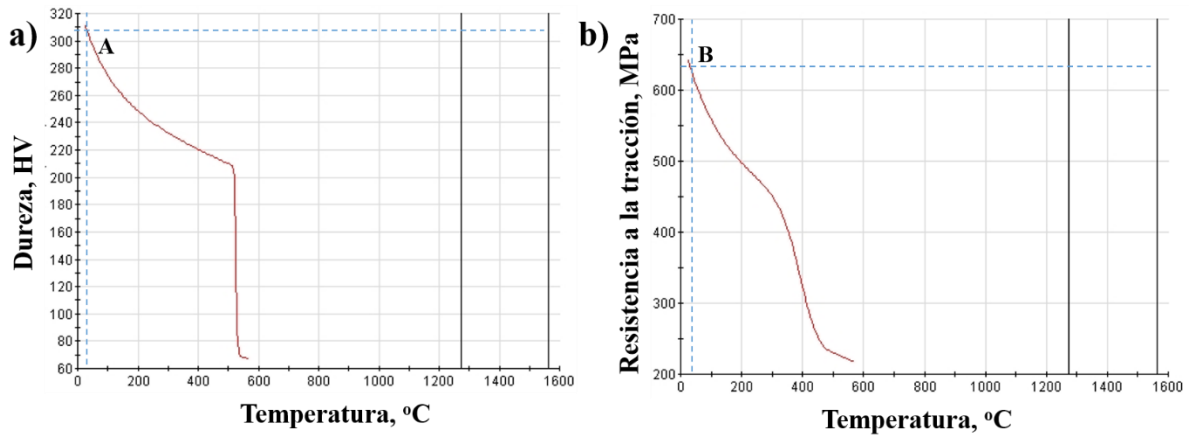


Figura 3.7. Propiedades del acero TW-Ti. a) Dureza, y b) Resistencia a la tracción.

Se puede observar que ambas propiedades decrecen conforme incrementa la temperatura, sin embargo, el principal interés en estas propiedades se genera a temperatura ambiente, ya que la caracterización mecánica del acero TW-Ti en condición de solubilizado y condiciones de post-soldadura fue realizada a temperatura ambiente. A partir de estos resultados se obtiene que el acero TW-Ti bajo estudio presenta una dureza de ≈ 308 HV (punto A) y una resistencia a la tracción de ≈ 640 MPa (punto B), como se observa en la Figura 3.7a y b.

3.2. Caracterización metalográfica del acero TW-Ti en condición de solubilizado.

La Figura 3.8 muestra la microestructura de las placas de acero TW-Ti en condición de solubilizado correspondiente al lote 1 y lote 2, las cuales fueron utilizadas como material base para llevar a cabo las uniones de soldadura mediante el proceso GTAW.

La microestructura resultante posterior al tratamiento de solubilizado consiste de granos equiaxiales austeníticos y una gran cantidad de maclas de recocido, como resultado de los diferentes tratamientos térmicos y termomecánicos utilizados en el acondicionamiento microestructural. El lote 1 de acero TW-Ti presentó un tamaño de grano promedio de 64 ± 35 μm , donde se pudo observar una distribución heterogénea del tamaño de grano en el rango de 15 a 286 μm (Figura 3.8a). Mientras que el lote 2 de acero TW-Ti presentó un tamaño de grano promedio de 116 ± 45 μm . Al igual que lote 1, el tamaño de grano en lote 2 muestra una distribución heterogénea en el rango de 39 a 333 μm (Figura 3.8c). Debido a la notable diferencia en el tamaño del grano, se podría pensar que es un crecimiento anormal del grano. Sin embargo, el análisis estadístico mostró que el tamaño del grano tiene una distribución normal, como se muestra en la Figura 3.8b y d. La diferencia del tamaño de grano entre el lote 1 y lote 2 de acero TW-Ti se debe principalmente a las condiciones utilizadas durante los tratamientos térmicos y termo-mecánicos. Es bien conocida la relación que guarda la microestructura con relación a las propiedades mecánicas, además, el control del tamaño de grano es uno de los mecanismos de mejora de propiedades en diferentes aleaciones. Illescas et al. [93], estudiaron el crecimiento de grano de la fase austenítica en un acero HSLA. Ellos sometieron el acero HSLA a tratamientos térmicos de austenizado a diferentes temperaturas, entre 850 y 1300 °C a tiempo constante de 30 min.

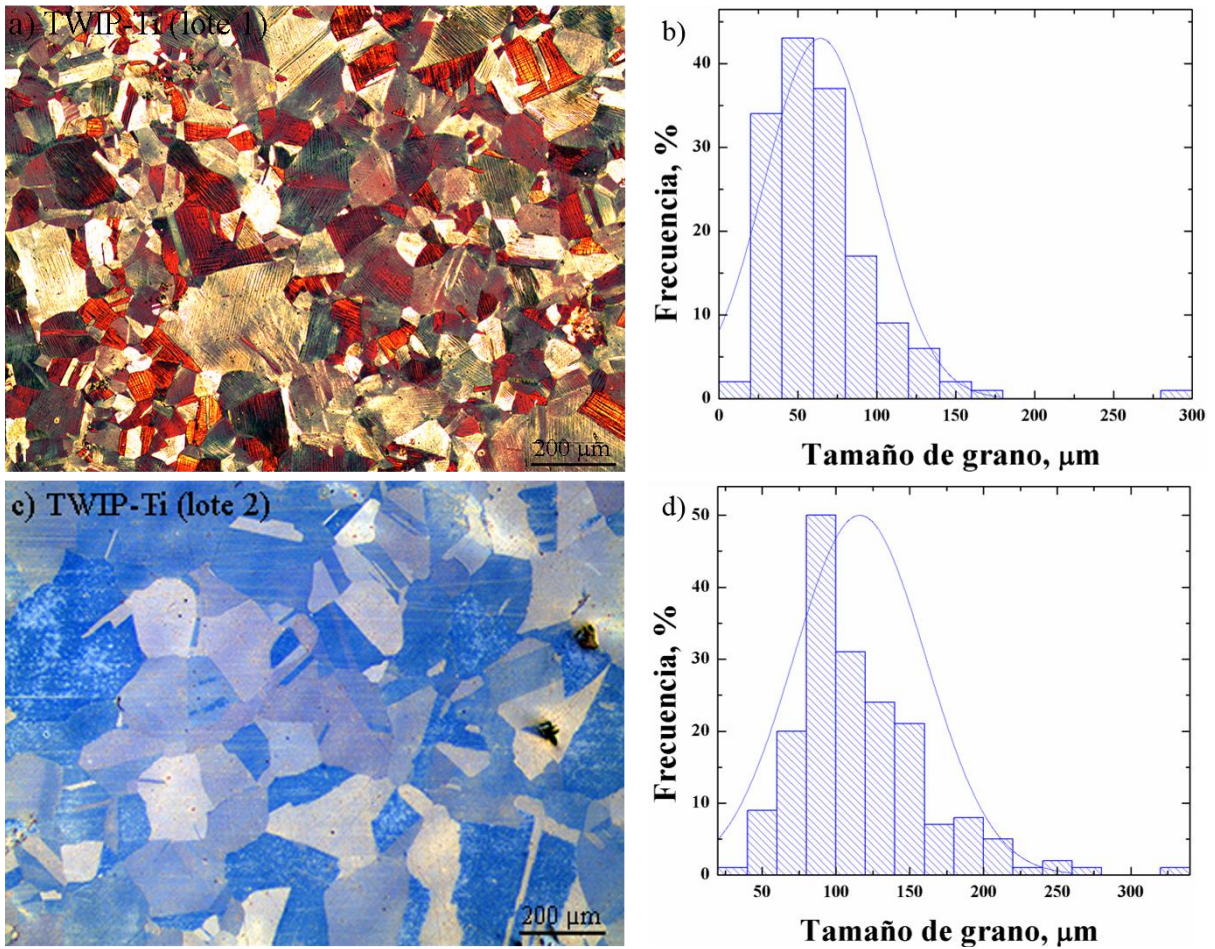


Figura 3.8. Microestructura del acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Micrografía de microscopía óptica (MO) del lote 1, b) Histograma de tamaño de grano del lote 1, c) Micrografía de microscopía óptica (MO) del lote 2, y d) Histograma de tamaño de grano del lote 2.

Determinaron que el crecimiento de grano austenítico da inicio a partir de 1000 °C, como puede observarse en la Figura 3.9. Adicionalmente, determinaron que a mayor tiempo de permanencia a alta temperatura, incrementa en mayor grado el tamaño de grano austenítico. Por otro lado, la distribución heterogénea del tamaño de grano en el acero TW-Ti se asocia con la cinética de recrystalización [94]. Además, es bien sabido que el Ti permite la formación de precipitados a altas temperaturas, lo que puede inhibir el crecimiento del grano en amplio rango de temperaturas [95]. Diferentes trabajos realizados en el grupo de investigación, han estudiado el efecto del Ti como elemento microaleante en los aceros TWIP. Se ha determinado que los aceros TWIP con adiciones de Ti (TW-Ti) presentan menor tamaño de grano posterior al tratamiento

de solubilizado [5, 96]. Por ejemplo, se ha obtenido acero TW-Ti con un tamaño de grano de $63 \pm 32 \mu\text{m}$, mientras que el acero TWIP sin elemento de microaleación presentó un tamaño de grano de $104 \pm 23 \mu\text{m}$ [96]. Es importante señalar que en las diferentes muestras no son apreciables defectos tales como agrietamiento y/o porosidad.

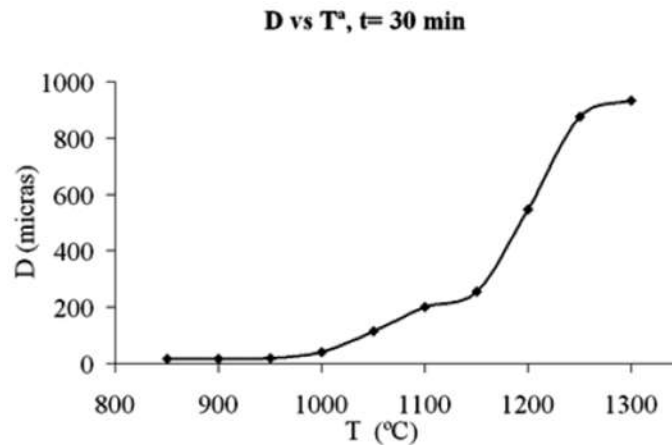


Figura 3.9. Tamaño de grano austenítico (D) en función de la temperatura con un tiempo de tratamiento de 30 min [93].

3.3. Fabricación de uniones soldadas del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.

3.3.1. Caracterización macrográfica y aporte térmico de uniones soldadas de acero TW-Ti.

La Figura 3.10 presenta las macrografías de diferentes uniones de soldadura realizadas en los aceros TW-Ti mediante el proceso GTAW. El análisis macroográfico permitió determinar la penetración de la soldaduras, anchos de los cordones y presencia de defectos de soldadura tales como agrietamiento, porosidad, falta de llenado, distorsión y socavado, principalmente. Sin embargo, debido a la escasa información relacionada con soldaduras de acero TWIP, en especial sobre la unión de placas con espesores mayores a 3 mm, se necesitó llevar a cabo una revisión de los parámetros de soldadura que permitiera la fabricación de uniones en placas de acero TW-Ti de 5.6 y 6.35 mm de espesor, las cuales presentarían penetración completa, libre de defectos, así como buena apariencia del cordón de soldadura (relación ancho-penetración). Los ensayos de soldadura se iniciaron en la unión de placas de 5.6 mm de espesor, mediante juntas a topes,

con bisel recto sin utilizar separación de raíz. Sin embargo, aun con la implementación de alto aporte térmico no se logró buena penetración de la soldadura (unión 1-Tabla III.1). Por lo cual, se utilizó una separación de raíz que facilitara la penetración de la soldadura. Con la implementación de una separación de raíz de 0.3 mm se consiguió penetración completa de una pasada en la unión 2 de acero TW-Ti (Figura 3.10a). Sin embargo, se utilizó alto aporte térmico en la fabricación de la unión 2, lo que originó defectos en la soldadura tales como; falta de llenado y mayor grado de distorsión de la unión soldada, además, de incrementar el ancho del cordón de soldadura (Tabla III.1). Por lo cual, resultó necesario reducir el aporte térmico sin afectar la penetración de la soldadura.

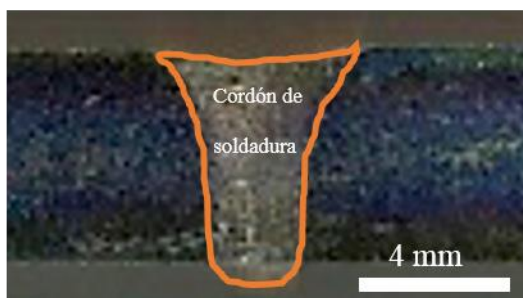
a) Unión 2



b) Unión 3



c) Unión 8



d) Unión 9



Figura 3.10. Macrografías de las uniones de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW; a) Unión 2, b) Unión 3, c) Unión 8, y d) Unión 9.

Una de las variables utilizada para reducir el aporte térmico fue la velocidad de avance de la soldadura, el incremento de la velocidad de avance limita la penetración de la soldadura. La

unión 3 de acero TW-Ti es un ejemplo del uso de alta velocidad de avance, siendo la unión que presentó menor penetración de la soldadura (Figura 3.10b). Por otro lado, unas de las alternativas que permitieron reducir el aporte térmico obteniendo penetración completa fue la fabricación de biseles a 25° en forma “X” (Figura 2.9b). Con esta preparación se consiguió la soldadura de placas de acero TW-Ti de 5.6 mm con penetración completa en una pasada, disminuyendo en gran medida el aporte térmico en relación al utilizado en la fabricación de la unión 2 (Tabla III.1). Siendo la unión 8 la que presentó el cordón de soldadura menos ancho con penetración completa (Figura 3.10c). Una vez determinadas las condiciones para soldar placas de acero TW-Ti de 5.6 mm de espesor, se buscaron las condiciones adecuadas para soldar placas de acero TW-Ti de 6.35 mm de espesor. Se determinó que soldaduras a tope, con preparación de bisel a 25° en forma de “X” y el uso de doble cordón de soldadura permitía la fabricación de uniones soldadas de acero TW-Ti con penetración completa (Figura 3.10d).

Tabla III.1. Dimensiones de los cordones de soldadura y penetración en relación al aporte térmico utilizado en las uniones de aceros TW-Ti.

	Ancho del cordón de soldadura (mm)	Penetración de la soldadura (mm)	Aporte térmico (kJ/mm)
Unión 1	10.9	4.8	0.857
Unión 2	9.16	6.07	0.853
Unión 3	6.8	1.23	0.238
Unión 4	8.2	3.57	0.647
	6.73	3.9	0.647
Unión 5	7.01	2.41	0.647
	3.93	4.17	0.647
Unión 6	5.4	4.1	0.647
Unión 7	5.5	3.9	0.541
	6.2	3.1	0.541
Unión 8	5.12	5.8	0.574
Unión 9	6.9	2.1	0.561
	5.02	4.9	0.561

Es importante resaltar, que en las diferentes uniones no se generaron defectos de agrietamiento, socavado y/o porosidad. La Tabla III-1 muestra las dimensiones de los diferentes cordones realizados en las uniones de acero TW-Ti. En general un buen aspecto del cordón de soldadura es determinado por la ausencia de defectos de soldadura y cuando estos llegan a estar presentes, suelen ser generados por polaridad inadecuada, mala preparación de las juntas, amperajes inadecuados, inapropiada velocidad de avance y otros factores [80].

3.3.2. Medición de distribución de temperaturas en uniones soldadas de acero TW-Ti.

3.3.2.1. Adquisición de datos de temperatura en uniones de soldadura del acero TW-Ti.

La Figura 3.11 presentan los resultados obtenidos con relación a las curvas de enfriamiento en la ZAC y material base de las diferentes uniones soldadas de acero TW-Ti, a partir de las cuales se determinaron las temperaturas pico y velocidades de enfriamiento correspondientes a cada termopar (Tabla III.2).

Una vez que son registradas las temperaturas máximas da inicio la etapa de enfriamiento en las soldaduras debido al desplazamiento de la fuente de calor, mediante la transferencia de calor a través de las placas soldadas, presentando las curvas de enfriamiento un comportamiento exponencial descendente para temperaturas máximas superiores a 400 °C, generando mayores gradientes térmicos y un comportamiento prácticamente lineal a temperaturas máximas menores a 400 °C (Figura 3.11) con menores gradientes térmicos, siendo sometida la ZAC a un espectro de ciclos térmicos que pueden generar variaciones microestructurales importantes tales como; recristalización, crecimiento de grano, transformaciones de fase, formación de precipitados, esfuerzos residuales y relajación de esfuerzos [70].

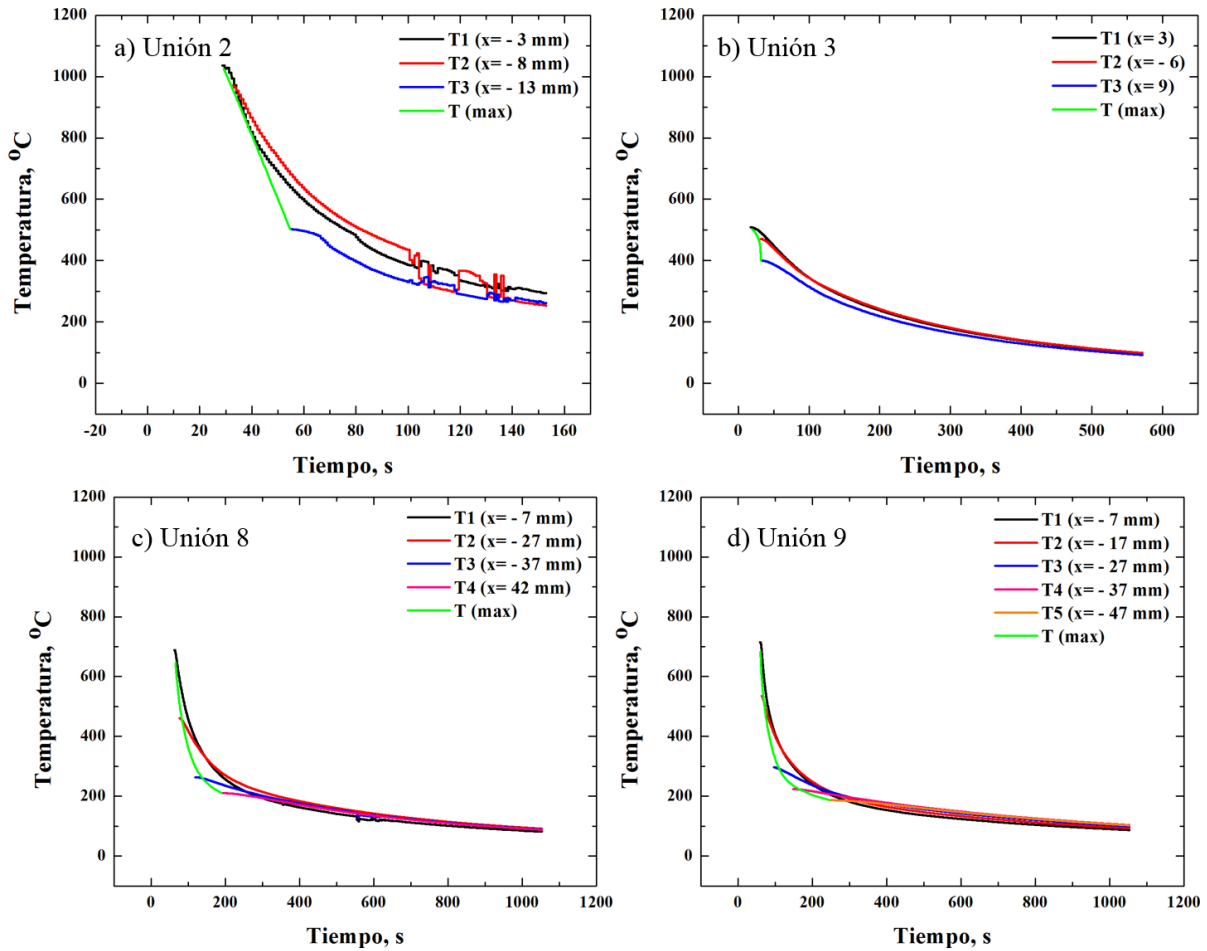


Figura 3.11. Curvas de enfriamiento y temperaturas máximas en la ZAC y material base en uniones soldadas de aceros TW-Ti; a) unión 2, b) unión 3, c) unión 8 y d) unión 9.

La unión 2 de soldadura de aceros TW-Ti registró la máxima temperatura correspondiente a 1035.98 °C (Figura 3.11a), congruente a la mayor cantidad de aporte térmico suministrado en esta unión, a diferencia de las uniones 3, 8 y 9 donde las máximas temperaturas corresponden a 509.04, 688.77 y 715.59 °C (fuguras 3.11 b, c y d), generando en la unión 2 una mayor susceptibilidad a los cambios microestructurales y defectos de soldadura [7-8, 84], a diferencia de condiciones donde el aporte térmico es bajo y el flujo de calor es efectivo (altas velocidades de enfriamiento).

Tabla III.2. Velocidades de enfriamiento en la ZAC y material base en uniones soldadas de aceros TW-Ti.

		Temperatura máxima (°C)	Tiempo (s)	Distancia en "x" (mm)	Velocidad de enfriamiento promedio (°C/s)
Unión 2	T1	1035.98	28.63	3	8.17
	T2	970.47	32.21	8	7.88
	T3	502.25	54.73	13	2.45
Unión 3	T1	509.04	17.22	3	1.08
	T2	471.46	31.61	6	1.03
	T3	400.24	31.61	9	0.64
Unión 8	T1	688.77	62.81	7	2.24
	T2	460.1	77.19	27	0.82
	T3	264.02	117.18	37	0.19
	T4	210.45	189.21	42	0.14
Unión 9	T1	715.59	59.26	7	3.28
	T2	535.45	64.09	17	1.59
	T3	296.94	97.17	27	0.21
	T4	223.53	148.65	37	0.13
	T5	186.86	245.85	47	0.11

3.3.2.2. Análisis de transformaciones de fase en la zona afectada por el calor (ZAC)

respecto a las temperaturas máximas y velocidades de enfriamiento.

En las Figuras 3.12 y 3.13 se presentan los diagramas CCT y PTT de los aceros TW-Ti (Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.022Ti-0.12N), calculados mediante el software JMatPro v9.1, los cuales fueron relacionados con las temperaturas máximas y velocidades de enfriamiento obtenidas en las uniones de soldadura de aceros TW-Ti, con la finalidad de determinar los cambios de fase y formaciones de fases precipitadas en estado sólido en la ZAC.

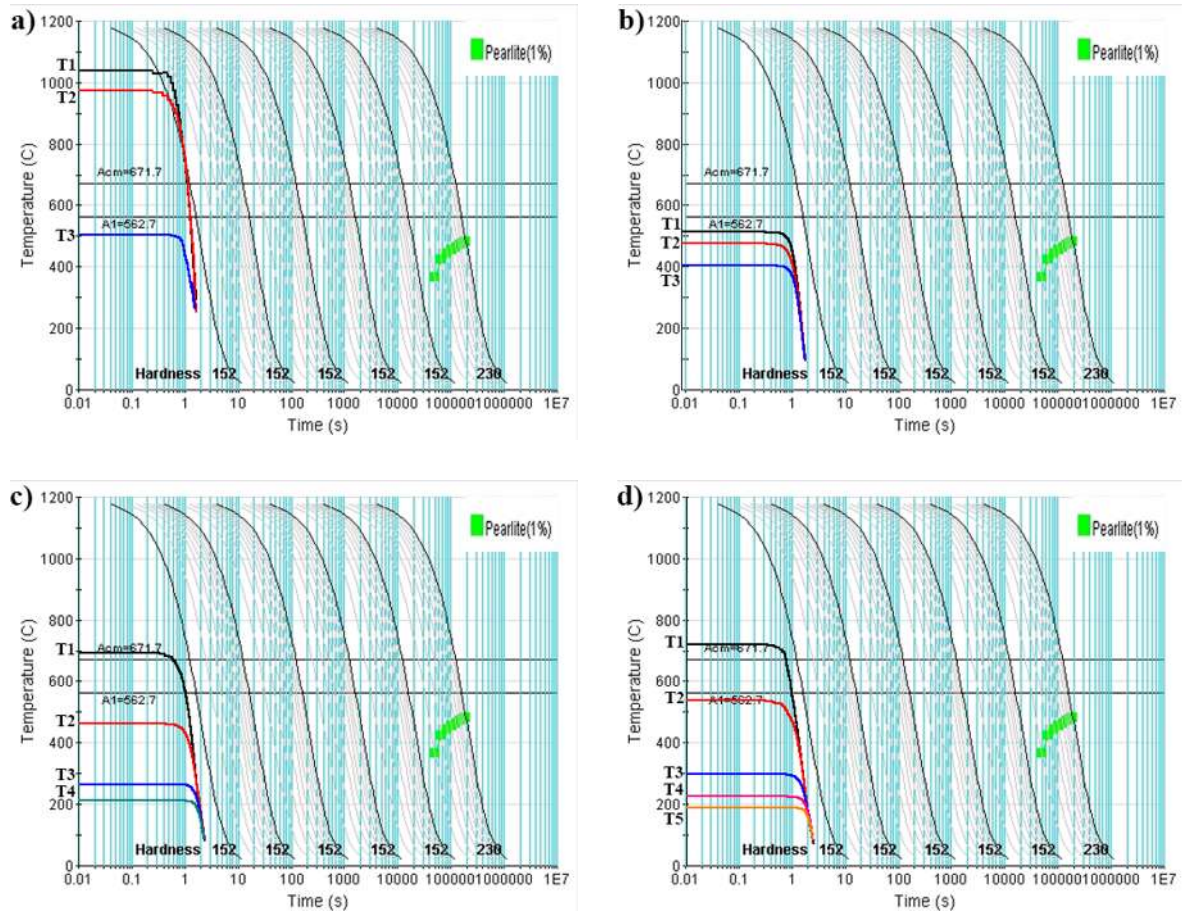


Figura 3.12. Predicciones de transformaciones de fase en uniones soldadas de aceros TW-Ti mediante diagramas CCT; a) Unión 2, b) Unión 3, c) Unión 8 y d) Unión 9.

Una de las posibles transformaciones de fase corresponde a la fase perlita, situada en el extremo derecho de los diagramas CCT (Figura 3.12), requiriendo condiciones de temperatura inferiores a la línea A_1 correspondiente a 562.7 °C y tiempos de enfriamiento prolongados, superiores a 10,000 s. por lo que se asume, que los cambios microestructurales presentes en los aceros TW-Ti sometidos a soldadura en este trabajo de investigación, no se relacionan con transformaciones de fase en estado sólido [70], manteniendo la estabilidad de la fase austenítica. En general los aceros TWIP son diseñados metalúrgicamente para presentar una microestructura austenítica estable en un amplio rango de temperaturas desde 1200 °C (temperatura de solubilizado) hasta temperatura ambiente, mediante sus altos contenidos de elementos aleantes principalmente el

Mn y C, permitiendo así mantener su excelente comportamiento de resistencia a la tracción vs deformación [30].

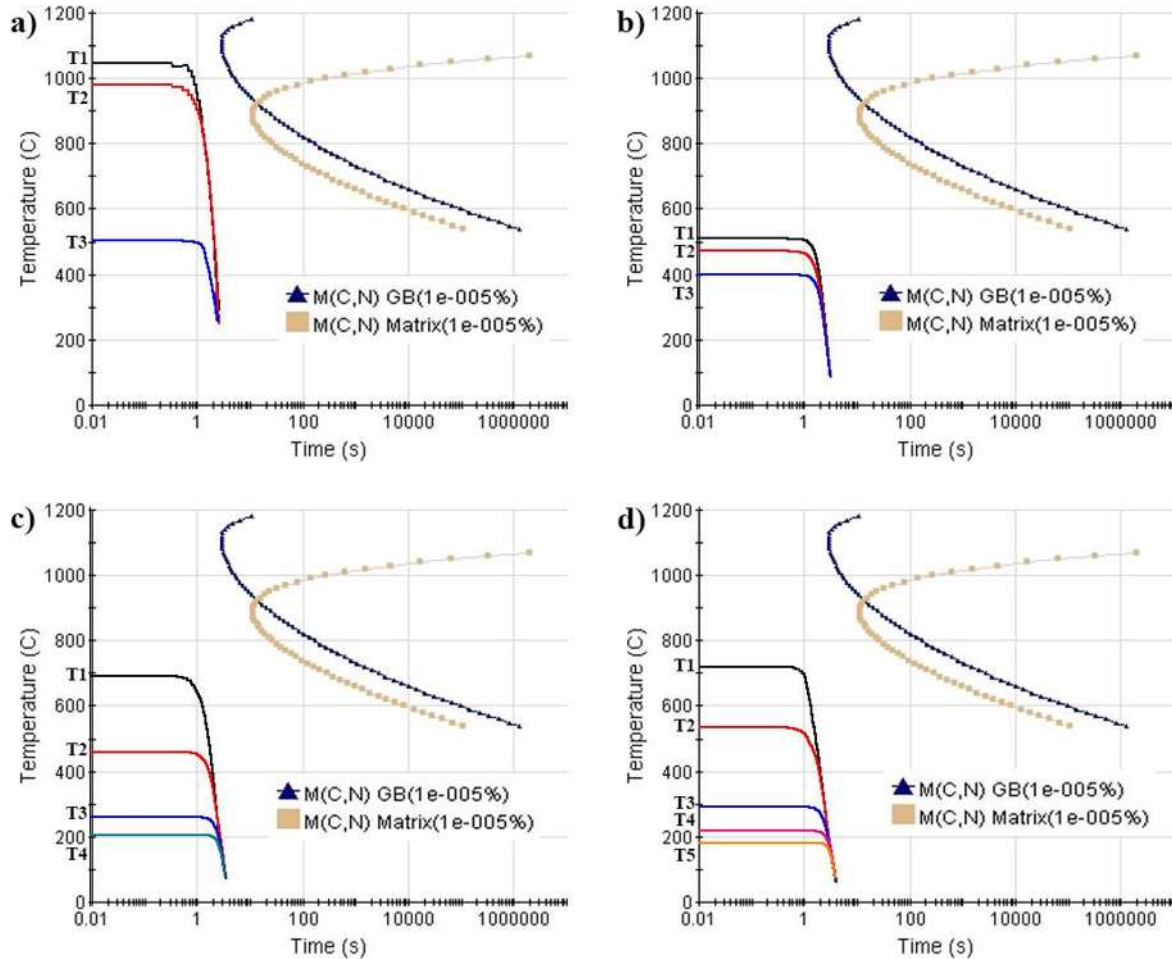


Figura 3.13. Predicciones de formación de precipitados en uniones soldadas de acero TW-Ti, mediante diagramas PTT; a) Unión 2, b) Unión 3, c) Unión 8 y d) Unión 9.

Otro de los cambios microestructurales en estado sólido, es la formación de partículas precipitadas debido a los efectos del aporte térmico, en el caso específico de los aceros TW-Ti las posibles formaciones de partículas precipitadas corresponden a carbonitruros metálicos (M(C, N)), tanto en los límites de grano, así como al interior de los granos austeníticos de acuerdo a los diagramas PTT (Figura 3.13), dando lugar su formación primeramente en la matriz austenítica y posteriormente en los límites de grano en función de la velocidad de enfriamiento,

presentando el mínimo tiempo de retardo en la formación de estas partículas a 3 y 10 s, respectivamente. Pero debido a que las velocidades de enfriamiento obtenidas en las uniones soldadas de los aceros TW-Ti, se caracterizan por enfriamientos rápidos, no se generan las condiciones inmediatas en la generación de estas partículas.

3.4. Caracterización metalográfica de las uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.

La Figura 3.14 muestra las diferentes zonas generadas en una soldadura de acero TW-Ti, mediante el proceso GTAW. Estas zonas están conformadas por la zona de fusión (ZF), interface de la soldadura (IS) y zona afectada por el calor (ZAC).

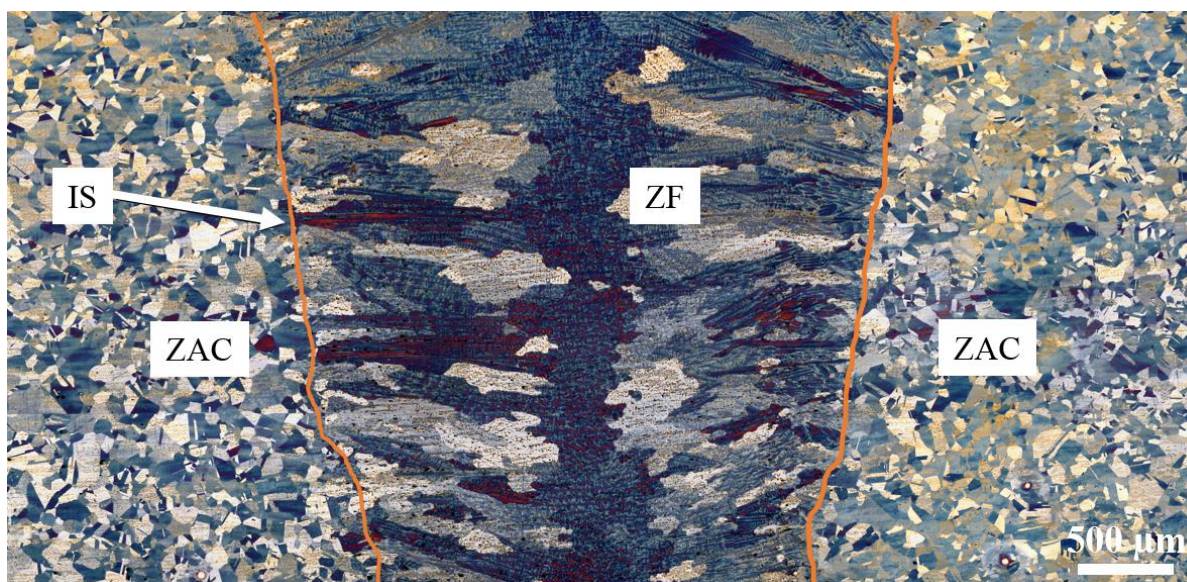


Figura 3.14. Sección transversal del cordón de soldadura de la unión 8 de acero TW-Ti.

La ZF presenta una microestructura austenítica con formación de grano dendrítico. Además, se puede observar que el grano dendrítico se presenta en forma columnar y equiaxial en las diferentes condiciones utilizadas durante la fabricación de las uniones de soldadura en el acero TW-Ti. Es importante resaltar que la estructura dendrítica de grano equiaxial se genera preferentemente en la zona central del cordón de soldadura, mientras que el grano dendrítico

columnar se forma a partir de la zona de grano dendrítico equiaxial con una orientación perpendicular a la interfaz de soldadura (Figura 3.14). Por otro lado, los cambios microestructurales en la ZAC de las diferentes uniones de acero TW-Ti detectados mediante microscopía óptica, consisten en el crecimiento del grano austenítico en comparación con el acero TW-Ti en condición de solubilizado (condición de material base). En la Figura 3.15 se muestra con mayor detalle la morfología dendrítica en la ZF (Figura 3.15a, c y d), así como la IS y la ZAC (Figura 3.15b).

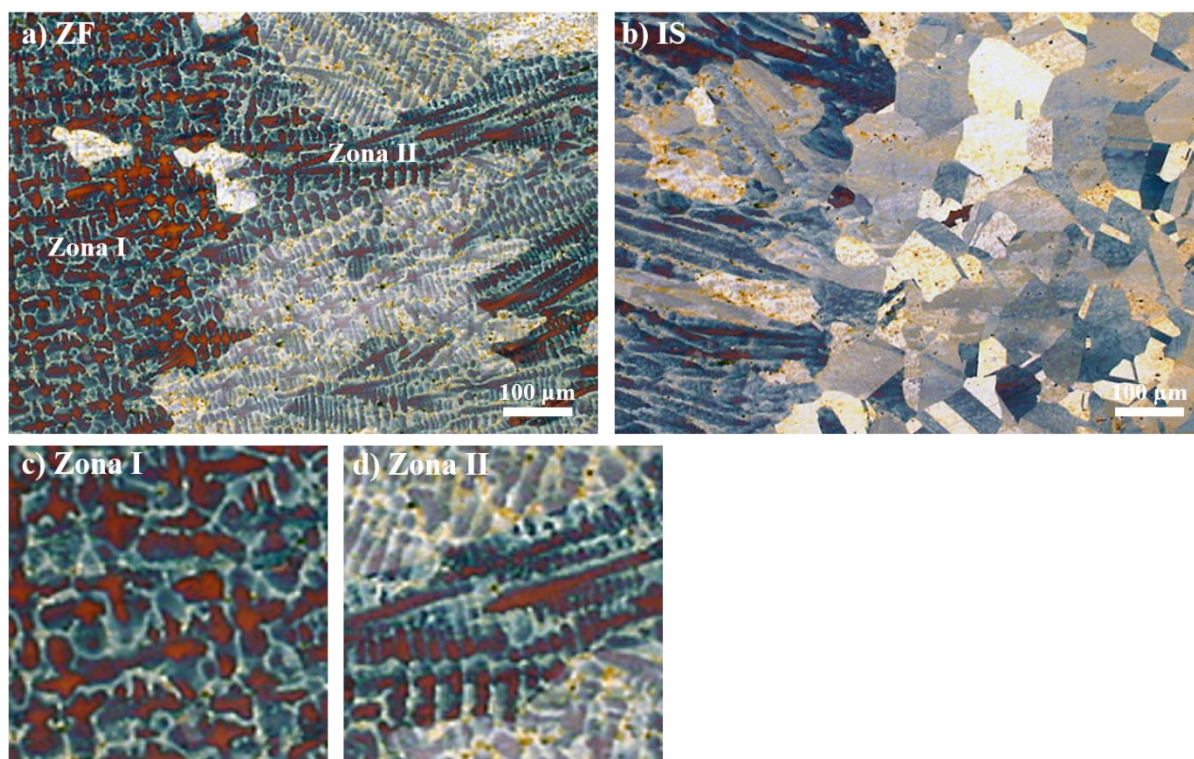


Figura 3.15. Microestructura de unión de soldadura de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Zona de fusión (ZF), b) interface de la soldadura (IS), c) ZF, grano dendrítico equiaxial, y d) ZF, grano dendrítico columnar.

Es bien sabido que la solidificación de las aleaciones metálicas implica la formación de cristales con dirección de crecimiento preferencial, debido al flujo de calor desde el sistema hacia el entorno (considerando la ZF como el sistema y la ZAC como el entorno), lo que implica la inestabilidad del frente de solidificación como resultado del sobreenfriamiento constitucional

en el metal fundido, dando como resultado la formación de estructura dendrítica en la ZF [81, 97]. A medida que aumenta el sobreenfriamiento constitucional, se favorece más el modo de solidificación dendrítico [71]. Al respecto Reyes-Calderón et al. [24], han reportado que las adiciones de elementos microaleantes en la composición química de aceros TWIP genera una ampliación de la región sobreenfriada constitucional, debido a mayor grado de segregación de solutos. Por otro lado, las condiciones térmicas generadas por el proceso GTAW (temperatura y velocidad de enfriamiento) en las diferentes soldaduras de acero TW-Ti, determinaron los efectos metalúrgicos generados en las diferentes zonas de la soldadura. Es decir, a mayor aporte térmico mayor será el sobreenfriamiento constitucional y mayores serán las temperaturas y los tiempos de permanencia, principalmente en el rango de temperaturas altas, lo que origina un mayor crecimiento del grano dendrítico en la ZF y mayor crecimiento de grano equiaxial en la ZAC [58]. Es importante resaltar que no se presentaron transformaciones de fase, así como la generación de defectos en la soldadura como; agrietamiento en caliente y/o porosidad en las diferentes zonas de las soldaduras de acero TW-Ti, ya que esto se relaciona con el rendimiento de la unión de soldada. Las transformaciones de fase en los aceros TWIP limitan el maclaje como mecanismo de deformación plástica, lo cual afecta las propiedades mecánicas [48]. Por otro lado, la generación de grietas y/o porosidad sirven como zonas de inicio de falla, bajo la aplicación de esfuerzos externos en la soldadura. Estudios realizados en uniones soldadas de diferentes composiciones de acero TWIP, hacen referencia a la formación de grietas de licuación debido a la presencia de un constituyente eutéctico de bajo punto de fusión, localizado en los límites de grano de la ZAC [88]. Es considerado que el agrietamiento de licuación ocurre preferencialmente en lo que se conoce como “zona parcialmente fundida (ZPF)” [58], un aspecto favorable en las diferentes uniones de acero TW-Ti, ya que no fue detectada la presencia de la ZPF en las diferentes uniones de soldadura.

3.4.1. Evolución del tamaño de grano dendrítico en la ZF a diferente aporte térmico.

La Figura 3.16 muestra la morfología dendrítica de la ZF de la unión 2 de soldadura del acero TW-Ti. En esta zona se analizó el tamaño de grano, en las diferentes morfologías dendríticas presentes en esta zona. Por ejemplo, el tipo de dendrita correspondiente a la zona de análisis I (Figura 3.16a, b y d), corresponde a la dendrita equiaxial la cual presenta un tamaño de grano promedio $39.19 \pm 14.33 \mu\text{m}$, mientras que las zonas II y III muestran dendritas columnares, las

cuales presentan una longitud del grano dendrítico de $62.26 \pm 9.48 \mu\text{m}$ en la zona II (Figura 3.16b) y un ancho promedio de $20.66 \pm 4.09 \mu\text{m}$.

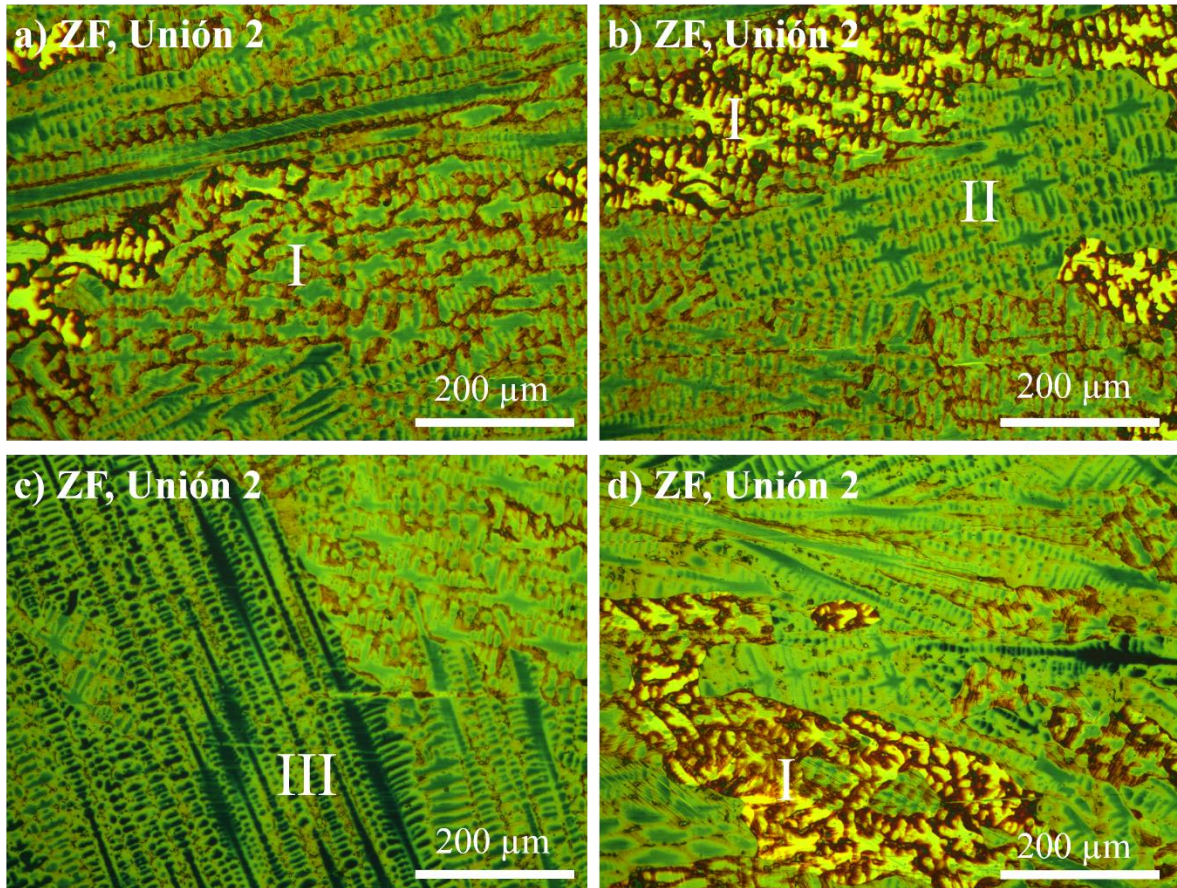


Figura 3.16. Tamaño de grano dendrítico en la ZF de la unión 2 de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW ($Q=0.853 \text{ kJ/mm}$).

En el caso de la zona III, esta presenta una longitud del grano dendrítico de $176.33 \pm 54.15 \mu\text{m}$ y un ancho de dendrita promedio de $14.94 \pm 1.78 \mu\text{m}$ (Figura 3.16c). Por otro lado, la microestructura dendrítica presenta en la ZF de la unión 8 de soldadura mostrada en la Figura 3.17, presenta un tamaño de grano promedio de la morfología dendrítica equiaxial de $31.92 \pm 9.25 \mu\text{m}$, correspondiente a las zona I de la Figura 3.17a, b y c. La zona II presenta una longitud de dendrita correspondiente a $67.57 \pm 12.93 \mu\text{m}$ y un ancho de $17.35 \pm 4.45 \mu\text{m}$ (Figura 3.17d). Mientras que la zona III que presenta una longitud de dendrita correspondiente a 90.48 ± 35.96

μm con un ancho de $9.65 \pm 1.2 \mu\text{m}$ (Figura 3.17b). En comparación con la unión 2 de soldadura, la unión 8 muestra en general una microestructura más fina en la ZF, lo cual corresponde a la implementación de menor aporte térmico en la fabricación de la unión 8 de soldadura del acero TW-Ti.

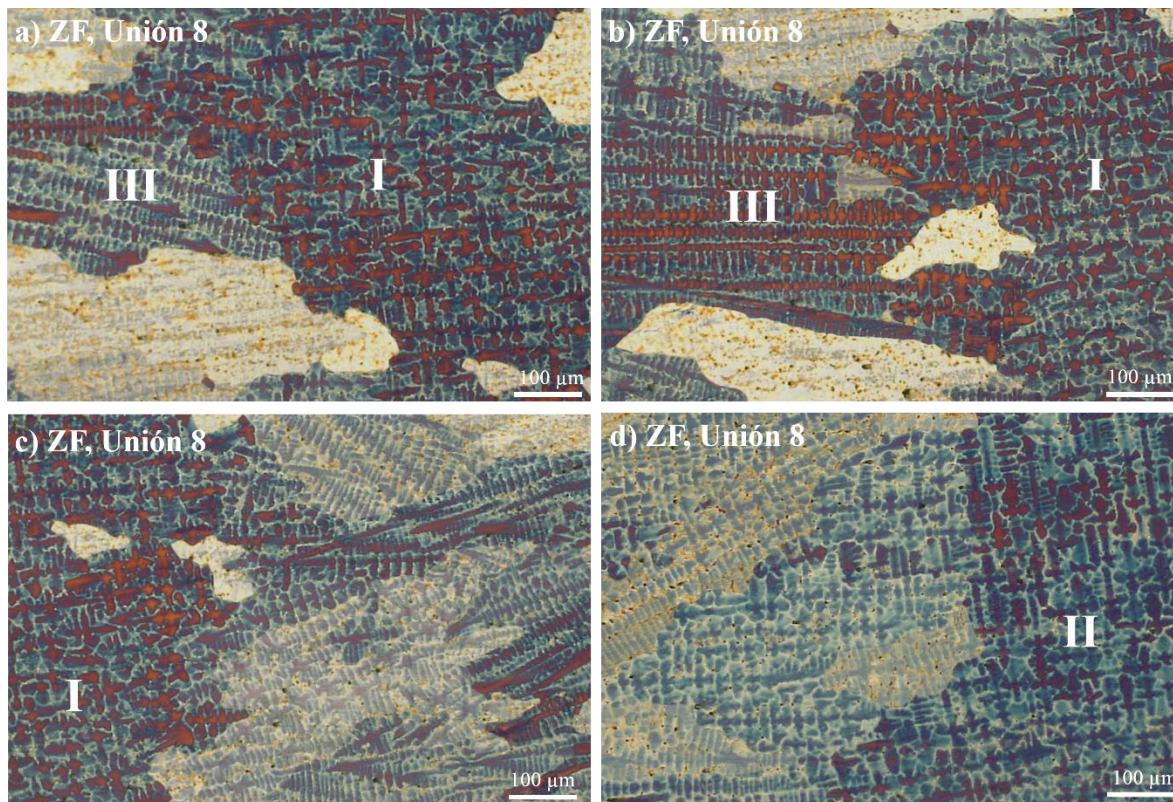


Figura 3.17. Tamaño de grano dendrítico en la ZF de la unión 8 de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW ($Q=0.574 \text{ kJ/mm}$).

3.4.2. Evolución del tamaño de grano equiaxial en la ZAC a diferente aporte térmico.

La Figura 3.18 muestra la ZAC con crecimiento de grano equiaxial en la unión 2 de soldadura de acero TW-Ti.

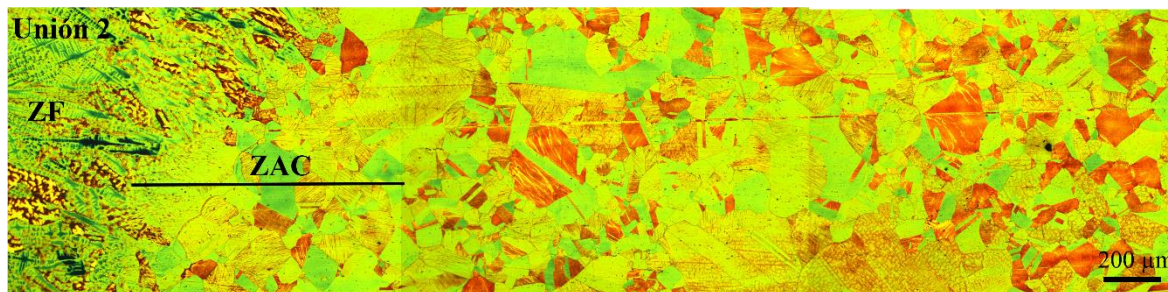


Figura 3.18. Tamaño de grano equiaxial en la ZAC de la unión 2 de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW ($Q=0.853$ kJ/mm).

Esta unión de soldadura presenta una extensión de ZAC de crecimiento de grano de $956.1 \mu\text{m}$, medida en la parte media del cordón del soldadura. El tamaño de grano promedio en esta zona corresponde a $84.37 \pm 31.02 \mu\text{m}$, con un crecimiento de grano de $20.37 \mu\text{m}$ respecto al acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 1 (sección 3.2).



Figura 3.19. Tamaño de grano equiaxial en la ZAC de la unión 8 de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW ($Q=0.574$ kJ/mm).

Por otro lado, respecto a la unión 8 de soldadura, esta presenta una extensión de ZAC de crecimiento de grano de $450.45 \mu\text{m}$ (Figura 3.19), considerablemente menor que la correspondiente a la ZAC presente en la unión 2. Esto se debe a la diferencia de aporte de térmico implementado en la fabricación de estas uniones de soldaduras, ya que en la unión 2 se utilizó un aporte térmico de 0.853 kJ/mm, mientras que en la unión 8 se utilizó un aporte de térmico de 0.574 kJ/mm. Por otro lado, el tamaño de grano en la ZAC de la unión 8 corresponde

a $76 \pm 32 \mu\text{m}$, con un incremento de grano de $12 \mu\text{m}$ respecto al acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote. De acuerdo al análisis realizado en la ZF y ZAC, se observan diferencias importantes en el tamaño de grano de estas zonas en función de la intensidad de aporte térmico.

3.5. Caracterización mediante microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS).

3.5.1. Análisis químico puntual.

La Figura 3.20 muestra la distribución de los elementos de aleación a través de la matriz austenítica del acero TW-Ti en condición de solubilizado, correspondiente al lote 1 (Figura 3.20a) y lote 2 (Figura 3.20b) de la fabricación de placas para soldadura. Se esperaba que en el acero TW-Ti en condición de solubilizado se hubiera eliminado la segregación proveniente de la condición de solidificación, como resultado del acondicionamiento microestructural mediante los tratamientos térmicos y termo-mecánicos. Sin embargo, de acuerdo a los resultados obtenidos, se pueden observar variaciones en la composición química de los elementos de aleación Mn, Al, Si y C.

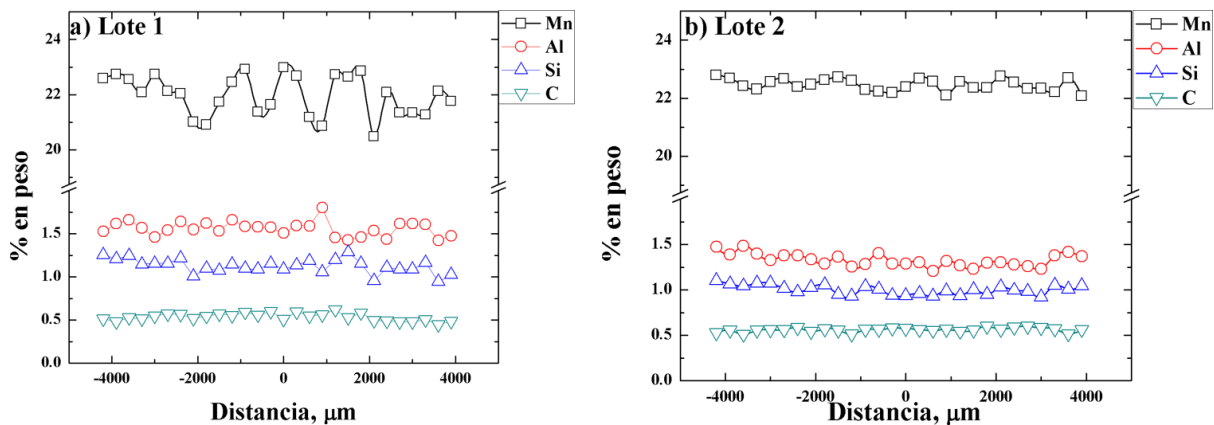


Figura 3.20. Análisis químico puntual en el acero TW-Ti en la condición de solubilizado (condición de material base. a) Material base lote 1, y b) Material base lote 2.

El acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 1, presentó mayor grado de segregación respecto al acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 2 (Figura 3.20). Lo cual, se atribuye a las diferencias en las condiciones térmicas y tiempos de permanencia a altas

temperaturas, como se mostró en las Figuras 2.3 y 2.4. Además, se ha establecido que algunos materiales sometidos a procesos termomecánicos pueden llegar a producir segregación, ya sea en la matriz del grano austenítico o a través de los límites de grano [98]. Por otro lado, los diferentes análisis químicos puntuales llevados a cabo en el acero TW-Ti en condición de solubilizado, permitieron corroborar la composición química en las placas correspondientes al lote 1 y lote 2, principalmente del Mn, Al, Si y C, donde se mostraron pequeñas diferencias respecto a estos elementos en la composición química nominal del acero TW-Ti, como se puede observar en la Tabla III.3. Es importante mencionar, que estas variaciones en composición química fueron tomadas en cuenta para el análisis del grado de segregación en los cordones de soldadura.

Tabla III.3. Composición química del acero TW-Ti obtenida mediante espectrometría de chispa (condición de colada) y mediante microscopía electrónica de barrido (MEB/EDS) condición de solubilizado lote 1 y 2), en % en peso.

Acero TW-Ti	Fe	Mn	Al	Si	C
Condición de colada	Bal.	22	1.8	1.24	0.56
Condición de solubilizado (lote 1)	Bal.	21.98	1.56	1.13	0.53
Condición de solubilizado (lote 2)	Bal.	22.46	1.33	1.0	0.56

La Figura 3.21 muestra la distribución de los elementos químicos Mn, Al, Si y C en diferentes uniones de soldadura de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. El objetivo principal del uso de los análisis químicos puntuales en el cordón de soldadura, fue determinar el grado de segregación en la zona de fusión (FZ) y poder relacionar este fenómeno con el aporte térmico generado en las diferentes condiciones utilizadas durante la fabricación de las uniones soldadas de acero TW-Ti. El grado de segregación presente en la ZF fue mayor para las condiciones donde se utilizó mayor aporte térmico, como es el caso de las uniones 1 y 2 (Figura 3.21). Por otro lado, las soldaduras donde se utilizó menor aporte térmico presentan menor grado de segregación. Este comportamiento se puede apreciar en la Figura 3.21 para las uniones 3, 8 y 9.

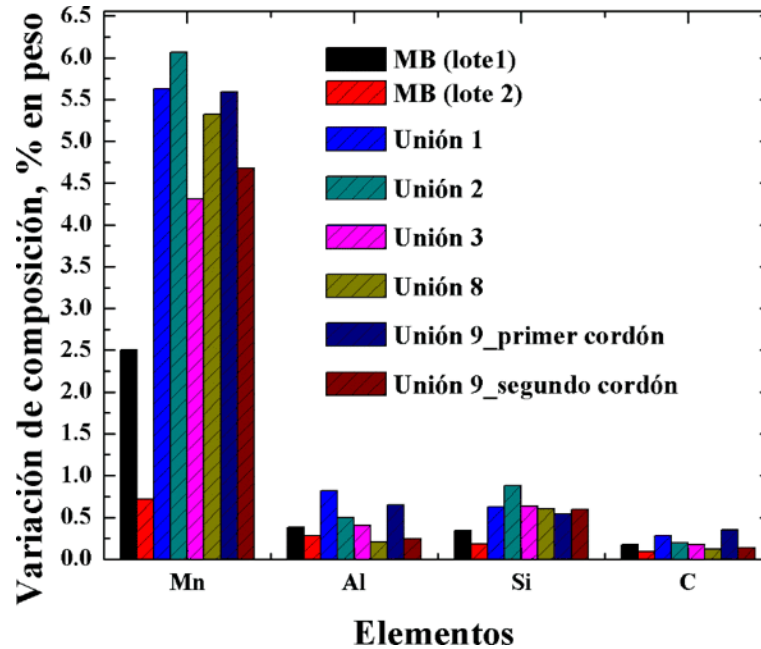


Figura 3.21. Variación de composición química en % en peso de los elementos aleantes en acero TW-Ti en condición de solubilizado (lote 1 y 2) y en condiciones de post-soldadura.

Las variaciones más importantes en composición química respecto al Mn, se registraron en la unión 1 y 2 de soldadura de acero TW-Ti. Donde se registró un valor 18.03% en peso como el menor contenido de Mn (Figura 3.22b) y 25.14% en peso como el mayor contenido de Mn (Figura 3.22a) en los diferentes cordones de soldadura. Respecto al Al, el menor contenido se presentó en la unión 8 con un valor de 1.4% en peso (Figura 3.22d), mientras que la unión 1 presentó el más alto, correspondiente a 2.28% en peso (Figura 3.22a). Respecto al Si, el menor valor se registró en la unión 1 con un valor de 0.75% en peso (Figura 3.22a), y el valor máximo se registró en la unión 3 con un valor de 1.67% en peso (Figura 3.22c). Finalmente, las variaciones más importantes respecto al C se presentaron en la unión 9, con un valor mínimo de 0.37% en peso y 0.72% en peso como valor máximo (Figura 3.23a).

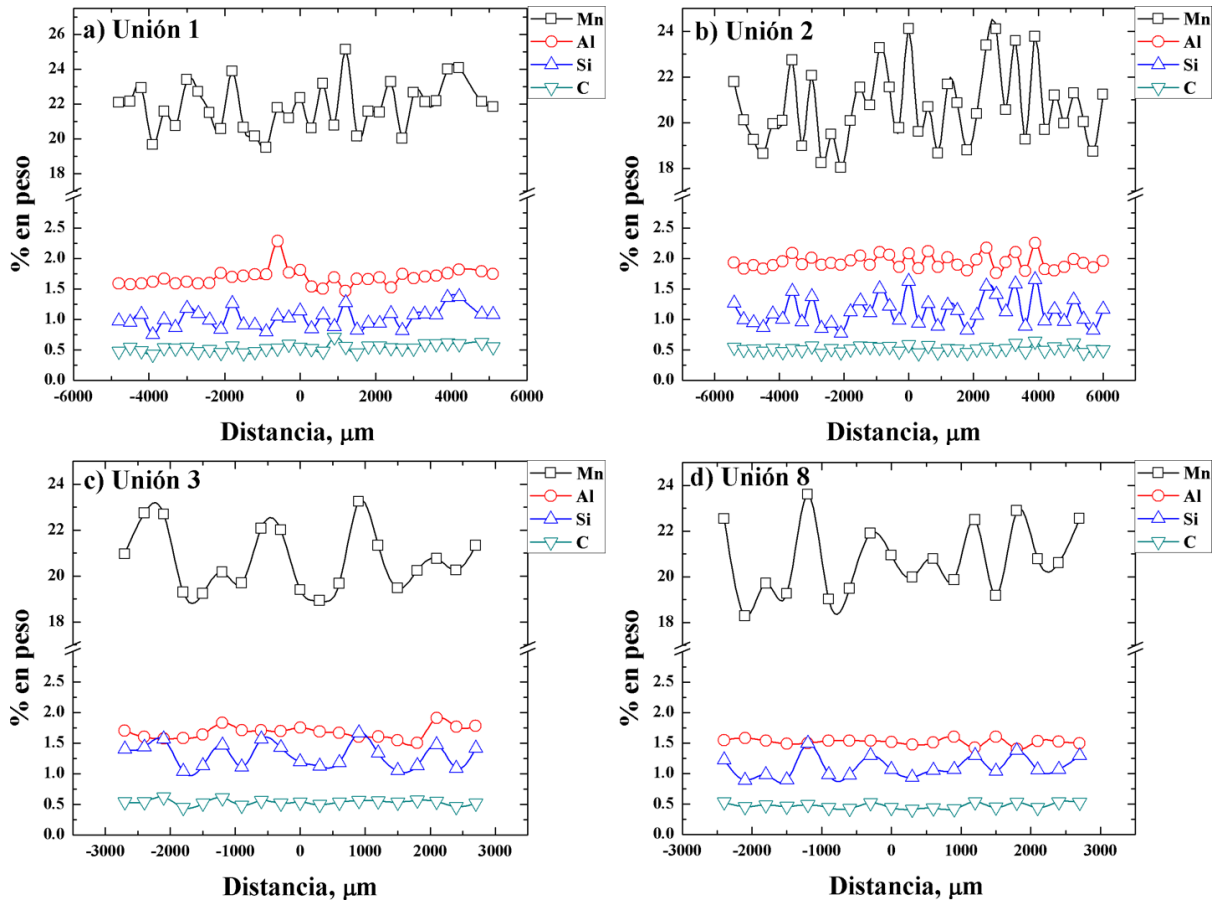


Figura 3.22. Análisis químico puntual en uniones de soldadura de acero TW-Ti mediante GTAW. a) Unión de soldadura 1 ($Q = 0.857 \text{ kJ/mm}$), b) Unión de soldadura 2 ($Q = 0.853 \text{ kJ/mm}$), c) Unión de soldadura 3 ($Q = 0.238 \text{ kJ/mm}$), y d) Unión de soldadura 8 ($Q = 0.574 \text{ kJ/mm}$).

Es importante mencionar que el Mn y Si fueron los elementos que mostraron mayor inestabilidad en la distribución a través de la ZF, lo cual se corroboró en diferentes uniones soldadas de acero TW-Ti (Figuras 3.22 y 3.23). Además, se puede observar un patrón similar en la distribución del Mn y Si, lo que indica que estos elementos segregan en la misma región. Por otro lado, la Figura 3.23 muestra la distribución de los elementos de aleación Mn, Al, Si y C de la unión 9 de soldadura de acero TW-Ti. La particularidad de esta unión fue la implementación de doble cordón de soldadura en una junta a tope con bisel en forma de “X”, generando que el primer cordón de soldadura fuera sometido a doble ciclo térmico, y dando como resultado un mayor grado de segregación del Mn, Al y C.

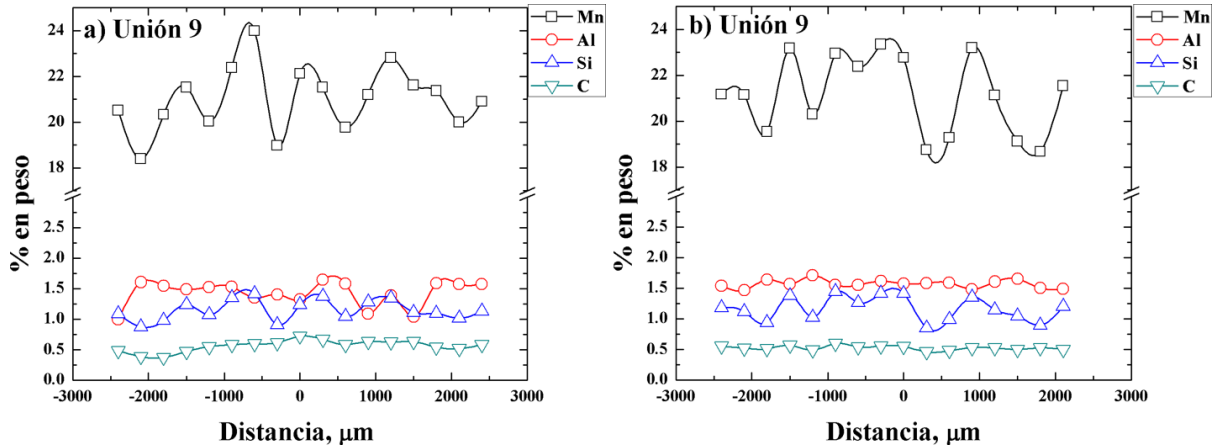


Figura 3.23. Análisis químico puntual en la unión 9 de soldadura de acero TW-Ti mediante GTAW. a) Primer cordón, y b) Segundo cordón.

Es bien conocido, que las propiedades mecánicas en los aceros TWIP dependen de la energía de falla de apilamiento (EFA), por lo tanto, el contenido de elemento aleantes (principalmente Mn y C) es determinante para mantener la estabilidad de la fase austenita en los aceros TWIP y de esta manera controlar las propiedades mecánicas mediante el efecto TWIP [19]. Se ha reportado que contenidos de Mn menor a 15% promueve la transformación de austenita en martensita ($\gamma \rightarrow \alpha'$) bajo deformación plástica [20]. Es por ello, que el grado de segregación generado en soldaduras de acero TWIP es de gran interés a fin de ajustar la aleación respecto a las propiedades mecánicas y posibles transformaciones de fase. En este sentido, la segregación de los elementos químicos produce sitios de enriquecimiento local en soluto [37]. En los aceros TWIP con altos contenidos de elementos aleantes tales como Mn, Al, Si y C se produce alto grado de segregación, donde el sólido rechaza Mn y C hacia el líquido durante la solidificación de estos aceros, en otras palabras los límites de grano dendríticos en la fase final de solidificación se enriquecen de Mn y C [38], congruente con los valores de los coeficientes de equilibrio (k) para la segregación del Mn y C que son aproximadamente 0.75 y 0.28 [39]. Valores reportados en literatura, especifican que una disminución de 5% del contenido de Mn llevaría a una caída en la energía de falla de apilamiento (EFA) de aproximadamente 5-10 mJ/m^2 [99-101].

3.5.2. *Análisis químico lineal.*

La Figura 3.24 muestra la distribución de los elementos de aleación, mediante análisis químico lineal a través de la matriz austenítica del acero TW-Ti en condición de solubilizado.

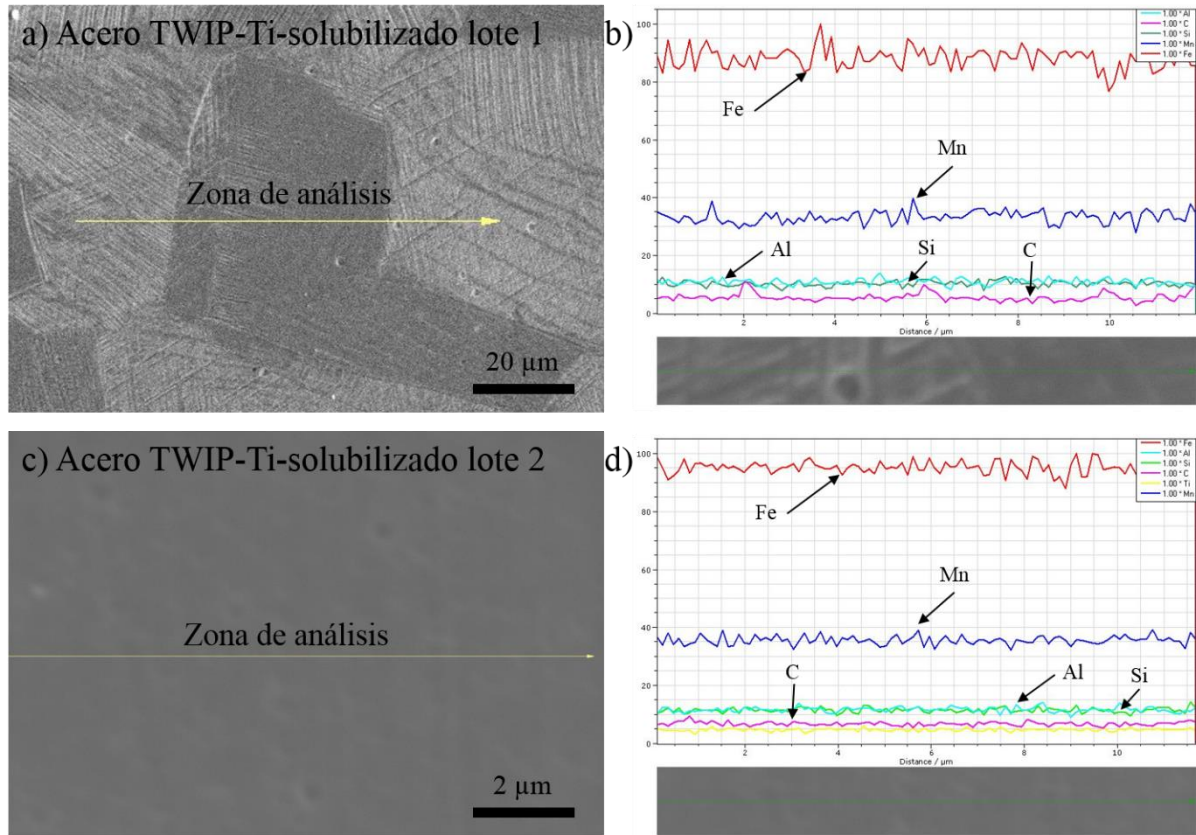


Figura 3.24. Análisis químico lineal en el acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Zona de análisis (lote 1), b) Variación de composición química (lote 1), c) Zona de análisis (lote 2), y d) Variación de composición química (lote 2).

Los resultados obtenidos mediante el análisis químico lineal, permitieron determinar de forma cualitativa los cambios de composición química en el acero TW-Ti posterior al tratamiento térmico solubilizado, condición utilizada como material base para generar soldaduras de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. De manera similar al análisis químico puntual, estos resultados corroboran mayor heterogeneidad en la distribución de los elementos de aleación Mn, Al, Si y C en las placas de acero TW-Ti correspondientes al lote 1 (Figura 3.24b), en comparación con la fabricación de placas de acero TW-Ti correspondientes al lote 2 (Figura

3.24d). La inestabilidad del frente de solidificación durante los procesos de fundición en los aceros TWIP conduce a un mecanismo de solidificación dendrítico como resultado del fenómeno de segregación y en algunos casos, la variación de la composición química es tan grave que puede llegar a generar transformaciones de fase [40]. Es por ello, que durante la etapa de acondicionamiento microestructural del acero TW-Ti se lleva a cabo un tratamiento térmico de homogeneización, ya que permite eliminar la segregación de los elementos de aleación. Sin embargo, en los aceros TWIP no se han establecido los parámetros para llevar a cabo el tratamiento térmico de homogeneización, que garantice la homogeneización completa de los elementos de aleación. De acuerdo a las condiciones utilizadas durante el tratamiento térmico de homogeneización aplicado al lote 2 (Figura 2.4), un calentamiento a 1200 °C durante 7 h, con enfriamiento posterior en horno, permite eliminar en gran medida la segregación en los aceros TW-Ti, sin embargo, la segregación de los elementos aleación no es eliminada totalmente (Figura 3.24d) y el tamaño de grano crece considerablemente (Figura 3.8c y d).

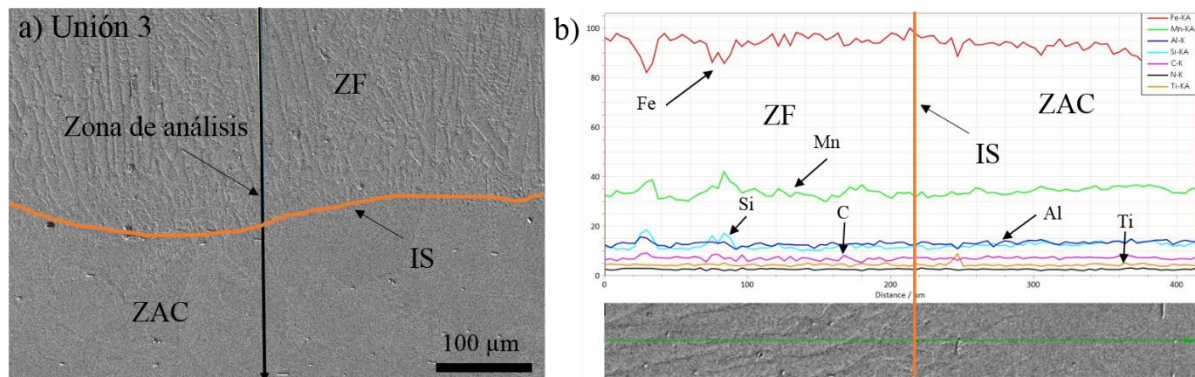


Figura 3.25. Análisis químico lineal a través de la interface de la soldadura (IS) de unión soldada de acero TW-Ti. a) Zona de análisis, y b) variación de composición química.

Por otro lado, la Figura 3.25 muestra la distribución de los elementos aleación Mn, Al, Si, C y Ti a través de la interface de la soldadura en una unión de acero TW-Ti. La variación de los elementos de aleación en la zona de fusión (ZF) es evidente. A diferencia de la zona afectada por el calor (ZAC) donde los elementos de aleación no muestran variaciones importantes (Figura 3.25b). Adicionalmente, se pueden observar similitudes en los patrones de distribución de los

elementos Mn, Si y C. Considerando que el Mn y C segregan en las regiones interdendríticas, estas zonas también son enriquecidas con Si. Este resultado fue corroborado mediante análisis químico lineal en la ZF en soldadura de acero TW-Ti, como puede observarse en la Figura 3.26. Es bien sabido, que los elementos de aleación con un coeficiente de segregación de equilibrio $k < 1$ tienden a segregarse hacia las zonas interdendríticas, y aquellos con $k > 1$ tienden a segregarse hacia el interior del grano dendrítico. La segregación puede tener un efecto significativo en la susceptibilidad al agrietamiento en caliente del metal de soldadura [58].

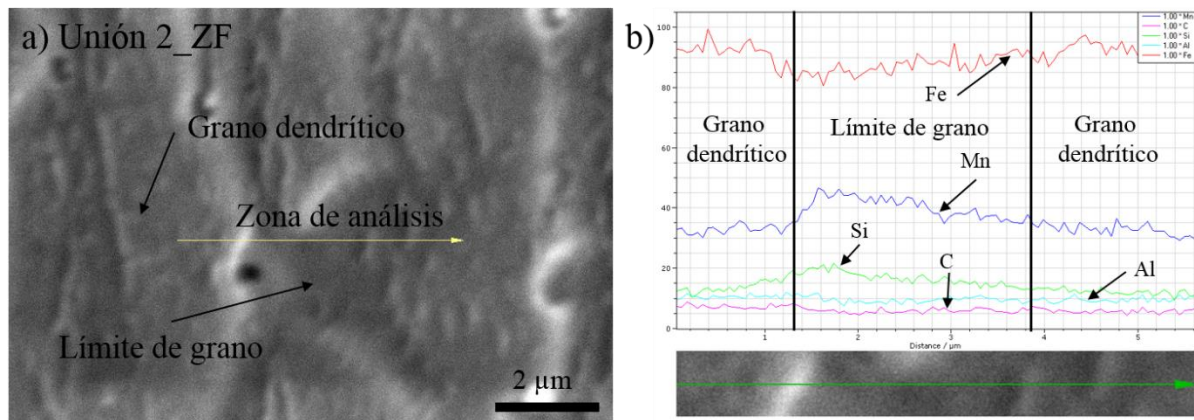


Figura 3.26. Análisis químico lineal en la zona de fusión (ZF) de unión soldada de acero TW-Ti. a) Zona de análisis, y b) variación de composición química.

3.5.3. Análisis químico mediante mapeo elemental.

Las Figuras 3.27, 3.28 y 3.29 muestran los mapeos elementales realizados mediante SEM-EDS en la en el acero TW-Ti en condición de solubilizado y condición post-soldadura en la zona de fusión (ZF).

El mapeo elemental permitió corroborar la segregación de los elementos de aleación Mn, Al, Si y C de forma cualitativa, mediante la densidad de puntos determinada por los colores asignados a cada elemento. De acuerdo a los resultados obtenidos en el acero TW-Ti en condición de solubilizado, esta técnica no muestra una diferencia clara de la distribución de los elementos de aleación correspondiente a las placas del lote 1 y lote 2, como fue evidente mediante el análisis

químico puntual y lineal (Figuras 3.20 y 3.24). Lo cual está relacionado con el bajo nivel de segregación mostrado en la condición de solubilizado.

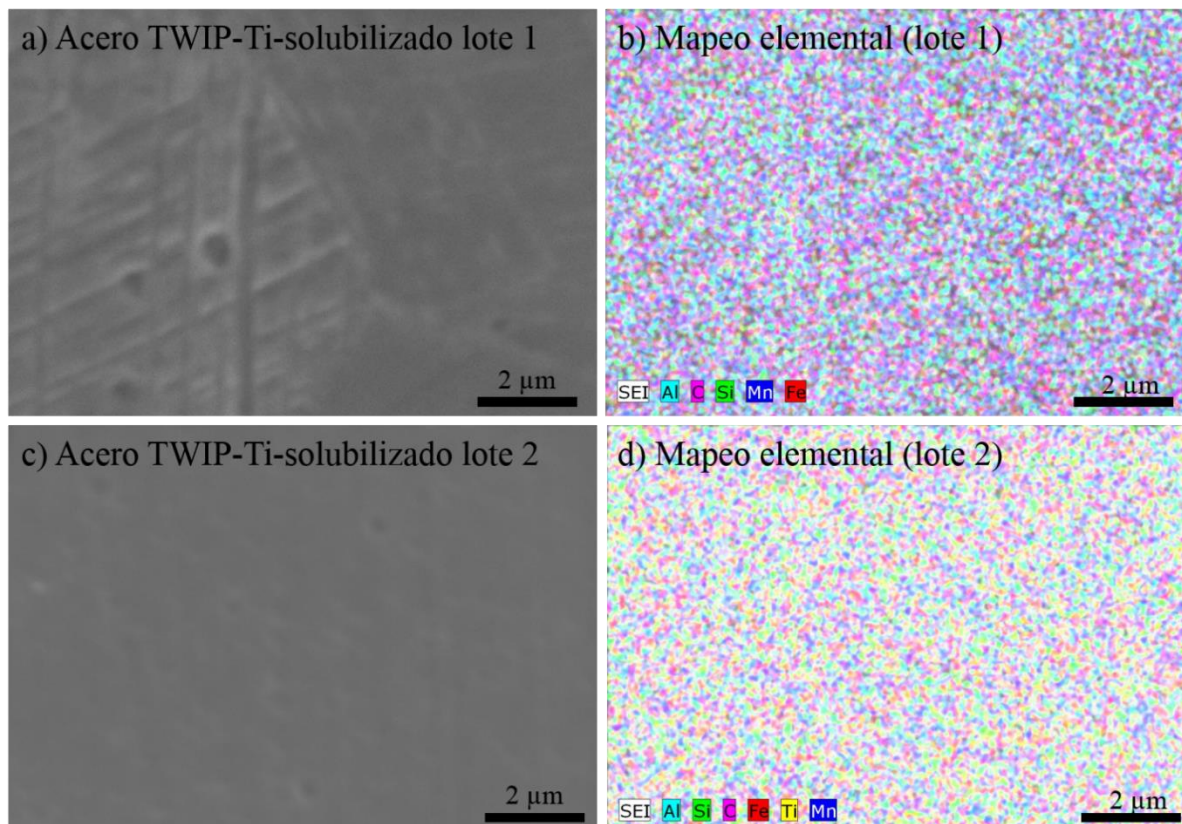


Figura 3.27. Mapeos elementales de composición química en el acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Zona de análisis correspondiente al lote 1, b) Mapeo elemental del lote 1, c) Zona de análisis correspondiente al lote 2, y d) mapeo elemental lote 2.

A diferencia del acero TW-Ti en condición de solubilizado, la zona de fusión (ZF) de las uniones soldadas mostró con mayor intensidad la segregación de los elementos de aleación, principalmente del Mn y Si. Las Figuras 3.28 y 3.29 muestran los mapeos elementales realizados en la ZF de las uniones 3 y 8 de acero TW-Ti, donde se pueden ver variaciones en la distribución de elementos químicos (Mn, Al, Si y C). En particular, se mostró el Al segregado en el interior de las dendritas, mientras que Mn, Si y C se segregaron en la zona interdendrítica. En el momento de la solidificación, el núcleo de dendrita expulsa los elementos de aleación (Mn, Si y C) a la región interdendrítica, congruente con un coeficiente de distribución $k < 1$ [58]. Como

ha sido mencionado, las diferencias en la composición química del metal solidificado se conocen como fenómeno de segregación, y particularmente en la soldadura del acero TWIP, este es un fenómeno importante que se ve favorecido por los altos contenidos de aleación, lo que produce heterogeneidades en las propiedades físicas, químicas y mecánicas [102]. Sin embargo, a mayores tasas de solidificación se genera una estructura dendrítica más fina y menos segregación [103], por lo tanto, se recomienda el uso de procesos de soldadura por fusión en la fabricación de uniones soldadas de aceros TWIP con baja intensidad de aporte térmico.

Además, se observan partículas precipitadas en la ZF de las soldaduras de acero TW-Ti analizadas (Figuras 3.28 y 3.29). Es evidente la formación de partículas enriquecidas en Al, presumiblemente AlN (Figuras 3.28d y 3.29d). Así como la formación de partículas enriquecidas en Mn y Ti, las cuales se asocian con MnS, Ti(C, N) y TiC. Se puede observar que las partículas de mayor tamaño tienden a localizarse en las regiones interdendríticas, mientras que las partículas más finas se pueden localizar en la matriz y límite de grano de la estructura dendrítica (Figuras 3.28a y 3.29a). La morfología, tamaño, presencia, localización preferencial, distancia entre partículas, naturaleza de la intercara partícula-matriz y la dureza de dichas partículas a través de la matriz de los aceros TW-Ti, define la influencia que tendrán las fases precipitadas sobre las propiedades mecánicas [24, 46]. Es importante mencionar que en el acero TW-Ti en condición de solubilizado, no se muestra evidencia de partículas precipitadas mediante mapeos elementales de composición química (Figura 3.27), considerando que los diferentes elementos de aleación se encuentran en solución sólida [44], como resultado de la aplicación del tratamiento térmico de solubilizado durante el acondicionamiento microestructural del acero TW-Ti.

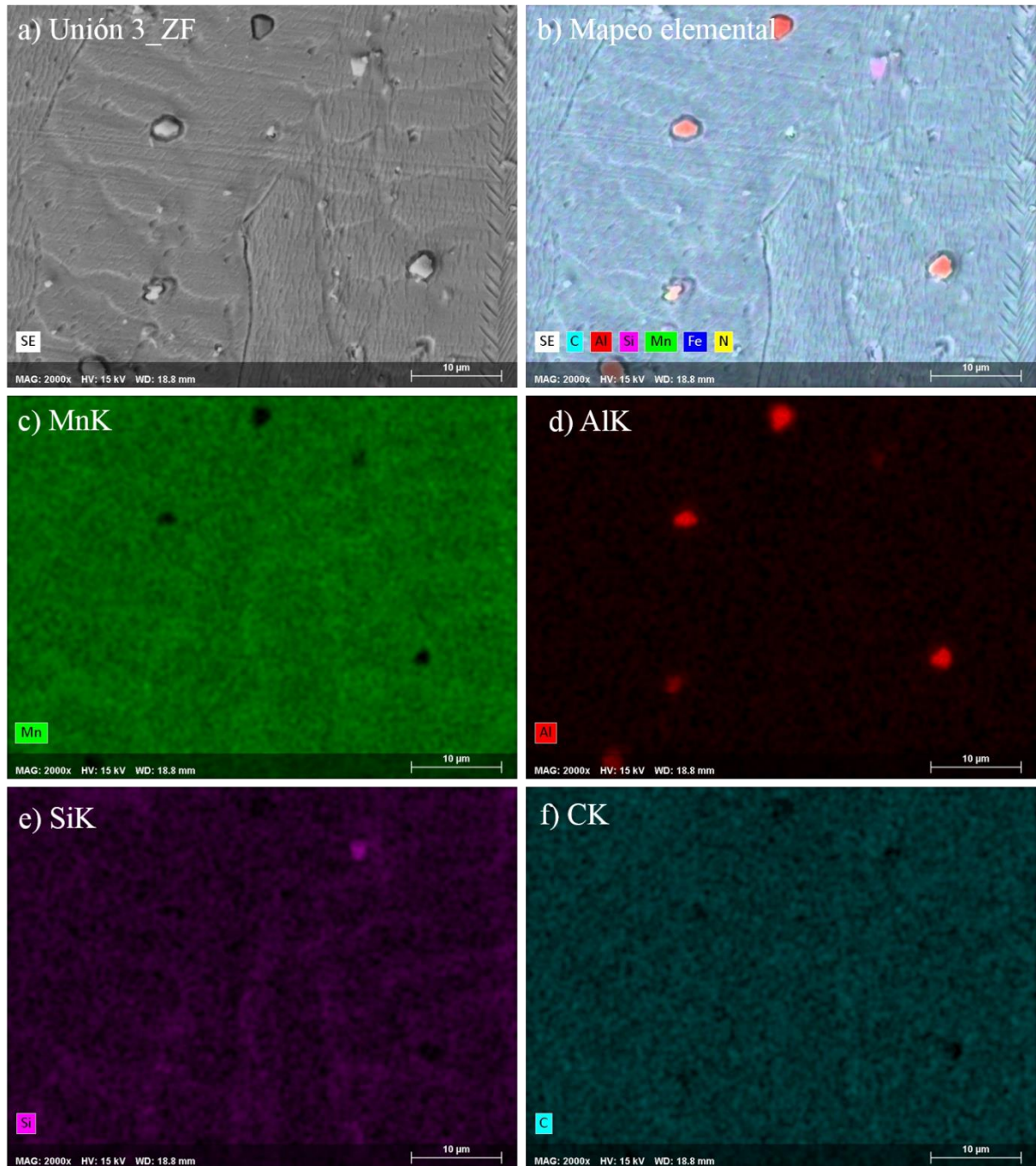


Figura 3.28. Mapeo elemental de composición química en la unión 3 de soldadura de acero TW-Ti. a) Zona de análisis, b) Mapeo elemental en la ZF de la unión 3, c) MnK, d) AlK, e) SiK, y f) CK.

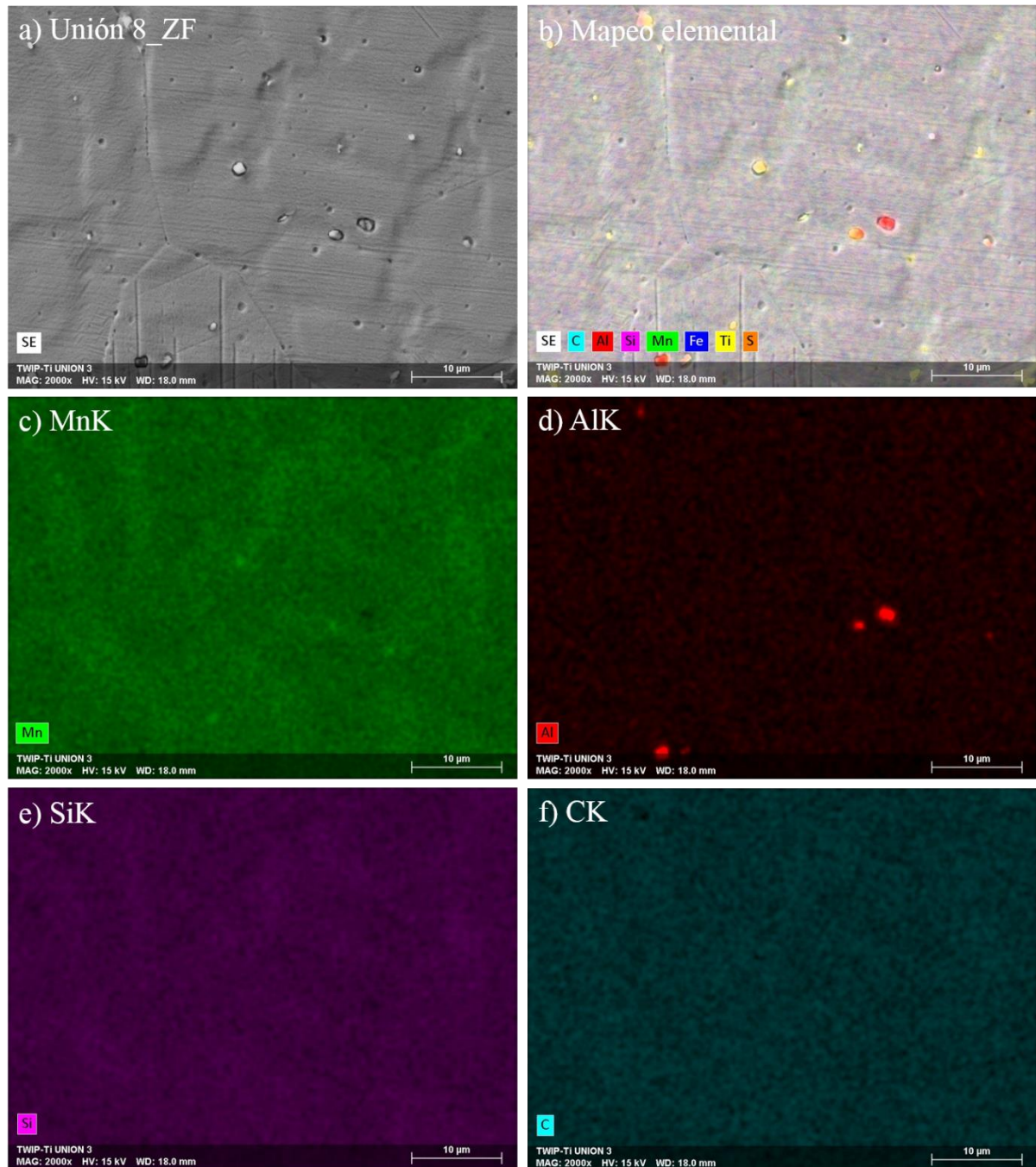


Figura 3.29. Mapeo elemental de composición química en la unión 8 de soldadura de acero TW-Ti. a) Zona de análisis, b) Mapeo elemental en la ZF de la unión 3, c) MnK, d) AlK, e) SiK, y f) CK.

Las partículas de segundas fases dispersadas en la matriz del material pueden contribuir notablemente al endurecimiento, incluso si su fracción volumétrica es baja [52]. Cuando las partículas son pequeñas y coherentes con la matriz tienden a ser cizalladas por las dislocaciones,

elevando así la tensión necesaria para mover las dislocaciones. En cambio, cuando las partículas son más grandes y no coherentes con la matriz, se convierten en barreras impenetrables, que las dislocaciones sólo pueden contornear con cambios considerables en su curvatura, incrementándose aún más con este mecanismo la tensión necesaria para mover a las dislocaciones [46]. El endurecimiento por partículas de segundas fases (precipitados de Nb, Ti y/o V) es uno de los mecanismos ampliamente utilizado en los aceros microaleados. Además de mejorar la resistencia en estos materiales mediante el uso de elementos microaleantes, se pueden obtener otros efectos, como producir un afino del tamaño de grano y disminuir la tenacidad del acero [45].

3.5.4. Caracterización de precipitados.

El análisis de partículas precipitadas en la matriz austenítica en condición solubilizado, zona de fusión (ZF) y zona afectada por el calor (ZAC) de las uniones soldadas de los aceros TW-Ti bajo estudio, se llevaron a cabo mediante microscopía electrónica de barrido SEM/EDS permitiendo obtener imágenes de alto contraste (Figura 3.30).

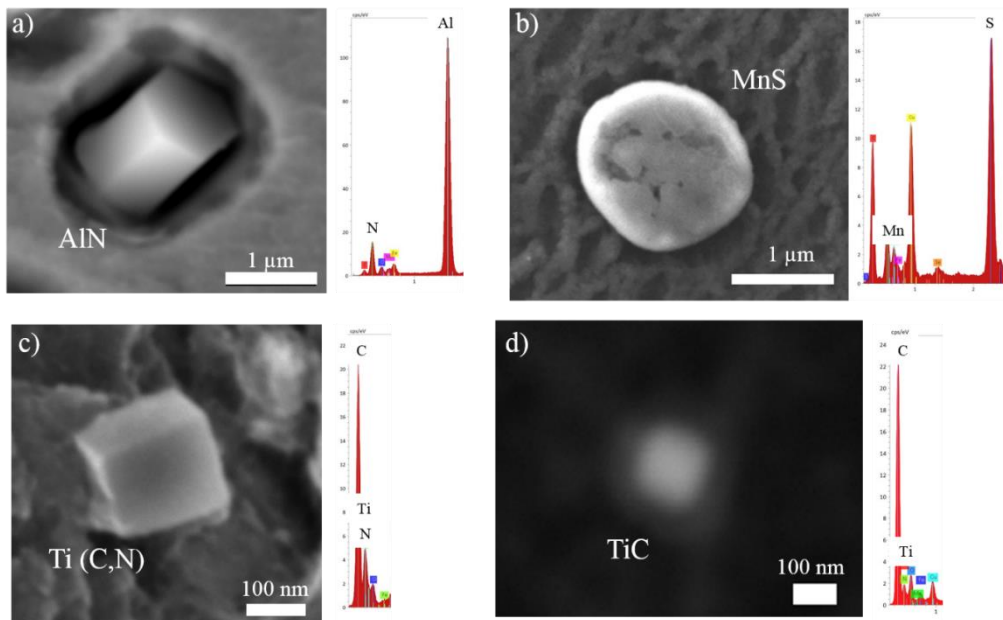


Figura 3.30. Análisis de partículas precipitadas en acero TW-Ti en condición de solubilizado y condiciones post-soldadura mediante el proceso GTAW. a) AlN, b) MnS, c) Ti(C, N), y d) TiC.

Se determinó la presencia de cuatro tipos de partículas precipitadas, localizadas a través de los límites de grano y matriz de los granos austeníticos tanto en la ZF así como ZAC, las cuales fueron analizadas mediante análisis químico puntual (Figura 3.30). La naturaleza de las partículas precipitadas corresponde a AlN, MnS, Ti (C, N) y TiC. Además se puede observar la morfología de las diferentes partículas, donde los AlN presentan una morfología poliédrica (Figura 3.28a), mientras que los MnS y TiC presentan una morfología ovalada (Figura 3.30b y d) y las partículas de Ti(C, N) muestran una morfología cúbica (Figura 3.30c). La característica morfológica de estas partículas precipitadas concuerda con los resultados obtenidos por Reyes-Calderón et al. [24] mostrados en la Tabla I.1. Es importante resaltar la diferencia de tamaño mostrado en las diferentes partículas, donde los AlN y MnS se encuentran en el orden de las micras, mientras que las partículas de TiC y Ti(C, N) se encuentran en el orden de los nanómetros, siendo las partículas más finas los TiC (Figura 3.30). En el trabajo realizado por Reyes-Calderón et al. [24], reportaron la presencia de partículas precipitadas identificadas como AlN, Ti(C, N) y TiC en acero TW-Ti, presentando valores de 0.4 a 3 μm en el caso de los AlN, de 1 a 3 μm en las partículas de Ti(C, N) y de 0.5 a 3 en el caso de las partículas de TiC. También realizaron un análisis predictivo de las condiciones termodinámicas requeridas en la formación de dichas partículas empleando el software Fact-Sage 6.0® (Figura 1.6), dando lugar la formación de Ti(C, N) desde el estado líquido por encima de 1500 °C, a medida que el acero se enfría aumenta su contenido linealmente hasta a una temperatura de aproximadamente 1329 °C, a partir de ahí comienza a descender el contenido del carbonitruro dando comienzo a su vez a la formación de TiC. Aproximadamente a 1180 °C aparece el punto de equilibrio entre la cantidad presente de TiC y Ti(C, N). A 1030 °C el Ti(C, N) disuelve súbitamente dando paso a la presencia de AlN, enriqueciendo el TiC y haciéndolo estable a partir de esa temperatura [24].

Por otro lado, el porcentaje y la distribución de partículas precipitadas en las diferentes zonas contribuyen a los cambios microestructurales presentes en las uniones de soldadura de acero TW-Ti. En la Figura 3.31 se puede observar que la zona afectada por el calor (ZAC) presenta mayor número de partículas, las cuales están distribuidas a través de la matriz del grano austenítico (Figura 3.31c), en comparación con la zona de fusión (ZF) y el acero TW-Ti en condición de solubilizado (Figura 3.31a y b).

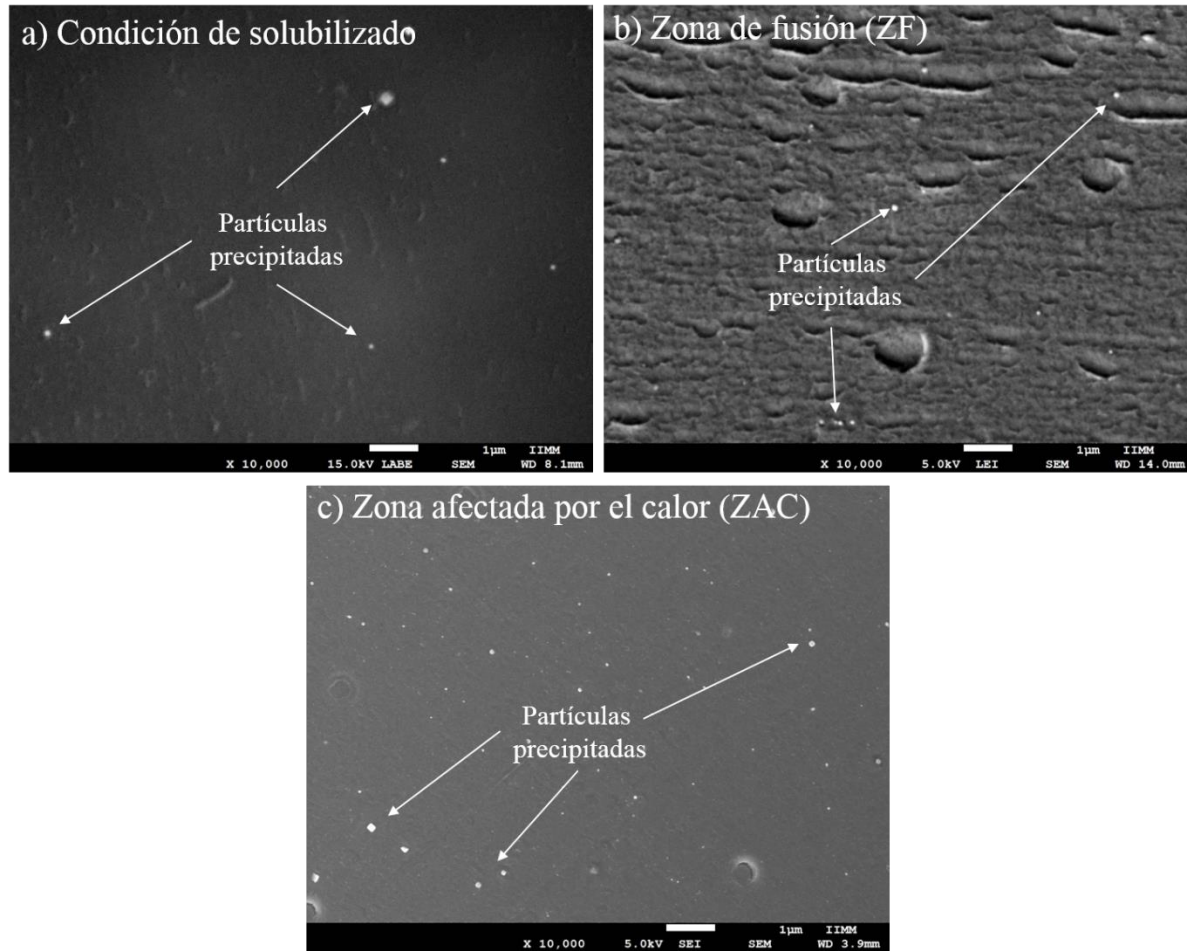


Figura 3.31. Imágenes de partículas precipitadas en acero TW-Ti. a) Condición de solubilizado, b) Zona de fusión (ZF), y c) Zona afectada por el calor (ZAC).

3.6. Análisis de difracción de rayos-X.

La Figura 3.32 muestra los patrones de difracción del acero TW-Ti en condición de solubilizado y condiciones de post-soldadura mediante el proceso GTAW.

En los diferentes difractogramas realizados en el acero TW-Ti en condición de solubilizado (lote 1 y lote 2) y en las diferentes condiciones de soldadura, los picos presentes pertenecen a la fase austenita- γ FCC y el pico de mayor intensidad para todos los casos coincide con el ángulo $2\theta \approx 43.473^\circ$ con los índices cristalográficos (111).

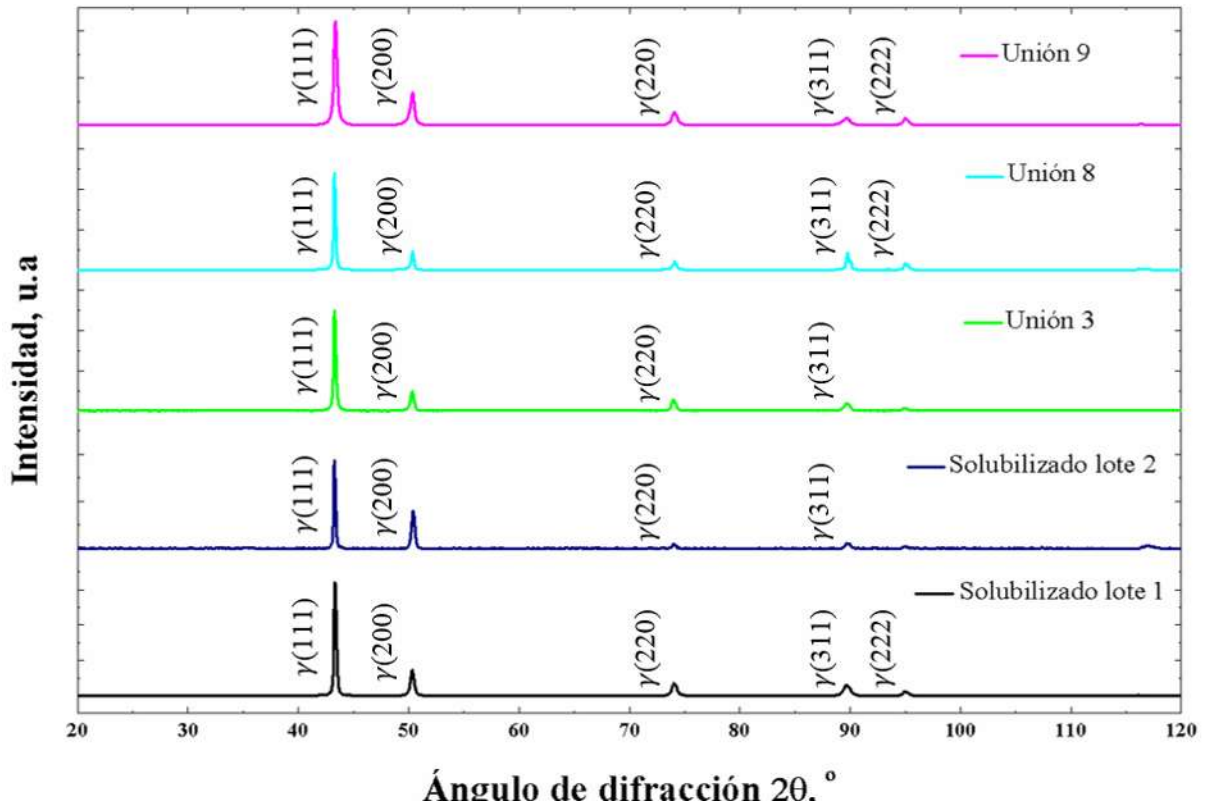


Figura 3.32. Patrones de difracción de rayos-X del acero TW-Ti en condición de solubilizado y condiciones de post-soldadura.

Es importante mencionar que las diferentes condiciones de aporte térmico, implementadas en la fabricación de las uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW no mostraron transformaciones de fase, como la formación de ferrita- α , martensita- ϵ , cementita $(Fe, Mn)_3C$ y las fases eutécticas $(\gamma - M_3C)$ [12, 38, 48], con lo cual se comprueba la estabilidad de la austenita. Además, en la mayoría de los casos se presentan los mismos picos característicos de la fase austenita. Los cuales corresponden al pico ubicado en el ángulo $2\theta \approx 50.674^\circ$ con los índices cristalográficos (200), el pico ubicado en el ángulo $2\theta \approx 74.679^\circ$ con los índices cristalográficos (220) y el pico ubicado en el ángulo $2\theta \approx 90.676^\circ$ con los índices cristalográficos (311). Adicionalmente, se presenta el pico ubicado en el ángulo $2\theta \approx 95.943^\circ$ con los índices cristalográficos (222). Sin embargo, la presencia de este pico no se mostró para todas las condiciones, como fue el caso del acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 2 y la unión

3 de soldadura (Figura 3.32), lo cual se atribuye a la orientación de la muestra durante el ensayo de difracción. La indexación de los picos de difracción de la fase austenítica detectados en el acero TW-Ti, fueron corroborados de acuerdo con el código de referencia Patrón: PDF 00-023-0298.

En diferentes trabajos de investigación realizados acerca de las propiedades del acero TWIP hacen referencia a transformaciones de fase (p. ej., transformación martensítica- ϵ) si en la composición química el Mn disminuye significativamente ya sea por efectos de segregación y/o evaporación por su menor punto de fusión del acero [30]. Otra causa de la inestabilidad de la austenita es reportada por Roncery et al. [8], como resultado al carbono co-segregado con el manganeso produciendo áreas ricas de C-Mn, y zonas de baja estabilidad microestructural austenítica (áreas pobres en C-Mn). Por su parte Yoo et al. [38], reportan la formación de la fase cementita (Fe, Mn)₃C, en forma de partículas irregulares debido a un enfriamiento rápido que da lugar a la formación de las dendritas y segregación en los límites de grano. El acero TW-Ti empleado en este proyecto de investigación fue propuestos buscando la disminución en la cantidad de Mn necesario (>25% en peso) para estabilizar la fase austenita, mediante la adición de otros elementos gammágenos como el C. Dumay et al. [104], consideran necesario un enfoque en el diseño de las aleaciones TWIP, donde se pueda predecir la dependencia de la energía de falla de apilamiento (EFA) de la temperatura y composición química, a fin de ajustar la aleación a sus condiciones de servicio. En este caso, y de acuerdo a los resultados obtenidos mediante difracción de rayos-X se puede considerar adecuado el diseño de la aleación de acero TW-Ti empleada en este proyecto de investigación e insumos permisibles de aporte térmico por el proceso GTAW.

3.7. Análisis de propiedades mecánicas.

3.7.1. Microdureza Vickers.

La Figura 3.33 muestra perfiles de microdureza Vickers en uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.

Con la finalidad de poder evaluar la microdureza de las uniones soldadas, se determinó la microdureza del acero TW-Ti en condición de solubilizado. Las placas de acero TW-Ti correspondientes al lote 1 mostraron una microdureza Vickers promedio de 391 HV_{500} . Mientras que las placas de acero TW-Ti correspondientes al lote 2, mostraron una microdureza Vickers de 213 HV_{500} . Estos valores de microdureza en el acero TW-Ti en condición de solubilizado, se atribuye principalmente al tamaño de grano correspondiente para cada lote de fabricación de acero TW-Ti. Como se mencionó en capítulos anteriores, las placas de acero TW-Ti del lote 1 presentaron un tamaño de grano promedio de $64 \pm 35 \mu m$, mientras que las placas de acero TW-Ti del lote 2 presentaron un tamaño de grano promedio de $116 \pm 45 \mu m$ (sección 3.2).

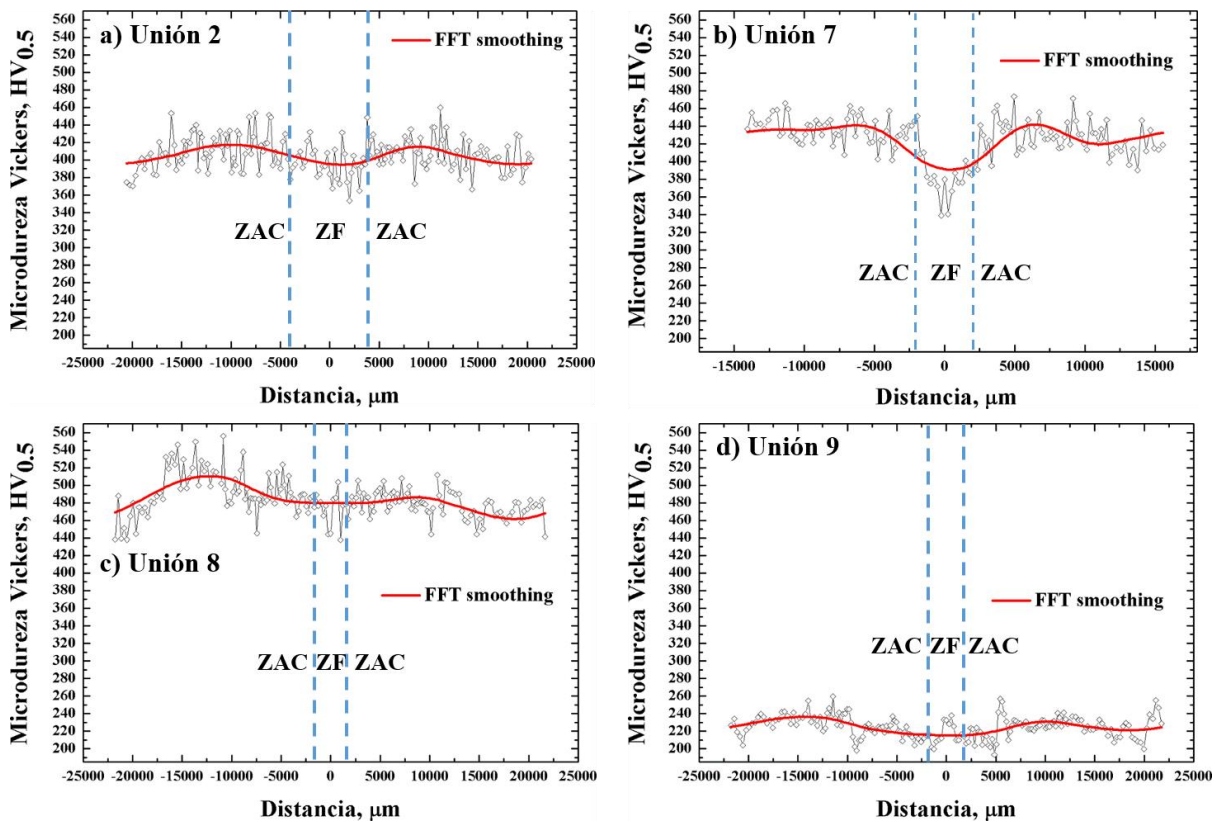


Figura 3.33. Perfiles de microdureza Vickers en uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Unión 2, b) Unión 7, c) Unión 8, y d) Unión 9.

En general, los resultados microdureza obtenidos en la zona de fusión (ZF) y zona afectada por el calor (ZAC) de las uniones soldadas de acero TW-Ti presentaron mayor microdureza, en comparación con el acero TW-Ti en condición de solubilizado (Figura 3.33). Es importante mencionar que las uniones 2, 7 y 8 fueron llevadas a cabo en placas de acero TW-Ti del lote 1 y la unión 9 se realizó en placas correspondientes al lote 2. De acuerdo a los diferentes perfiles de microdureza mediante suavizados por transformada rápida de Fourier (FFT), se pueden observar el comportamiento de microdureza en las diferentes zonas de las uniones soldadas. En este sentido, la ZF presenta un comportamiento de ablandamiento, el cual es más representativo en la unión 2 y 7 (Figura 3.33a y b). La unión 8 y 9 muestra una tendencia prácticamente lineal en la ZF, incluso este comportamiento se extiende a través de la ZAC hasta una distancia de $\approx 5,000 \mu\text{m}$ en ambos lados del cordón de soldadura (Figura 3.33c y d). Por otro lado, las uniones 2 y 7 muestran endurecimiento en la ZAC hasta una distancia de $\approx 10,000 \mu\text{m}$ en ambos lados del cordón de soldadura (Figura 3.33a y b). A diferencia de las uniones 2 y 7, las uniones 8 y 9 muestran endurecimiento a partir de $\approx 5,000 \mu\text{m}$ hasta una distancia de $\approx 12,500 \mu\text{m}$. Es importante mencionar que la unión 8 presentó los mayores valores de microdureza tanto en la ZF, como ZAC en comparación con el acero TW-Ti en condición de solubilizado y las diferentes condiciones de soldadura (Figura 3.33c).

El incremento de dureza en las diferentes uniones de soldadura en comparación con el acero TW-Ti en condición de solubilizado, puede ser explicado en función de un proceso de endurecimiento por envejecimiento en aceros TW-Ti solubilizados a $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ y enfriado con agua, produciendo soluciones sólidas sobresaturadas inestables. En este caso, el proceso de soldadura proporciona la energía térmica necesaria para formar las fases precipitadas en función de la temperatura máxima, la velocidad de enfriamiento y la composición química [105]. Por otro lado, el ablandamiento en la ZF está asociado a la formación de microestructura dendrítica y menor contenido de C debido a la decarburación durante el proceso de soldadura [106]. Sin embargo, los cambios generados en la ZAC se generan en estado sólido, y en el caso de las uniones soldadas de acero TW-Ti, los cambios microestructurales en la ZAC se asocian con crecimiento de grano y formación de partículas precipitadas de AlN, Ti(C, N) y TiC [70].

3.7.2. Ensayos de microtracción.

3.7.2.1. Diagramas esfuerzo-deformación.

La Figura 3.34 presenta las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y esfuerzo-deformación real del acero TW-Ti en condición de solubilizado correspondientes al lote 1 y lote 2 de fabricación de placas destinadas para llevar a cabo las uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.

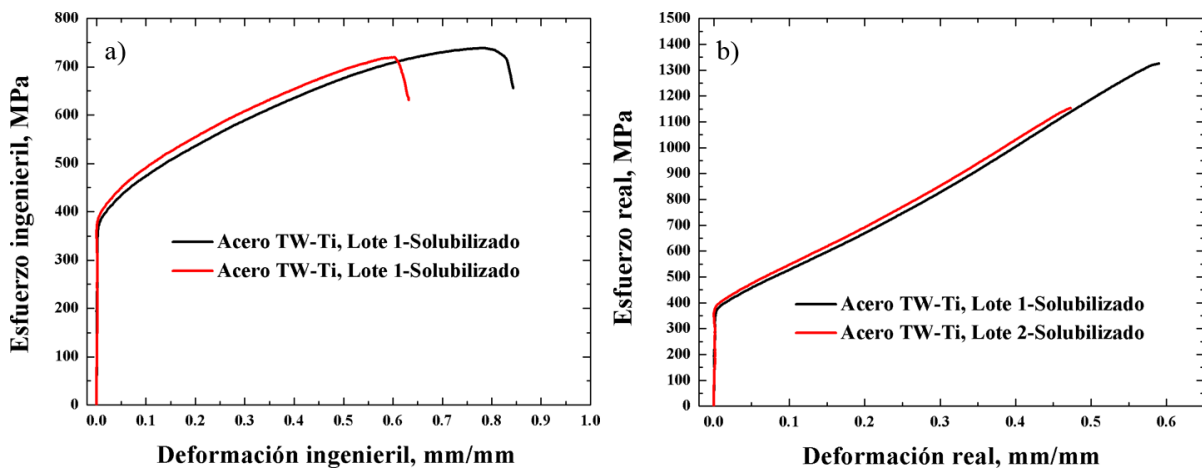


Figura 3.34. Ensayos de microtracción en acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril, y b) Curvas esfuerzo-deformación real.

El acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 1 con un tamaño de grano de $64 \pm 35 \mu\text{m}$ y una microdureza Vickers de $391 HV_{500}$, mostró un mejor comportamiento mecánico de esfuerzo-deformación, en comparación con el acero TW-Ti en condición de solubilizado correspondiente al lote 2, el cual presentó un tamaño de grano de $116 \pm 45 \mu\text{m}$ y una microdureza de $213 HV_{500}$. Es bien conocido que a menor tamaño de grano aumentan las propiedades mecánicas [58]. Por otro lado, el incremento de la resistencia suele estar asociado con una disminución de la capacidad de deformación, sin embargo, el acero TW-Ti del lote 1 muestra una excelente combinación de esfuerzo-deformación (Figura 3.34), lo cual es asociado al mecanismo de deformación por maclado en los aceros TW-Ti [25]. El análisis de propiedades

mecánicas del acero TW-Ti en condición de solubilizado, permitió evaluar las diferentes de uniones de soldadura de acero TW-Ti.

La Figura 3.35 muestra el comportamiento esfuerzo-deformación ingenieril y esfuerzo-deformación real en la zona de fusión (ZF) de las uniones 2, 7, 8 y 9. Es importante mencionar que las uniones 2, 7 y 8 fueron llevadas a cabo en placas de acero TW-Ti del lote 1, mientras que la unión 9 se realizó en placas de acero TW-Ti del lote 2.

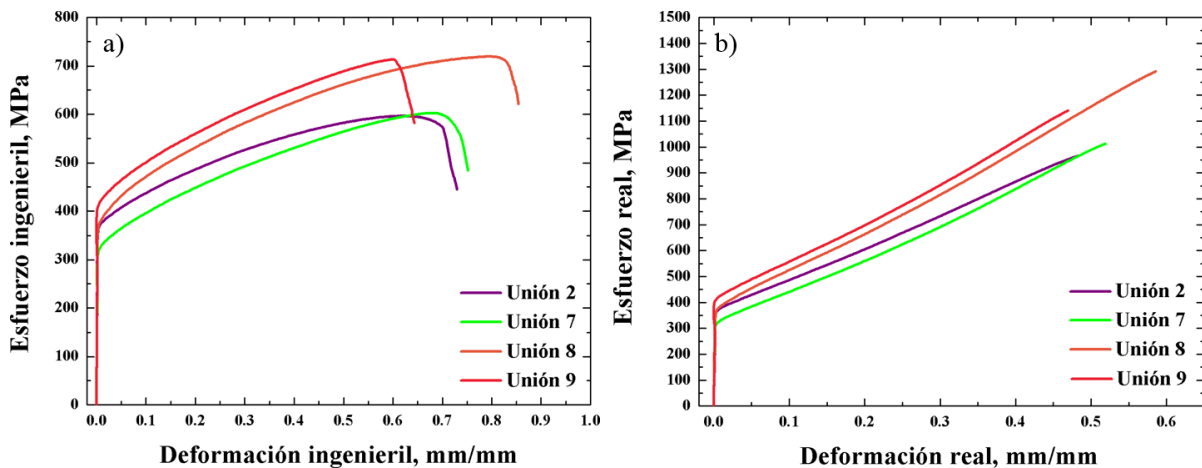


Figura 3.35. Ensayos de microtracción en la zona de fusión (ZF) de uniones soldadas de acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril, y b) Curvas esfuerzo-deformación real.

En general, la ZF de las uniones de soldaduras presentó una resistencia máxima menor respecto al acero TW-Ti en condición de solubilizado. La unión 2 de soldadura muestra los menores valores de resistencia y deformación, mientras que la unión 8 mostró los mejores resultados de esfuerzo y deformación respecto a las soldaduras llevadas a cabo en el acero TW-Ti del lote 1 en condición de solubilizado (Figura 3.35). Por otro lado, a pesar que la unión 9 mostró menor resistencia en la ZF, la capacidad de deformación en esta zona fue similar a la mostrada por el acero TW-Ti del lote 2 en condición de solubilizado. Es bien conocido que la resistencia máxima está en función de la microestructura y tamaño de grano en la ZF [58], es decir, a mayor tamaño de grano dendrítico menor será la resistencia en la ZF. Sin embargo, la presencia de partículas de carburos y nitruros que no sean disueltas durante la soldadura o la formación de estas

partículas tienden a inhibir el crecimiento de grano al obstaculizar el movimiento de los límites de grano [58, 76]. La Tabla III.4 muestra los valores de esfuerzo de fluencia, resistencia máxima y % de alargamiento, obtenidos a partir de los resultados esfuerzo-deformación ingenieril del acero TW-Ti en condición de solubilizado y ZF de uniones soldadas de acero TW-Ti.

Tabla III.4. Propiedades mecánicas de acero TW-Ti en condición de solubilizado (material base) y zona de fusión (ZF) de uniones soldadas de acero TW-Ti.

Acero TW-Ti/Unión	Esfuerzo de fluencia (MPa)	Resistencia máxima (MPa)	Alargamiento (%)
Solubilizado lote 1	384.82	738.74	84.38
Solubilizado lote 2	396.64	719.67	63.24
ZF_unión 2	371.74	596.47	73.0
ZF_unión 7	320.66	602.82	75.19
ZF_unión 8	371.86	719.73	85.46
ZF_unión 9	417.21	713.37	64.37

Por otro lado, en la Figura 3.36 se comparan los resultados de resistencia máxima y % de deformación ingenieril entre el acero TW-Ti en condición de solubilizado y la ZF de uniones soldadas.

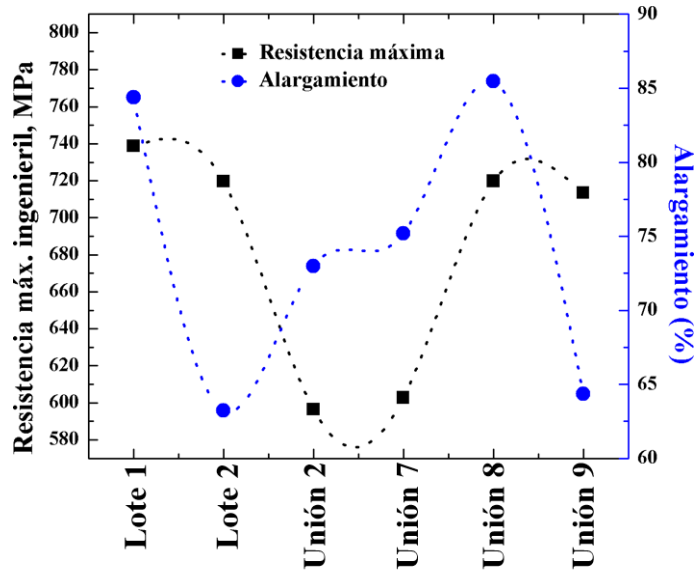


Figura 3.36. Esfuerzo máximo y % de deformación ingenieril del acero TW-Ti en condición de solubilizado (lote 1 y lote 2) y zona de fusión (ZF) de uniones soldadas mediante GTAW.

A diferencia del acero TW-Ti en condición de solubilizado y unión 8 correspondientes al del lote 1, se observa que a mayor resistencia el acero TW-Ti presenta menor alargamiento (acero TW-Ti en condición de solubilizado y unión 9 del lote 2).

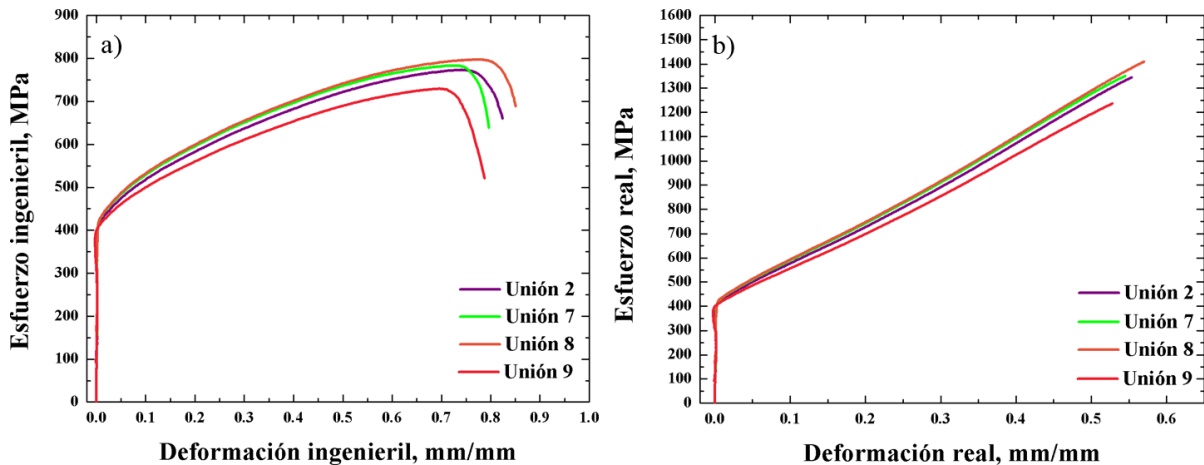


Figura 3.37. Ensayos de microtracción en la interfase de la soldadura (IS) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril, y b) Curvas esfuerzo-deformación real.

Sin embargo, a menor resistencia el alargamiento incrementa (unión 2 y 7). También se llevó a cabo el análisis de propiedades mecánicas en la interface de la soldadura (IS). La Figura 3.37 muestra las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y curvas esfuerzo-deformación verdaderas obtenidas mediante ensayos de microtracción en la IS de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. De acuerdo con los resultados, las diferentes interfaces de soldadura analizadas presentaron valores de resistencia máxima en el rango de 729 a 798 MPa y alargamiento en el rango de 78 a 86%. De acuerdo al acero TW-Ti en condición de solubilizado, las uniones 2, 7 y 8 muestran una IS con mayor resistencia en relación al acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 1. Esta resistencia se asocia con buena capacidad de deformación, en especial en la unión 8, la cual supera ligeramente el alargamiento obtenido en el acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 1 (Tabla III.4 y III.5). Por otro lado, la unión 9 realizada a partir del acero TW-Ti en condición de solubilizado correspondiente al lote 2 (material base), presenta valores de resistencia y deformación superiores a su condición de material base. Además, los resultados de las pruebas de microtracción permiten comparar las propiedades mecánicas de las diferentes zonas generadas por la soldadura.

Tabla III.5. Propiedades mecánicas en la interface de la soldadura (IS) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.

Unión	Esfuerzo de fluencia (MPa)	Resistencia máxima (MPa)	Alargamiento (%)
IS_unión 2	413.33	773.18	82.40
IS_unión 7	425.95	783.42	79.69
IS_unión 8	426.42	797.41	85.06
IS_unión 9	417.15	729.61	78.79

De acuerdo a los resultados, en las diferentes uniones soldadas de acero TW-Ti, la IS resultó más resistente que la ZF. Además, la IS de las uniones de soldadura en general presenta una

mayor capacidad de deformación (Tabla III.4 y III.5). La Tabla III.5 muestra los valores de esfuerzo de fluencia, resistencia máxima y % de alargamiento, obtenidos a partir de los resultados esfuerzo-deformación ingenieril en la IS de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. A pesar de que las diferentes uniones soldadas presentan buenas propiedades mecánicas en la IS, se observaron diferencias entre las soldaduras para esta zona. Por ejemplo, la unión 9 tiene los menores valores de resistencia y alargamiento, los cuales corresponden a 729.61 MPa y 78.79% (Figura 3.38). Lo cual corresponde con las características de tamaño del grano del acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 2 utilizado en la fabricación de esta unión, además, es congruente con el valor de microdureza, ya que la unión 9 mostró los menores valores de microdureza de las diferentes uniones soldadas (Figura 3.33). Contrario a la unión 9, la unión 8 mostró los mayores valores de resistencia y deformación los cuales corresponden a 797.41 MPa y 85.06%. Lo cual, se relación con el valor de microdureza en esta unión soldada, siendo la unión con el mayor endurecimiento en las diferentes zonas generadas por la soldadura, y superando los valores de microdureza del acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 1, utilizado como material base.

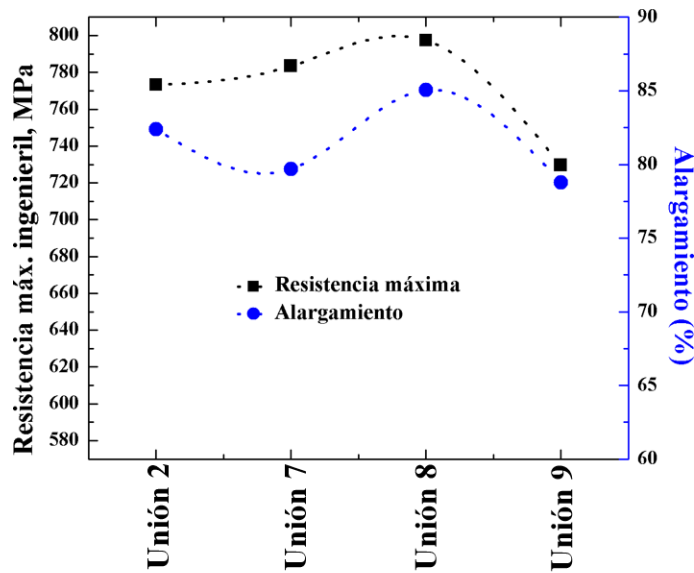


Figura 3.38. Esfuerzo máximo y % de deformación ingenieril de la interface de la soldadura (IS) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante GTAW.

Finalmente, se analizaron las propiedades de resistencia y deformación de la zona afectada por el calor (ZAC). Es importante mencionar que los análisis se llevaron a cabo a 5 mm y 10 mm a partir del centro del cordón de soldadura. Estas zonas fueron designadas como ZAC-1 para la distancia de 5 mm y ZAC-2 para la distancia de 10 mm. Esto implica que la distancia donde fueron llevados a cabo los ensayos de microtracción en la ZAC varía de acuerdo al ancho del cordón en cada una de las soldaduras. La Figura 3.39 muestra las curvas esfuerzo-deformación ingenieril y esfuerzo-deformación real correspondientes a la ZAC-1 y ZAC-2 de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.

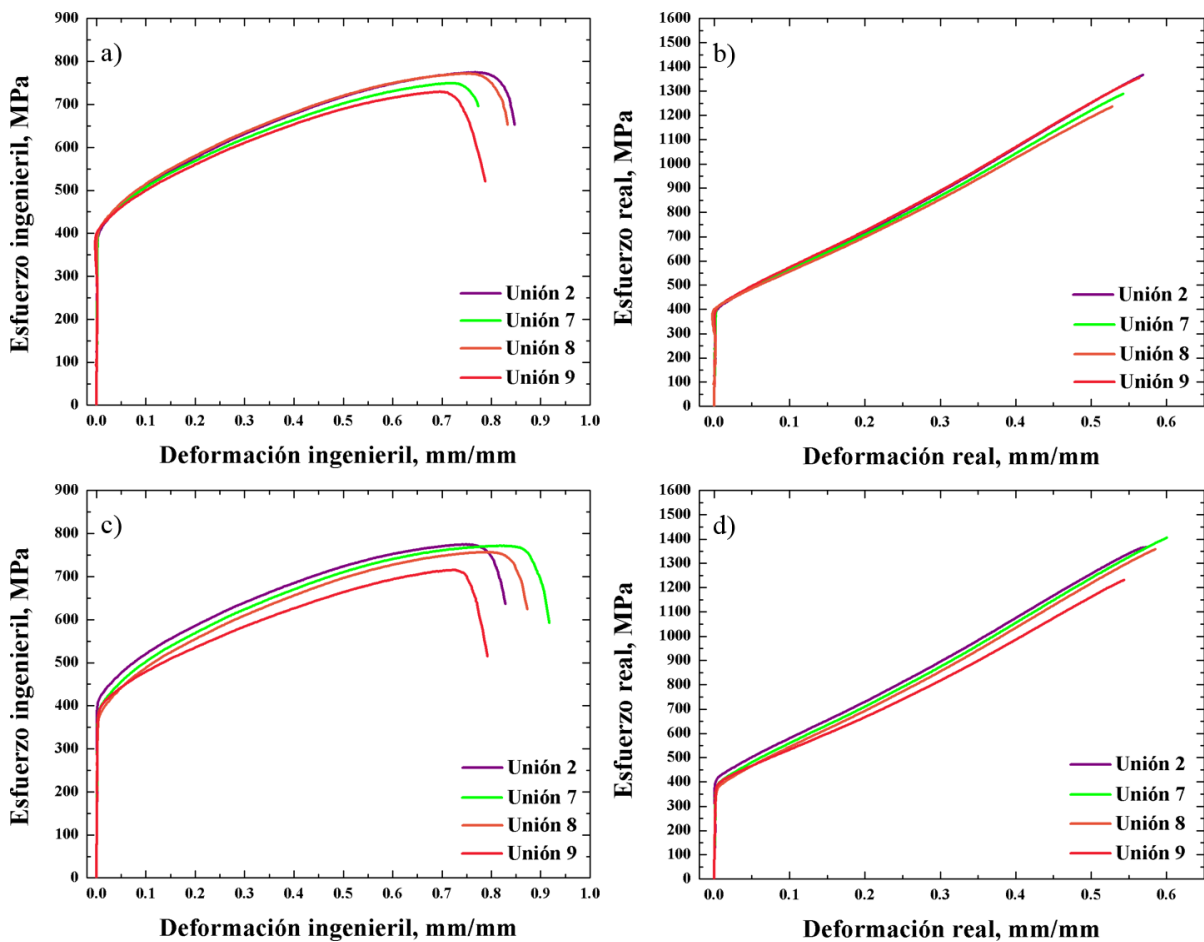


Figura 3.39. Ensayos de microtracción en la zona afectada por el calor (ZAC) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW, a 5 mm (ZAC-1) y 10 mm (ZAC-2) del centro del cordón de soldadura. a) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril de la ZAC-1, b) Curvas esfuerzo-deformación real de la ZAC-1, c) Curvas esfuerzo-deformación ingenieril de la ZAC-2, y d) Curvas esfuerzo-deformación real de la ZAC-2.

La ZAC-1 mostró valores de resistencia máxima en el rango de 729.61 a 771.92 MPa, con alargamiento en el intervalo de 77.31 a 84.66%. Mientras que la ZAC-2 presentó valores de resistencia entre 715.32 a 774.52 MPa, con alargamientos entre 79.17 a 91.76% (Tabla III.6). De acuerdo a los resultados obtenidos en el acero TW-Ti en condición de solubilizado, las uniones 2, 7 y 8 llevados a cabo en el acero TW-Ti del lote 1 mostraron mayor resistencia en la ZAC-1 y ZAC-2 en comparación con su material base (Tabla III.4 y III.6). Además, se corroboró que este incremento de resistencia no se asocia con una disminución de la capacidad de deformación. En el caso de la unión 9 llevada a cabo en acero TW-Ti del lote 2, en la ZAC-1 mostró un incremento de resistencia y deformación en comparación con el acero TW-Ti utilizado como material base.

Tabla III.6. Propiedades mecánicas en la en la zona afectada por el calor (ZAC) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW, a 5 mm (ZAC-1) y 10 mm (ZAC-2) del centro del cordón de soldadura.

Unión	Esfuerzo de fluencia (MPa)	Resistencia máxima (MPa)	Alargamiento (%)
ZAC-1_unión 2	401.48	774.48	84.66
ZAC-1_unión 7	412.37	749.62	77.31
ZAC-1_unión 8	406.66	771.92	83.27
ZAC-1_unión 9	401.99	729.61	78.79
ZAC-2_unión 2	414.17	774.52	82.84
ZAC-2_unión 7	402.15	771.56	91.76
ZAC-2_unión 8	401.96	756.96	87.28
ZAC-2_unión 9	402.18	715.32	79.17

Sin embargo, en la ZAC-2 esta unión mostró una ligera reducción de resistencia manteniendo su capacidad de deformación. Por otro lado, en general el comportamiento de resistencia-deformación en la IS y ZAC es mejor que en la ZF en las diferentes uniones de acero TW-Ti. Por lo cual, se puede considerar que la ZF es la parte crítica de las uniones soldadas de acero TW-Ti bajo estudio, mediante el proceso GTAW. La Figura 3.40 muestra la relación de esfuerzo máximo y % de alargamiento ingenieril de la ZAC-1 y ZAC-2. La curvas mostradas en la Figura 3.40a correspondientes a la ZAC-1, indican una relación directa de acuerdo al comportamiento esfuerzo-deformación, es decir, conforme aumenta la resistencia, incrementa la capacidad de deformación y viceversa. Este comportamiento se mantiene en las diferentes uniones. Por otro lado, las curvas de la Figura 3.40b correspondientes a la ZAC-2, mostraron un comportamiento diferente. En esta zona, las uniones 2, 7 y 8 muestran una resistencia máxima similar, mientras que la unión 9 presenta el menor valor resistencia. Además, se observa que la unión 7 presenta la mayor capacidad de deformación en esta zona. En este caso el fortalecimiento de propiedades mecánicas en la IS se asocia a un comportamiento mixto de la ZF/ZAC, donde se debe considerar el efecto de la microestructura dendrítica en la ZF y el crecimiento de grano equiaxial en la ZAC.

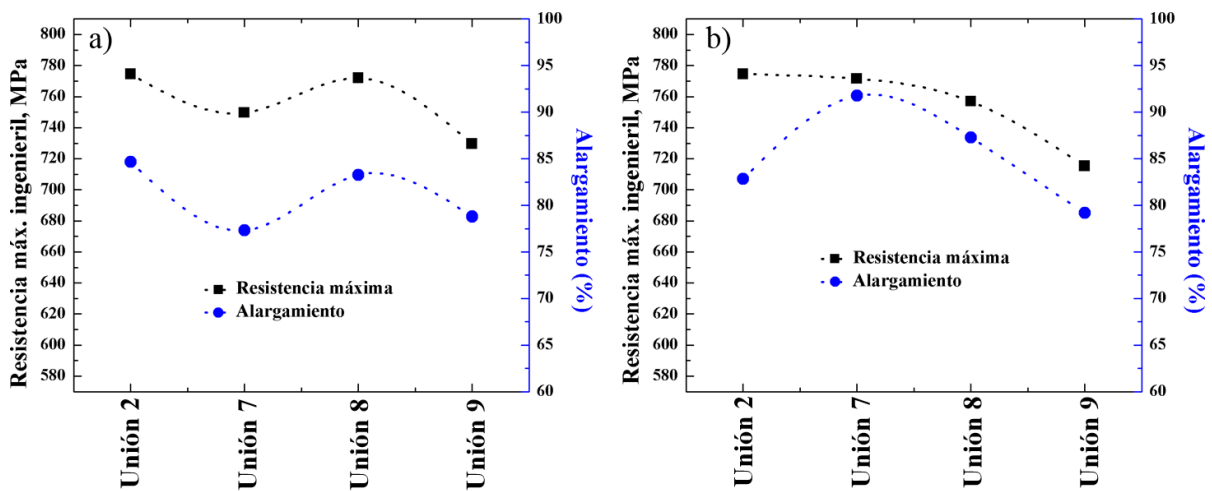


Figura 3.40. Esfuerzo máximo y % de deformación ingenieril de la zona afectada por el calor (ZAC) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) A 5 mm del centro del cordón de soldadura (ZAC-1), y b) A 10 mm del centro del cordón de soldadura (ZAC-2).

El crecimiento de grano tanto en la ZF como ZAC genera un debilitamiento en estas zonas, sin embargo, de acuerdo a los resultados obtenidos se considera que tanto la IS así como la ZAC se fortalecen debido a un endurecimiento por precipitación por la formación de partículas de Ti (C, N) y TiC [52].

3.7.2.2. Exponente de endurecimiento por deformación “n” y curvas de endurecimiento.

La Figura 3.41 muestra los ajustes matemáticos correspondientes a los modelos de Hollomon, Ludwick y Swift [107-109] aplicados a la sección de deformación plástica uniforme de las curvas esfuerzo-deformación real, mediante el software Origin 8.0®.

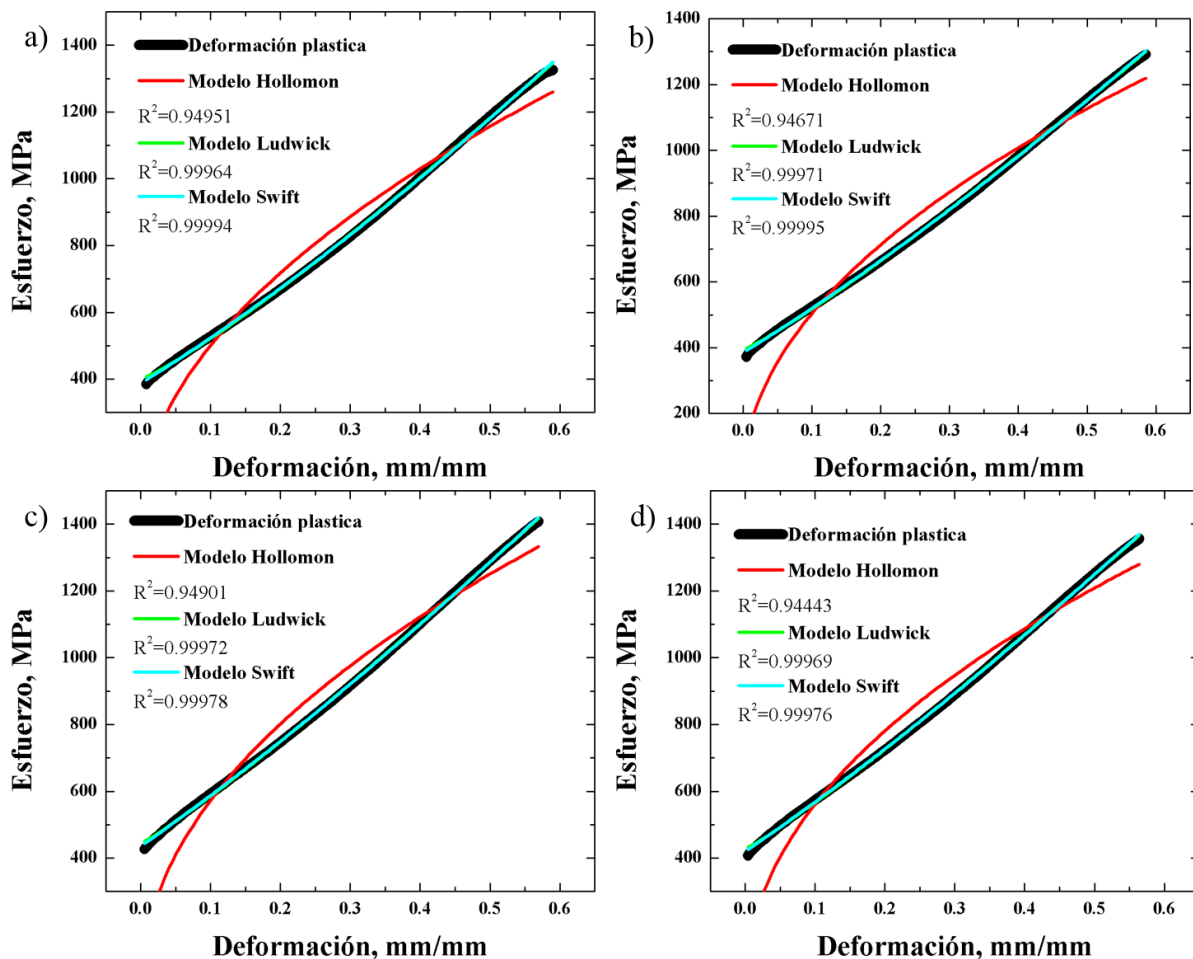


Figura 3.41. Exponente de endurecimiento por deformación “n” del acero TW-Ti en condición de solubilizado y unión soldada mediante el proceso GTAW. a) Solubilizado lote 1, b) Zona de fusión (ZF) (unión 8), c) Interfase de la soldadura (IS) (unión 8), y d) Zona afectada por el calor (ZAC-1) (unión 8).

A partir de estos resultados se obtuvo el coeficiente de endurecimiento por deformación “n” del acero TW-Ti en condición de solubilizado y uniones soldadas mediante el proceso GTAW, sometidas a ensayos de microtracción. De acuerdo a los modelos de Hollomon, Ludwick y Swift se determinó que el acero TW-Ti en condición de solubilizado correspondiente al lote 1 presentó una mayor capacidad de endurecimiento por deformación, el cual presentó valores de coeficientes de endurecimiento $n_H=0.52$, $n_L=1.16$ y $n_S=1.45$, mientras que el acero TW-Ti correspondiente al lote 2 presentó valores de coeficiente de endurecimiento de $n_H=0.43$, $n_L=1.14$ y $n_S=1.46$. A pesar de que el coeficiente de endurecimiento del modelo Swift del acero TW-Ti del lote 2 es ligeramente superior al presentado por el acero TW-Ti del lote 1, se toma como referencia principal de endurecimiento el modelo de Hollomon (Tabla III.7). Debido a que la capacidad de endurecimiento por deformación (n) constituye uno de los parámetros importantes para evaluar las propiedades mecánicas en diferentes materiales [22], en el presente trabajo de investigación fue utilizado como una herramienta para evaluar las propiedades mecánicas de las uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.

En este sentido, la ZF presentó valores de los coeficientes de endurecimiento comprendidos en el rango de 0.38 a 0.5 n_H , de 1.08 a 1.18 n_L y de 1.25 a 1.61 n_S . De acuerdo al coeficiente de endurecimiento de Hollomon la ZF de las uniones soldadas 2, 7 y 8 analizadas tienen un valor de n_H inferior al acero TW-Ti en condición de solubilizado correspondiente al lote 1, mientras que la unión soldada 9 presentó un valor de n_H inferior al acero TW-Ti en condición de solubilizado correspondiente al lote 2 (Tabla III.7). Este resultado se relaciona con la capacidad de deformación mostrada en la ZF en las diferentes uniones soldadas. Por otro lado, la IS presentó valores de coeficiente de endurecimiento de 0.46 a 0.49 n_H , de 1.11 a 1.13 n_L y de 1.31 a 1.35 n_S . Se puede observar que las uniones de soldadura 2, 7 y 8 mantienen valores de n_H ligeramente inferior al acero TW-Ti del lote 1, sin embargo, la unión soldada 9 presentó un incremento de 0.04 en el coeficiente de endurecimiento n_H comparado con el acero TW-Ti del lote 2. Por otro lado, las uniones 7 y 8 mantienen valores de n_H similares en la ZF y la IS, mientras que las uniones 2 y 9 tienen valores de n_H superiores en la IS en comparación con la ZF (Tabla III.7). Finalmente, el análisis realizado en la ZAC presentó valores de coeficiente de endurecimiento de 0.44 a 0.49 n_H (ZAC-1), de 0.47 a 0.52 n_H (ZAC-2), de 1.11 a 1.13 n_L (ZAC-

1), de 1.1 a 1.19 n_L (ZAC-2), de 1.27 a 1.41 n_S (ZAC-1) y de 1.27 a 1.69 n_S (ZAC-2). La ZAC-1 mantiene valores de n_H ligeramente inferiores al acero TW-Ti del lote 1, en las uniones 2, 7 y 8.

Tabla III.7. Exponente de endurecimiento por deformación “n” de acuerdo a los modelos de Hollomon, Ludwick y Swift del acero TW-Ti en condición de solubilizado y diferentes uniones soldadas mediante el proceso GTAW.

	Exponente de endurecimiento “n”					
	Modelo Hollomon		Modelo Ludwick		Modelo Swift	
	n_H	R^2	n_L	R^2	n_S	R^2
Solubilizado lote 1	0.52	0.94951	1.16	0.99964	1.45	0.99994
Solubilizado lote 2	0.43	0.937	1.14	0.9996	1.46	0.99995
ZF_unión 2	0.38	0.93371	1.08	0.99987	1.25	0.99998
ZF_unión 7	0.47	0.93554	1.18	0.99972	1.61	0.99991
ZF_unión 8	0.5	0.94671	1.13	0.99971	1.36	0.99995
ZF_unión 9	0.4	0.92562	1.15	0.99971	1.61	0.9999
IS_unión 2	0.47	0.9432	1.12	0.99972	1.35	0.99996
IS_unión 7	0.46	0.94539	1.11	0.99973	1.31	0.99997
IS_unión 8	0.49	0.94901	1.11	0.99972	1.31	0.99978
IS_unión 9	0.47	0.95185	1.13	0.99983	1.34	0.99986
ZAC-1_unión 2	0.49	0.94731	1.12	0.99971	1.32	0.99996
ZAC-1_unión 7	0.46	0.94033	1.13	0.99971	1.41	0.99995
ZAC-1_unión 8	0.48	0.94443	1.11	0.99969	1.3	0.99976
ZAC-1_unión 9	0.44	0.92871	1.12	0.99974	1.39	0.99984
ZAC-2_unión 2	0.48	0.9463	1.1	0.9996	1.27	0.99971
ZAC-2_unión 7	0.52	0.9564	1.11	0.9997	1.27	0.99972
ZAC-2_unión 8	0.52	0.9596	1.12	0.99974	1.32	0.99977
ZAC-2_unión 9	0.47	0.94024	1.19	0.99972	1.69	0.99985

Sin embargo, en la ZAC-2 la uniones 7 y 8 incrementaron el valor n_H igualando el valor de n_H del acero TW-Ti del lote 1. Por otro lado, la ZAC-1 y ZAC-2 de la unión 9 mantiene valores de n_H ligeramente superiores al acero TW-Ti del lote 2 (Tabla III.7). En los aceros tradicionales, la plasticidad y la resistencia son propiedades contrarias donde se está obligado a sacrificar la plasticidad para mejorar la resistencia. Los aceros TWIP tienen alta resistencia a la tracción, alto alargamiento y alto exponente de endurecimiento por deformación para garantizar un rendimiento de estampado fácil, rendimiento de seguridad y una buena formabilidad [22]. El exponente de endurecimiento por deformación “n” se relaciona con el comportamiento de la deformación plástica y el comportamiento de la fractura estrechamente [22]. Esta propiedad es un parámetro importante para analizar el proceso de fractura y evaluar las propiedades mecánicas de un material, el cual ha sido utilizado ampliamente para evaluar aceros para automóviles. Wang et al. [22], reportaron valores de propiedades mecánicas de aceros TWIP sometidos a ensayos de tracción. Ellos obtuvieron valores de resistencia máxima de 715 MPa y 55.5% de deformación asociado a un coeficiente de endurecimiento “ n_H ” de 0.36. Además reportaron una resistencia máxima de 755 MPa y 34% de deformación asociado con un coeficiente de endurecimiento “ n_H ” de 0.25. En ambos casos, consideran que estos aceros TWIP superan propiedades mecánicas correspondientes a los aceros DP y aceros TRIP. En general los valores de n correspondientes al modelo de Hollomon para los aceros al carbono presentan como valor máximo $n_H=0.234$ [110], mientras que aceros avanzados de alta resistencia como DP y TRIP presentan como valor máximo $n_H=0.280$ y $n_H=0.390$ [111-112], respectivamente. Por lo cual, se considera que los aceros TW-Ti en condición de solubilizado y uniones soldadas mediante el proceso GTAW bajo estudio presentan buenas propiedades mecánicas. Es importante señalar que en todos los casos el modelo de Hollomon presenta una desviación importante respecto a las curvas experimentales, mientras que los modelos de Ludwick y Swift presentan un ajuste casi perfecto. A partir de las desviaciones mostradas del modelo de Hollomon, es claro que están actuando diferentes mecanismos de deformación plástica, y particularmente con la formación de maclas de deformación, tal como han reportado diferentes autores [19, 22, 25]. Adicional al cálculo de los exponentes de endurecimiento por deformación, se determinaron las tasas de endurecimiento por deformación en el acero TW-Ti en condición solubilizado y en las diferentes zonas de las uniones soldadas mediante el proceso GTAW. Las

Figuras 3.42 y 3.43 muestran a manera de ejemplo la relación de endurecimiento por deformación, $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$, con respecto a la deformación real.

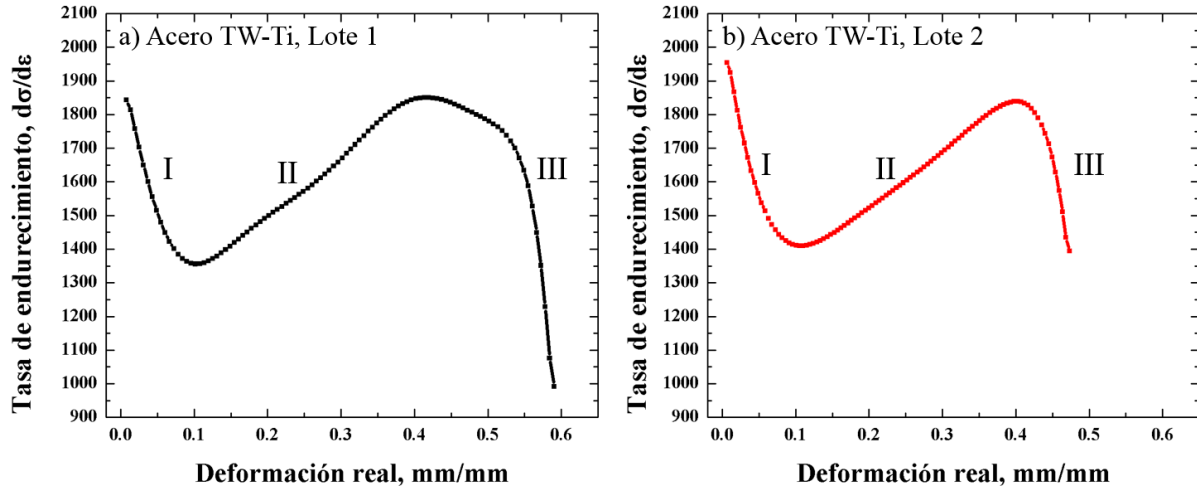


Figura 3.42. Tasa de endurecimiento por deformación del acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Lote 1, y b) lote 2.

Es importante mencionar que las diferentes curvas analizadas en el acero TW-Ti en condición de solubilizado y en la ZF, IS y ZAC de las uniones soldadas muestran un comportamiento similar, donde se distinguen tres zonas en el endurecimiento del acero TW-Ti bajo estudio. De acuerdo con Cuevas y colaboradores [54], estas zonas son las siguientes:

- I) Tasa de endurecimiento por deformación con pendiente negativa: zona de transición elostoplástica abrupta inicial.
- II) Tasa de endurecimiento por deformación con pendiente positiva: etapa de generación de maclas por deformación.
- III) Etapa final con decremento de la tasa de endurecimiento por deformación: proceso dominado por el ablandamiento asociado a la aniquilación dinámica de dislocaciones, (restauración dinámica).

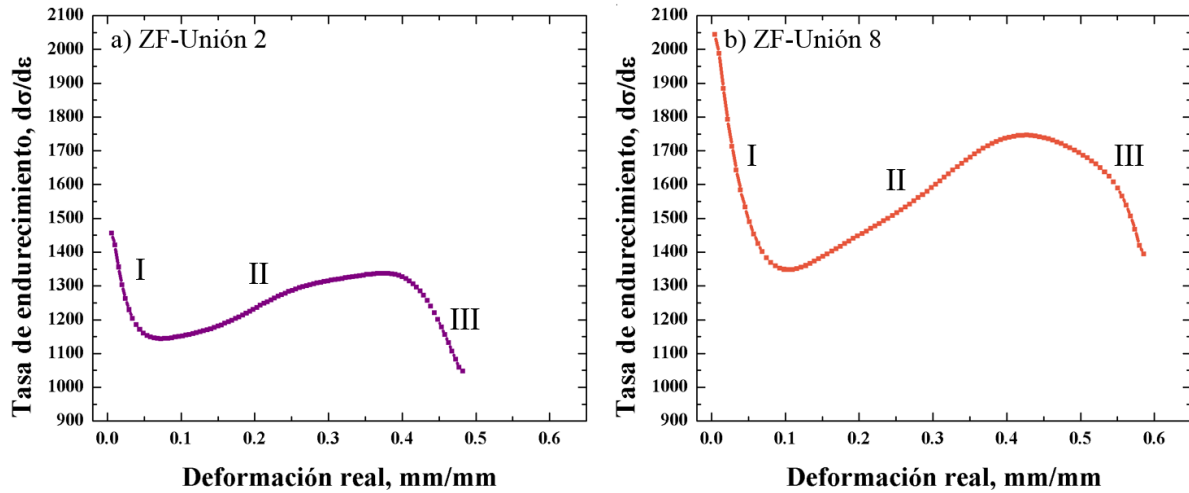


Figura 3.43. Tasa de endurecimiento por deformación en la zona de fusión (ZF) de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Unión 2, y b) Unión 8.

Es importante señalar que la tasa de endurecimiento disminuye considerablemente en la ZF de la unión, lo cual se asocia con la menor resistencia que mostró este material. La descripción del comportamiento plástico de los aceros TWIP no suele ser una tarea fácil debido a los diferentes mecanismos de endurecimiento presentes en estos aceros, sin embargo, se hace referencia al endurecimiento dinámico Hall-Petch debido a la disminución del camino libre medio de las dislocaciones en la matriz por la formación de maclas mecánicas durante la deformación. Además, se debe considerar un endurecimiento de la matriz por el incremento de la densidad de dislocaciones con la deformación plástica [54]. Por otro lado, se considera que el tamaño de grano influye en las tensiones internas producidas en la microestructura durante el proceso de deformación, es decir, podrían ser mayores para tamaños de grano fino que para tamaños mayores reflejándose en la tasa de endurecimiento por deformación [54].

3.7.2.3. Análisis fractográfico.

La Figura 3.44 muestra las microfotografías de las superficies fracturadas obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), de la ZAC-1 de la unión soldada 8 de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.

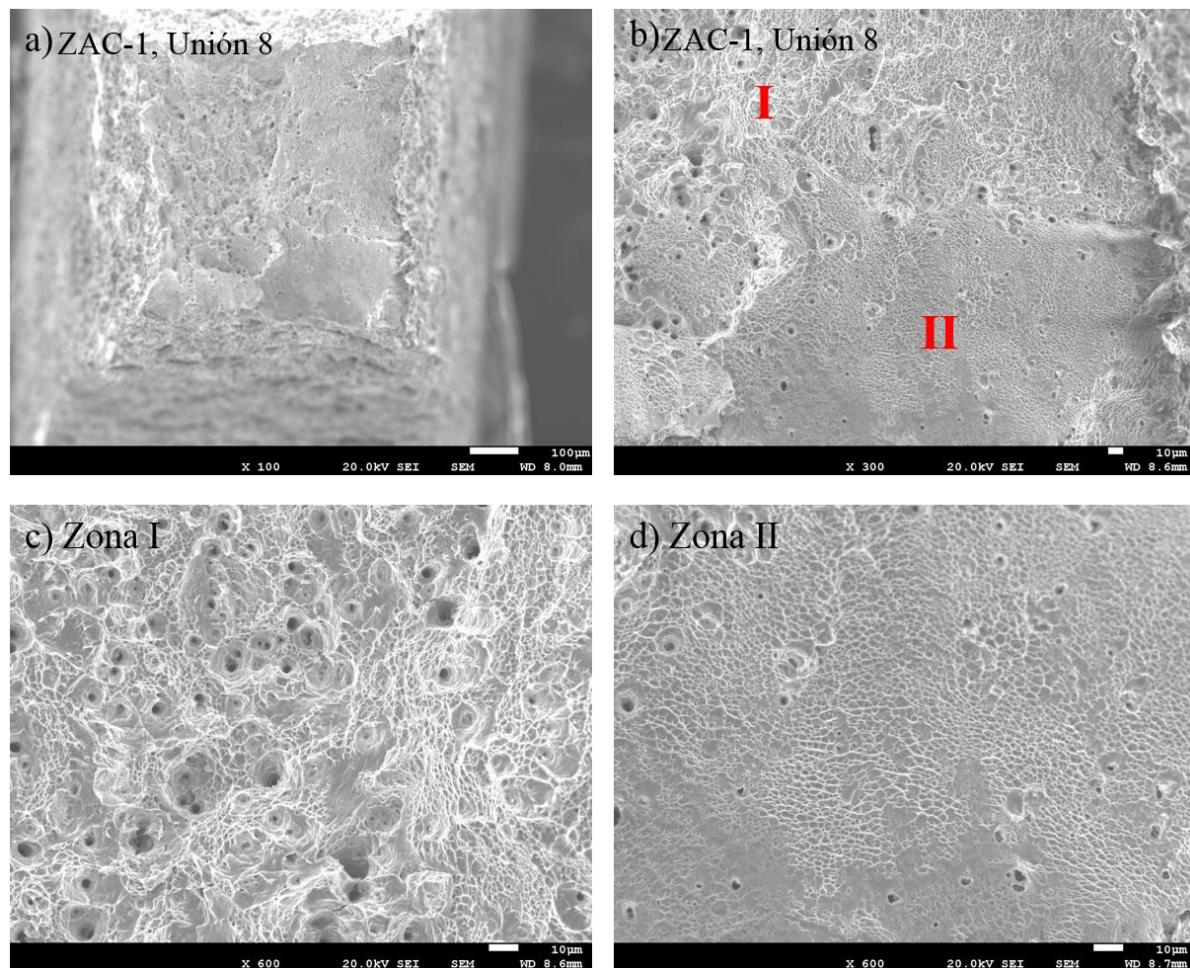


Figura 3.44. Micrografías MEB de la superficie de fractura de la ZAC-1 de la unión soldada 8 de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW: a) Imagen a 100X, b) Imagen a 300X, c) Zona I en imagen a 600X, y d) Zona II en imagen a 600X.

El mecanismo de fractura en los diferentes ensayos de microtracción llevados a cabo en el acero TW-Ti en condiciones de solubilizado y post-soldadura fue generado por falla dúctil. Es bien sabido que la fractura dúctil se caracteriza por la nucleación y el crecimiento de hoyuelos y huecos que pueden mostrar coalescencia [113]. Este comportamiento está bien relacionado con la excelente ductilidad del acero TW-Ti. Adicionalmente, se observó que las diferentes zonas de fractura no muestran un grado de ductilidad uniforme, lo cual se puede observar en la Figura 3.44b. En general se consideran dos zonas de falla dúctil, las cuales corresponden a la zona I caracterizada por presentar una forma irregular, con relieves pronunciados los cuales se agrupan alrededor de hoyuelos que tienden a mostrar coalescencia, este comportamiento se asocia con

un mayor grado de ductilidad (Figura 3.44c). Por otro lado, la zona II se caracteriza por mostrar superficies más planas, los relieves en esta zona son más finos, además, se presentan un número menor de hoyuelos asociado con un menor grado de ductilidad (Figura 3.44d). Park et al. [114], consideran que las irregularidades en la zona de fractura de alta ductilidad (zona I) puede ser generara por la presencia de carburos y óxidos de tamaño nanométrico al interior de los hoyuelos. Además, la Figura 3.45 muestra microagrietamiento en la ZF de la unión 2 y ZAC de las uniones 8 y 9. Se considera que el microagrietamiento en la ZF se genera a través de los límites dendríticos, mientras que en la ZAC se genera a través de los límites de grano equiaxial.

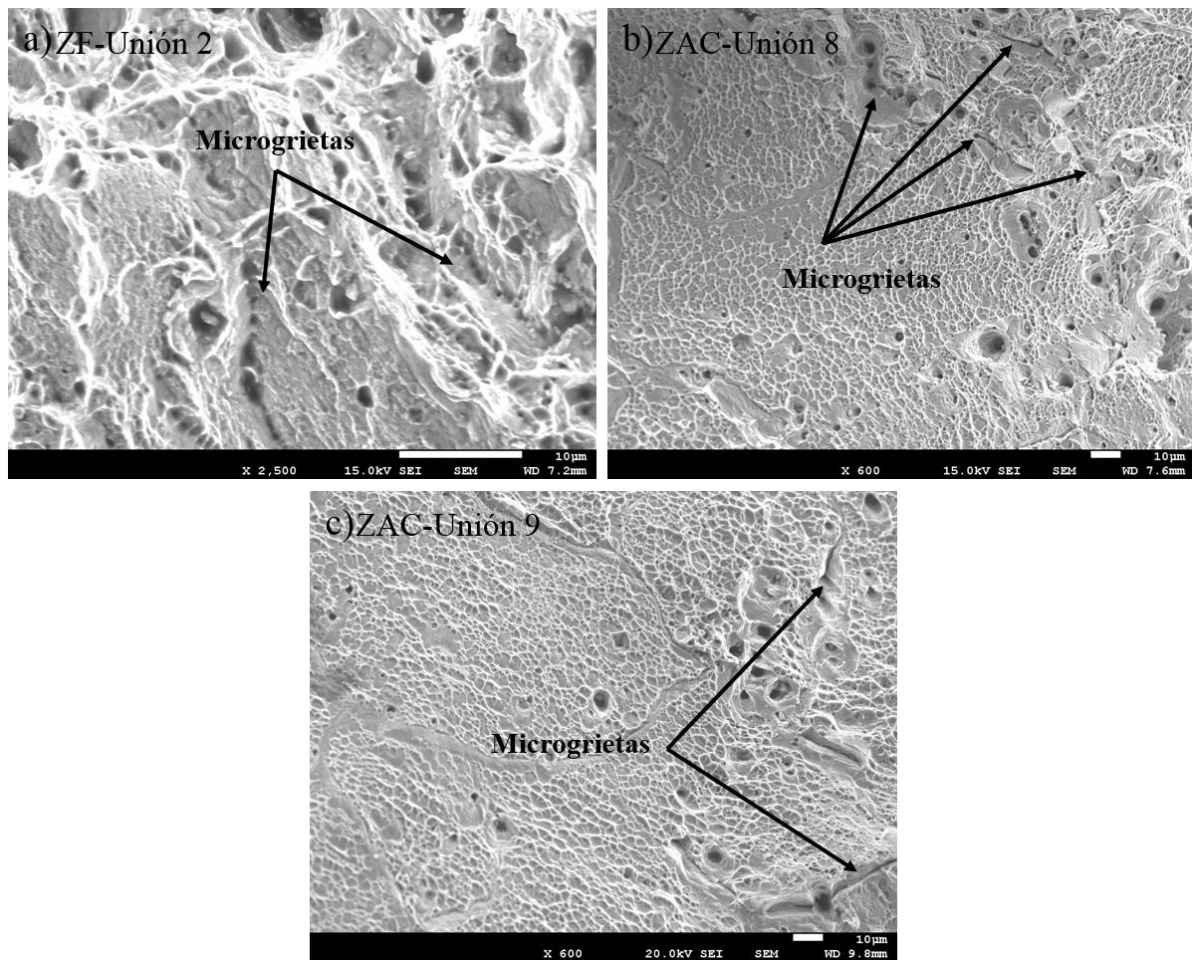


Figura 3.45. Micro-agrietamiento en ensayos de microtracción de uniones soldadas de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Zona de fusión (ZF) de la unión 2, b) Zona afectada por el calor (ZAC) de la unión 8, y c) Zona afectada por el calor (ZAC) de la unión 9.

La presencia de hoyuelos en los límites de grano origina un ablandamiento en esta zona, lo que favorece la generación y propagación de microgrietas a través de los límites de grano. Growther et al. [115], consideraron que los hoyuelos eran originalmente grietas intergranulares formadas en una etapa temprana de deformación, y luego se distorsionaban en vacíos alargados a medida que avanzaba la deformación, hasta que la falla final se producía mediante el estrechamiento entre los huecos [113, 115].

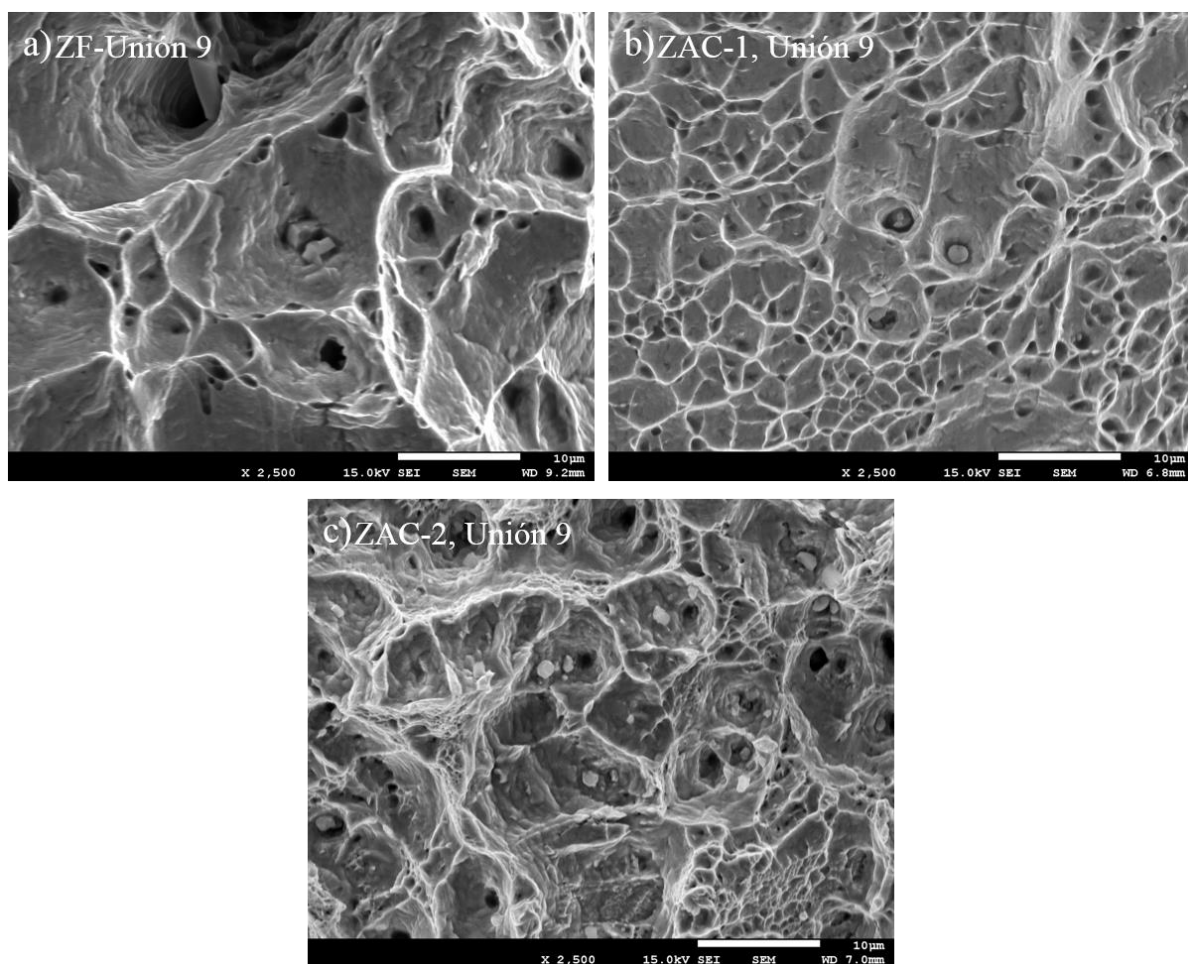


Figura 3.46. Partículas precipitadas en las zonas de fractura de unión 9 de acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. a) Zona de fusión (ZF), b) Zona afectada por el calor (ZAC-1), y c) Zona afectada por el calor (ZAC-2).

También se ha considerado que las microgrietas localizadas en regiones interdendríticas podrían atribuirse tanto a la diferencia en las propiedades mecánicas entre las regiones interdendríticas

y los brazos dendríticos causada por la microsegregación de los elementos de Mn y C, o debido a la concentración local de estrés inducido por la acumulación de dislocaciones alrededor de partículas precipitadas en la zona interdendrítica [113, 116-117]. La Figura 3.46 muestra la presencia de partículas precipitadas en las zonas de fractura de la unión 9 del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW. En la ZF y ZAC-1 (Figura 3.46a y b) se observan menor cantidad de partículas comparado con la ZAC-2 (Figura 3.46c). Este resultado concuerda con el mayor endurecimiento mostrado en la unión 9 a 10,000 μm a partir del centro del cordón de soldadura (Figura 3.31d). Sin embargo, de acuerdo a los resultados de esfuerzo-deformación no se mostró una mejora considerable del esfuerzo máximo en la ZAC-2 de la unión 9 en comparación con el acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 2, por lo cual se puede considerar que el excelente comportamiento de esfuerzo-deformación mostrado en las diferentes uniones de soldadura de acero TW-Ti, está asociado con diferentes mecanismos de endurecimiento durante la deformación de acuerdo a lo reportado por Cuevas et al. [54].

3.7.2.4. Caracterización de maclas de deformación.

La Figura 3.47 muestra la generación de maclas de deformación en las probetas ensayadas por microtracción del acero TW-Ti. Se hizo evidente la formación de maclas de deformación al interior de los granos de la matriz austenítica, en las probetas de microtracción ensayadas en condiciones de solubilizado y uniones de soldadura del acero TW-Ti. Además, se puede observar un alargamiento de los granos en la dirección de deformación, lo cual es más evidente en la Figura 3.47b, como resultado de una mayor deformación plástica en esta zona debido a la proximidad con la zona de fractura. Además, se puede observar que el alargamiento de los granos disminuye en zonas más alejadas a la zona de fractura (Figura 3.47c y d). Sin embargo, en estas zonas también se genera la formación de maclas de deformación, lo cual indica que la deformación se experimenta a través de la longitud calibrada total de las probetas de microtracción. Es bien conocido que la formación de maclas de deformación está en relación al grado de deformación, en este sentido, las zonas con proximidad a la zona de fractura muestra mayor intensidad de maclas de deformación. Este es el caso de zona de análisis 1 mostrada en la Figura 3.47b, donde la mayor parte del área analizada presenta maclas de deformación a diferencia de las zonas de análisis 2 y 3 de la Figura 3.47c y d.

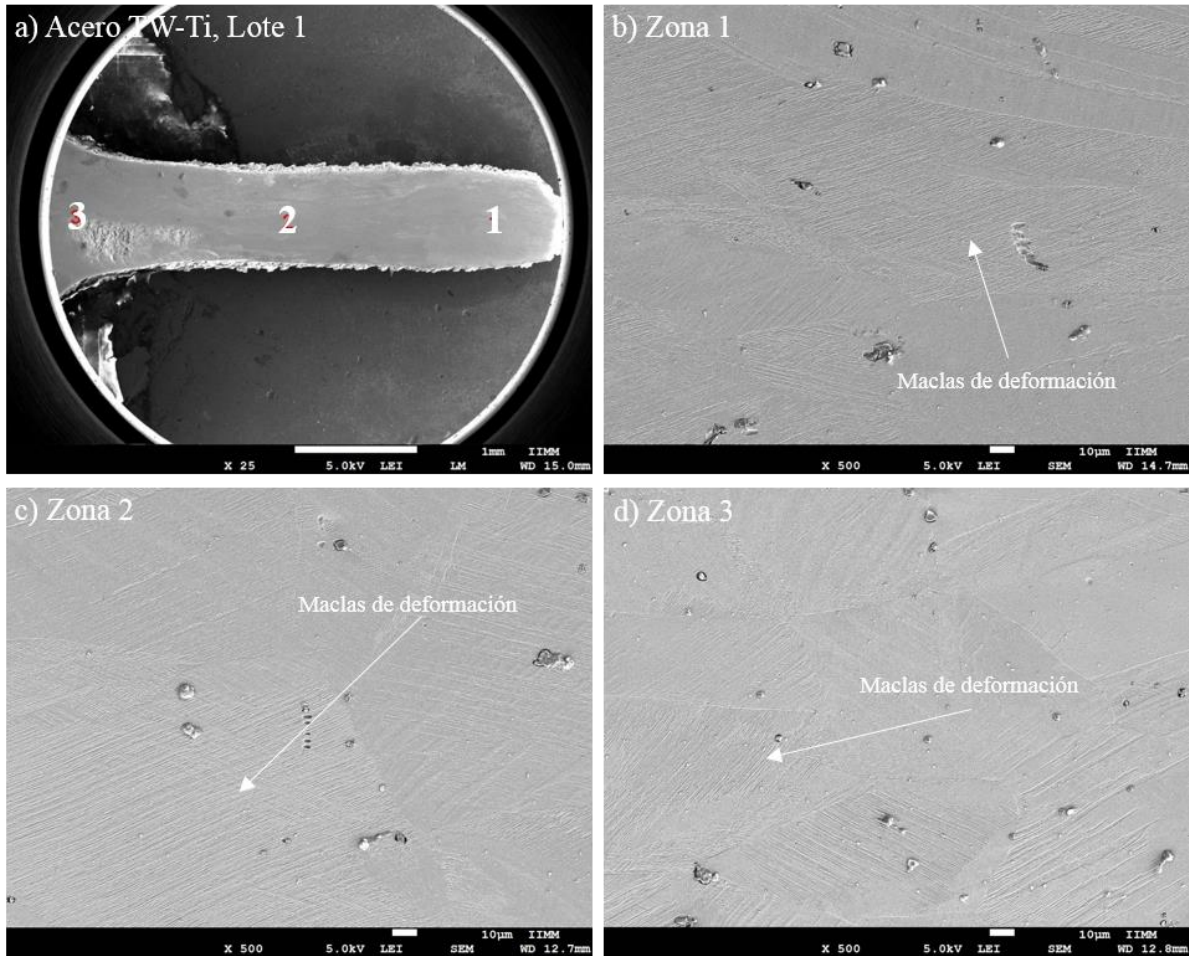


Figura 3.47. Formación de maclas de deformación en probetas ensayadas mediante microtracción del acero TW-Ti en condición de solubilizado. a) Zonas de análisis en el acero TW-Ti del lote 1, b) Zona de análisis 1, c) Zona de análisis 2, y d) Zona de análisis 3.

Además, se puede observar la presencia de partículas precipitadas a través de la matriz austenítica, así como porosidad la cual puede ser generada por el desprendimiento de estas partículas. Miura et al. [118], desarrollaron un modelo para explicar la formación de maclas de deformación, de acuerdo con este modelo, se forma una doble capa de falla de apilamiento (SF) intrínsecas en el plano primario bajo la acción del esfuerzo aplicado, debido a la interacción del apilamiento de dislocaciones extendidas en el plano primario con una barrera de Lomer-Cottrell. Una dislocación sésil de Frank residual resulta de esta interacción y esta falla de apilamiento de doble capa actúa como un núcleo macla. Por otro lado, la tasa de endurecimiento por

deformación del acero TW-Ti estudiado, está relacionado con la formación de maclas de deformación, es decir, a mayor capacidad de endurecimiento por deformación mayor será la densidad de maclas de deformación [119].

La Figura 3.48 muestra formación de maclas de deformación a través de la zona de fusión (ZF), interface de la soldadura (IS) y zona afectada por el calor (ZAC) en la unión 8 de soldadura del acero TW-Ti. La distribución de maclas muestra diferencias en cada zona, es decir, en la ZF las maclas presentan menor longitud y se encuentran orientadas en una dirección (Figura 3.48b). Mientras que en la IS y ZAC se genera cruzamiento de maclas y estas presentan mayor longitud que las maclas en la ZF (Figura 3.48d y f). Por otro lado, las maclas en la ZAC presentan mayor espesor. La intensidad de maclaje de deformación, así como sus características esta función del grado de deformación y tipo de microestructura correspondiente a la zona de análisis. Además, se observa que la ZF presenta partículas precipitadas, localizadas preferentes en los límites de grano dendrítico a diferencia de la IS y ZAC donde la presencia de partículas precipitadas es más limitada. Esto podría estar relacionado al crecimiento de partículas precipitadas en la ZF, como resultado de un aporte térmico mayor en esta zona.

Por otro lado, la Figura 3.48 compara la formación de maclas de deformación de la unión 9 de soldadura, respecto a unión 8 de soldadura en la ZF, IS y ZAC. Es importante mencionar que estos análisis se realizaron en la zona 1 (Figura 3.47a) en ambas uniones de soldadura, ya que esta zona presenta mayor deformación. De los resultados se puede observar que la unión 9 muestra menor intensidad de maclas de deformación en las diferentes zonas de la soldadura (ZF, IS y ZAC), en comparación con la unión 8. Lo cual es atribuido a la deformación mostrada en cada una de las zonas de estas soldaduras, ya que la ZF presentó un alargamiento de 85.46% en la unión 8, mientras que la unión 9 presentó 64.37%. Respecto a la IS, esta presentó 85.06% y 78.79% de alargamiento en las uniones 8 y 9 respectivamente, y la ZAC de la unión 8 presentó 83.27%, respecto a la unión 9 con un alargamiento de 78.79%. Además, las diferentes zonas de la soldadura 9 no presentan cruzamiento de maclas, relacionado a una deformación menor en las uniones de acero TW-Ti.

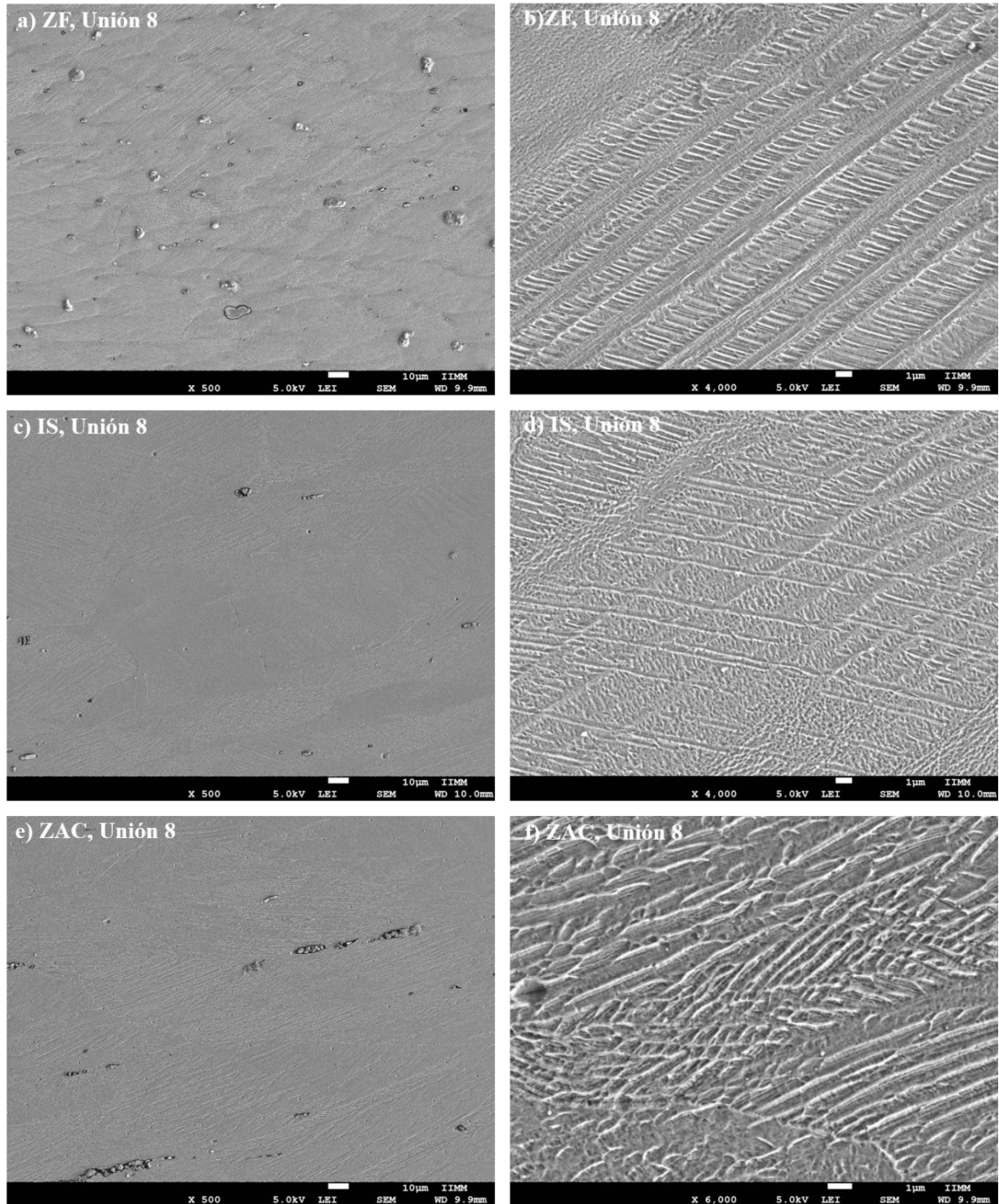


Figura 3.48. Formación de maclas de deformación en probetas ensayadas mediante microtracción de la unión 8 de soldadura del acero TW-Ti. a) ZF, imagen a 500X, b) ZF, imagen a 4000X, c) IS, imagen a 500X, d) IS, imagen a 4000X, e) ZAC, imagen a 500X, y f) IS, imagen a 4000X .

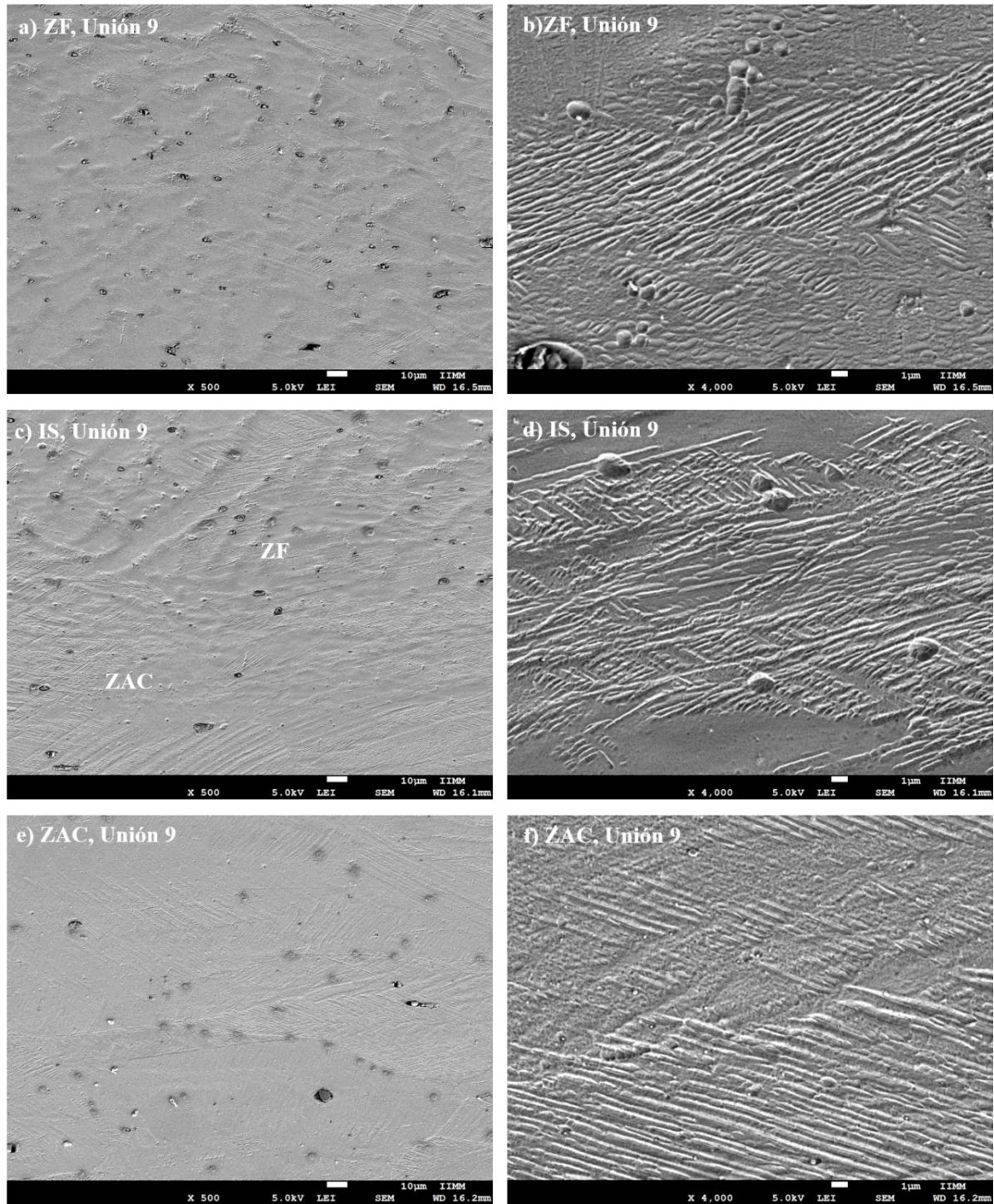


Figura 3.49. Formación de maclas de deformación en probetas ensayadas mediante microtracción de la unión 9 de soldadura del acero TW-Ti. a) ZF, imagen a 500X, b) ZF, imagen a 4000X, c) IS, imagen a 500X, d) IS, imagen a 4000X, e) ZAC, imagen a 500X, y f) IS, imagen a 4000X .

La Figura 3.50 muestra las características de las maclas de deformación en el acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 1, así como en la ZF, IS y ZAC de la unión 8 de soldadura. Se encuentran diferencias en cada zona analizada. Por ejemplo, el ángulo de orientación de las maclas en la condición de solubilizado del lote 1 es de 120.4° , mientras que en la ZF es de 51.5° , respecto a la IS la maclas presentan un ángulo orientación de 133.4° y la ZAC un ángulo de orientación de 143.2° . Por otro lado, el espesor de la macla de deformación también muestra diferencia, donde el acero TW-Ti en condición de solubilizado del lote 1 tienen un espesor de $0.20\ \mu\text{m}$, la ZF de $0.08\ \mu\text{m}$, la IS de $0.18\ \mu\text{m}$ y la ZAC de $0.27\ \mu\text{m}$.

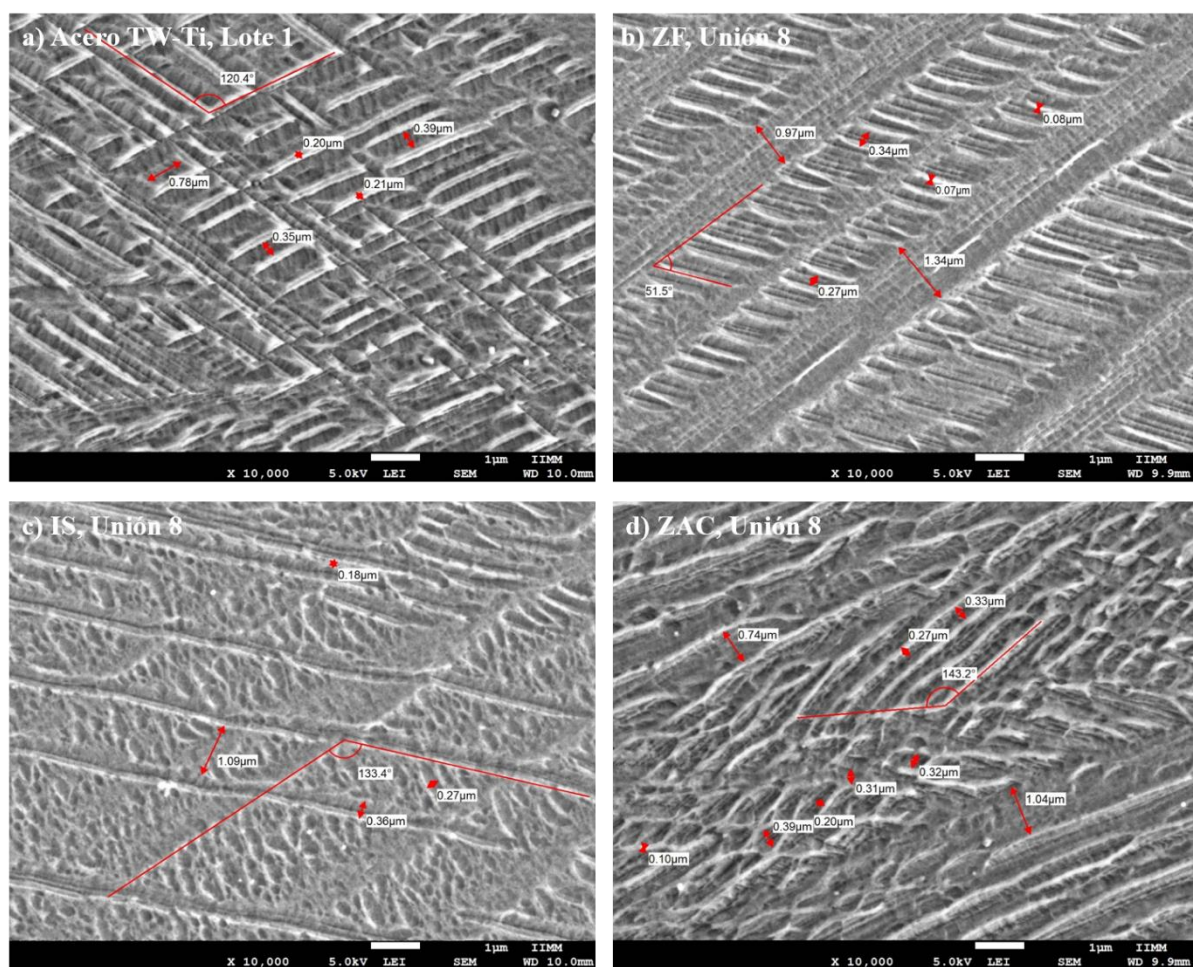


Figura 3.50. Características de las maclas de deformación en probetas ensayadas mediante microtracción del acero TW-Ti. a) Condición de solubilizado, Lote 1, b) ZF, Unión 8, c) IS, Unión 8, y d) ZAC, Unión 8.

En la Figura 3.51 se muestra la identificación de maclas de deformación mediante contraste en imágenes de MEB en la ZAC de la unión 8 de soldadura del acero TW-Ti. El color rojo representa las maclas de deformación, el color azul la matriz austenítica y color verde azulado representa el relieve entre las maclas y la matriz (Figura 3.51b). Es importante mencionar, que adicionalmente se observaron partículas precipitadas en la ZAC las cuales se pueden observar en la Figura 3.51a. Con relación a las partículas precipitadas, la ZAC presenta partículas más finas en comparación con la condición de solubilizado y ZF. En la Figura 3.30 se presentaron los tipos de partículas presentes en el acero TW-Ti, en las cuales se puede observar que las partículas de mayor tamaño corresponden a AlN, MnS y Ti(C, N), lo cual es congruente a las altas temperaturas de formación de estas partículas, como se observa en la Figura 3.5. Por ello se puede considerar que los AlN, MnS y Ti(C, N) se encuentran preferentemente en la ZF, mientras que las partículas de TiC se localizan en la ZAC de las uniones de soldadura de acero TW-Ti.

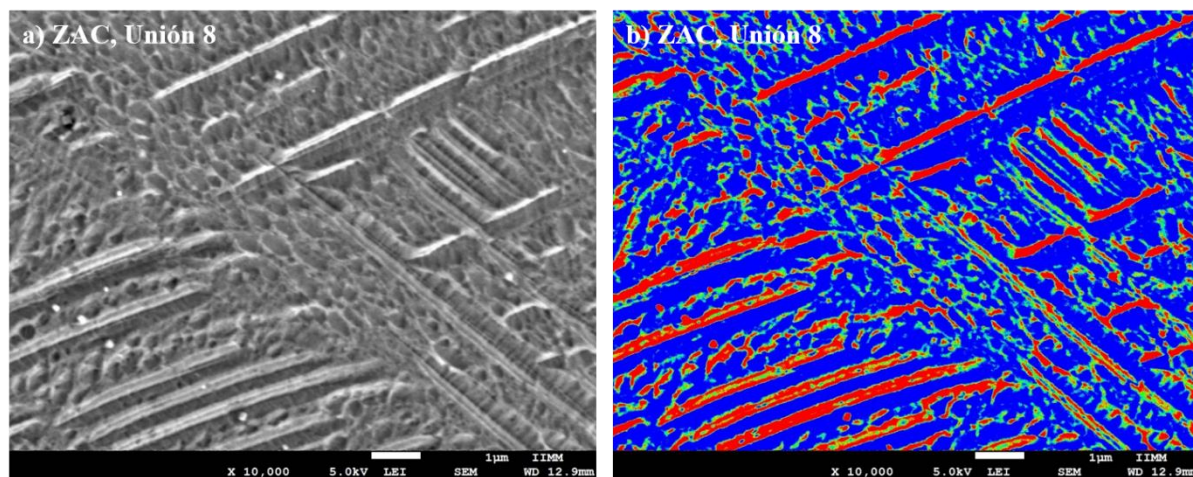


Figura 3.51. Contraste de maclas de deformación en imágenes de MEB. a) Imagen de referencia, y b) Identificación de las maclas.

Kwon et al. [120], corroboraron que la fracción de maclas de deformación aumentó con un aumento en el nivel de deformación de tracción. Además, determinaron que las maclas de deformación se desarrollaron en la mayoría de los granos pero no en todos, lo cual depende en gran medida de la orientación del grano con respecto a la dirección de tracción, por lo que no

todos los granos contendrán maclas de deformación de acuerdo con los niveles experimentales de deformación.

CAPITULO 4. CONCLUSIONES.

En base de los resultados obtenidos en la caracterización de las uniones de soldadura del acero TWIP microaleado con Ti (TW-Ti) mediante el proceso GTAW, se pueden extraer las siguientes conclusiones:

4.1. Análisis microestructural en condición de solubilizado (condición de partida).

- Las condiciones de los tratamientos térmicos y termomecánicos durante el acondicionamiento microestructural del acero TW-Ti, son determinantes en el tamaño de grano equiaxial final de las probetas destinadas para ensayos de soldadura.

4.2. Análisis microestructural de las uniones de soldadura en acero TW-Ti.

- El alto contenido de elementos de aleación y microaleación en el acero TW-Ti provoca la formación de la estructura dendrítica en la zona de fusión (FZ), debido a la inestabilidad del frente de solidificación como resultado del fenómeno de segregación.
- El tamaño de la zona de fusión (ZF) incrementa considerablemente a mayor aporte térmico en uniones de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW.
- El tamaño de grano dendrítico en la zona de fusión (ZF) incrementa a mayor aporte térmico.
- El aporte térmico utilizado en la fabricación de uniones de soldadura del acero TW-Ti origina el crecimiento de grano equiaxial en la zona afectada por el calor (ZAC).
- El menor aporte térmico durante la fabricación de las uniones de soldadura de acero TW-Ti, reduce el tamaño de la zona afectada por el calor (ZAC) y limita el crecimiento de grano equiaxial en esta zona.

4.3. Análisis químico mediante MEB/EDS.

- El grado de segregación en las diferentes uniones de soldadura del acero TW-Ti, afecta negativamente la soldabilidad, generando transformaciones microestructurales (morfología dendrítica) y baja uniformidad en las propiedades físicas, químicas y mecánicas.

- El uso de alto aporte térmico en la fabricación de uniones de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW, incrementa el grado de segregación en la zona de fusión (ZF).
- La microestructura de las uniones de soldadura del acero TW-Ti contiene partículas precipitadas de AlN, MnS, Ti(C, N) y TiC, debido a los contenidos de elementos aleantes y la adición de Ti en la composición química del acero TWIP.
- La zona fusión (ZF) contiene preferentemente partículas de AlN, MnS y Ti(C, N) con tamaños en el orden los μm , como resultado de un mayor aporte térmico en esta zona. Mientras que la zona afectada por el calor (ZAC) contiene preferentemente partículas de Ti (C, Ti) y TiC en el orden de los nm, debido a las condiciones termodinámicas de formación de estas partículas predichas por el programa de simulación JMatPro v9.1.

4.4. Análisis estructural mediante difracción de rayos-X.

- Las diferentes condiciones térmicas utilizadas en el proceso GTAW para la fabricación de uniones de soldadura de acero TW-Ti, no afecta la estabilidad de la fase austenítica, lo cual se corroboró con la presencia de los picos de austenita-FCC asociados a los planos cristalográficos (111), (200), (220), (311) y (222) detectados mediante difracción de rayos-X.

4.5. Caracterización mecánica mediante ensayos de microdureza Vickers.

- En general las diferentes uniones de soldadura del acero TW-Ti, presentaron valores de microdureza superiores a su condición de solubilizado (condición de partida), como resultado de la formación de precipitados preferentemente Ti(C, N) y TiC.
- La zona de fusión (ZF) en las diferentes uniones de soldadura del acero TW-Ti muestran un comportamiento de ablandamiento, como resultado de la formación de estructura dendrítica en esta zona. Mientras que la zona afectada por el calor muestra un comportamiento de endurecimiento, debido a la presencia de Ti(C, N) y TiC distribuidas en a través de la matriz del grano equiaxial austenítico.

4.6. Caracterización mecánica mediante ensayos de microtracción.

- Las diferentes zonas generadas en las uniones de soldadura (ZF, IS y ZAC) de acero TW-Ti, presentan altos valores de resistencia a la cedencia (hasta 426 MPa), resistencia máxima (hasta 797 MPa) y alargamiento (hasta 91 %).
- Los efectos metalúrgicos generados por el aporte térmico afecta la resistencia y alargamiento de las uniones de soldadura de acero TW-Ti, por ello se debe utilizar la menor cantidad de aporte térmico posible en la fabricación de la soldadura.
- Las uniones de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW tienen una excelente capacidad de endurecimiento por deformación plástica, lo cual se corroboró con altos valores de exponente de endurecimiento Hollomon (hasta 0.52), los cuales son por mucho superiores a los valores de otros aceros avanzados como DP y TRIP, utilizados actualmente en la industria automotriz.
- La superficie de fractura de las probetas ensayadas de microtracción muestran un tipo de falla mayoritariamente dúctil, debido a la alta capacidad de deformación plástica y maclaje en las diferentes zonas de la soldadura (ZF, IS y ZAC) del acero TW-Ti.
- El maclaje mecánico es el mecanismo de deformación predominante en las uniones de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW, debido a un control adecuado de la composición química y aporte térmico que no afectaron la estabilidad de la austenita, ni la energía de falla de apilamiento (EFA).
- La formación de maclas de deformación se reduce considerablemente con la implementación de alto aporte térmico en la fabricación de uniones de soldadura del acero TW-Ti y/o mayor tamaño de grano austenítico en el acero TW-Ti en condición de solubilizado (material base), debido a una menor capacidad de deformación.
- Diferentes patrones de maclaje por deformación fueron observados en las diferentes zonas de la unión soldada, los cuales están íntimamente relacionados a la microestructura generada durante el proceso de soldadura.

Como conclusión general, se puede afirmar que es factible generar uniones de soldadura del acero TW-Ti mediante el proceso GTAW, en placas de 5.6 mm de espesor sin material de aporte, las cuales presenten buena apariencia del cordón (relación ancho/penetración), y además, mantengan el rendimiento mecánico del material base (acero TW-Ti, condición de solubilizado).

BIBLIOGRAFÍA.

1. M.Y. Demeri, *Advanced High-Strength Steel-Science, Technology, and Applications*. 1 er ed. Ohio: Materials Park. 1-331. 2013.
2. B.C. De-Cooman, Y. Estrin, and S.K. Kim, *Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steels*. Acta Mater. **142**, 283-362. 2018.
3. M.M.Z. Ahmed, E. Ahmed, A.S. Hamada, S.A. Khodir, M.M.E-S. Seleman and B.P. Wynne, *Microstructure and mechanical properties evolution of friction stir spot welded high-Mn twinning-induced plasticity steel*. Mater. Des. **91**, 378-387. 2016.
4. G. Frommeyer, U. Brux, and P. Neumann, *Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes*. ISIJ Int. **43**, 438-446. 2003.
5. H. Hernandez-Belmontes, *Soldabilidad de aceros de nueva generación alto manganeso (HMS) austeníticos de plasticidad inducida por maclaje (TWIP)*. Tesis de grado, Departamento de Metalurgia Mecánica, IIM², UMSNH, México. 2014.
6. J. Yoo, B. Kim, Y. Park, and C. Lee, *Microstructural evolution and solidification cracking susceptibility of Fe-18Mn-0.6C-xAl steel welds*. J Mater Sci. **50**, 279-286. 2015.
7. L. Mujica, S. Weber, C. Thomy, and F. Vollertsen, *Microstructure and mechanical properties of laser welded austenitic high manganese steels*. Sci. Technol. Weld. Join. **14**, 517-522. 2009.
8. L.M. Roncery, S.Weber, and W. Theisen, *Welding of twinning-induced plasticity steels*. Scripta Materialia. **66**(12), 997-1001. 2012.
9. L.A. Dobrzański, A.Grajcar, and W. Borek, *Hot-working behaviour of highmanganese austenitic steels*. J. Achiev. Mater. Manuf. Eng. **31**, 7-14. 2008.
10. I.F. Silvia, *Estudio del efecto de los elementos microaleantes en un acero HSLA*. Tesis de grado, Universidad Politécnica de Catuluña. 2007.
11. F. Reyes-Calderón, I. Mejía, A. Boulaajaj, and J.M. Cabrera, *Effect of microalloying elements (Nb, V and Ti) on the hot flow behavior of high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) Steel*. Materials Science & Engineering A. **560**, 552-560. 2013.
12. G. Frommeyer, E.J. Drewes, and B. Engl, *Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels*. La Revue de Metallurgie International Journal of Metallurgy. **97** (10), 1245-1253. 2000.
13. World Steel Association, *Advanced high strength steels (AHSS) application guidelines*. WorldAutoSteel, (Ver. 4.1). 1-14. 2009.
14. R.A. Hadfield, *Metallurgy and Its Influence on Modern Progress*. Chapman and Hall, Ltd. London. 1926. doi:10.1002/jctb.5000451007.
15. C.M. Tamarelli, *AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications*. steel market development institute. 1-42. 2011.
16. J. Zhao, and Z. Jiang, *Thermomechanical processing of advanced high strength steels*. Accepted Manuscript. Progress in Materials Science, **94**, 174-242. 2018.
17. D.K. Matlock, and J.G. Speer, *Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts*. 185-205. 10.1007/978-1-84882-454-6_11. 2009.
18. WorldAutoSteel. <http://www.worldautosteel.org/> [Web resources] in World Steel Association, *Advanced high strength steels (AHSS) application guidelines*. WorldAutoSteel, (Ver. 4.1). 1-14. 2009.
19. C. Béal, *Mechanical behaviour of a new automotive high manganese TWIP steel in the presence of liquid zinc*. Tesis de grado, Other. INSA de Lyon. 2011.
20. C. Scott, N. Guelton, S. Allain, and M. Faral, *The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications*. La Revue Métallurgie. **103**(6), 293-302. 2006.
21. A.V. Giraldo, *El acero Hadfield revisado*. revista Colombiana de Materiales. **N.3**. 1-24. 2014.

22. L. Wang, H. Jiang, J. Liu, and Y. Chen, *Effects of different Manganese content on Microstructures and Properties of TWIP Steel*. Advanced Materials Research, **399-401**, 254-258. 2012.
23. V. Shterner, A. Molotnikov, I. Timokhina, Y. Estrin, and H. Beladi, *A constitutive model of the deformation behaviour of twinning induced plasticity (TWIP) steel at different temperatures*. Mater. Sci. Eng. A. **613**, 224-231. 2014.
24. F. Reyes-Calderón, *Efecto de los Elementos Microaleantes (B, Nb, V y Ti) Sobre la Microestructura y Fluencia en Caliente de un Acero TWIP (Fe-C-Mn-Al-Si)*. Tesis Doctoral, Departamento de Metalurgia Mecánica, IIM, UMSNH, México. 2013.
25. B.C. De-Cooman, C. Kwang-geun, and K. Jinkyung; *High-Mn TWIP steels for automotive applications*. Tech: Rijeka, Croatia. In P.M. Chiaberge. 101-128. 2011.
26. V. Schoß, *Martensitische Umwandlung und Ermüdung austenitischen Edelstahl, Gefügeveränderungen and Möglichkeiten der Früherkennung von Ermüdungsschadigungen*. Freiberg, Deutschland. 1-169. 2001.
27. M.G.Y. Diaz, *Efecto de los Elementos Microaleantes (Nb, Ti, V, B) Sobre la Microestructura de Aceros alto Manganeso de Plasticidad Inducida por Maclaje (TWIP) Tratados Térmicamente*. Tesis de Maestría, Departamento de Metalurgia Mecánica, IIM, UMSNH, México. 2012.
28. K. Limmer, D.C. Van Aken, N. Medvedeva, *Ab initio simulation of alloying effect on stacking fault energy in fcc Fe*, *Comp. Mater. Sci.* **99**, 253-255. 2015.
29. A.S. Hamada, "Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-Mn TWIP steels", . Ph.D. Dissertation Thesis, University of Oulu, Finland. 2007.
30. A. Saeed-Akbari, U. Prahl, W. Bleck, *Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high-manganese steels*, *Metall. Mater. Trans. A* **40**, 3076-3090. 2009.
31. J. Charles, A. Lutts, "Structural and mechanical properties of high-alloy manganese –aluminium steels",. *J. Phys.* **43**, C4-435. 1982.
32. J.-E. Jin, Y.-K. Lee, *Effects of Al on microstructure and tensile properties of Cbearing high Mn TWIP steel*. *Acta Mater.* **60**, 1680-1688. 2012.
33. R.E. Schramm, "Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels", . *Metall. Trans. A* **6**, 1345-1351. 1975.
34. X. Tian, and Y. Zhang, *Effect of Si content on the stacking fault energy in g-Fe-Mn-Si-C alloys: Part I. X-ray diffraction line profile analysis*. *Mater. Sci. Eng. A.* **516**, 73-77. 2009.
35. R.W. Haasen, *Physical Metallurgy*. Elsevier Science B.V. I, 471-531. 1996.
36. S. Hofer, G. Schestak, R. Schneider, E. Arenholz, and L. Samek, *Berg-und Hu "ttenma" nnischemonatshefte*. **156**, 99-104. 2011.
37. L. Priester, *Grain Boundaries From Theory to Engineering*. Springer Series in Materials Science. **172**, 147-215. 2006.
38. J. Yoo, S. Kim, Y. Park, J. Choi, *Characteristics of the hot cracking and segregation behavior in the high manganese steel welds*. . In: Proceedings of the 1st International Conference on High Manganese Steels, Seoul, 1-8. 2011.
39. X. Zhenming, G. Qingfeng, J. Qichuan, *TiC as heterogeneous nuclei of the (Fe, Mn) 3C and austenite intergrowth eutectic in austenite steel matrix wear resistant composite*. *Materials Research Bulletin.* **39**(3), 457-463. 2004.
40. R.W. Cahn, and P. Haasen, *Physical Metallurgy*. Fourth edition, NORTH-HOLLAND, 1-2740 1996.
41. Z. Ignaszak, J. Hajkowski, *Prediction of dendritic microstructure using the cellular automaton – finite element method for hypoeutectic Al-Si alloys castings*. *Mater. Sci.* **12**, 124-128. (2006).
42. E.I. Poliak and D. Bhattacharya, *Aspects of Thermomechanical Processing of 3rd Generation Advanced High Strength Steels*. *Materials Science Forum Vols.* **783-786**, 3-8. 2014.
43. S.H. Avner, *Introducción a la metalurgia física*. 2da ed, McGRAW-HILL, 1-346. 1988.

44. M. Diaz, A. Mariano. and M.E. Gustavo, *Efecto del solubilizado en la estructura de la aleación CuCrZr*. 4ta Jornadas ITE-Facultad de ingeniería-UNLP. 539-543. 2017.
45. S. Illescas, J. Fernández, y J.M. Guilemany, *Estudio del crecimiento de grano de la fase austenítica en un acero HSLA de bajo contenido en carbono*. Revista de Metalurgia. **44** (1), 39-51. 2008.
46. A.E. Salas-Reyes, *Estudio de la ductilidad en caliente de aceros Fe -Mn-C-Si-Al de plasticidad inducida por maclaje (TWIP)*. Tesis Doctoral, Departamento de Metalurgia Mecánica, IIM, UMSNH, México. 2014.
47. C. Scott, B. Remy, J.L. Collet, A. Cael, C. Bao, F. Danoix, B. Malard, and C. Curfs. *Precipitation strengthening in high manganese austenitic TWIP steels*. Int. J. Mater. Res. **102**, 538-549. 2011.
48. O. Grässel, G. Frommeyer, and L.W. Meyer, *High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application*. International Journal of Plasticity. **16**, 1391-1409. 2000.
49. I.A. Yakubtsov, A. Ariapour, and D.D. Perovic, *Effect of nitrogen on stacking fault energy of f.c.c. iron-based alloys*. Acta Materialia, **47**, 1271-1279. 1999.
50. H.K.D.H. Badeshia, "Lecture 9: Twins and martensite". <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/abstracts/L9.pdf>.
51. S. Suzuki, E.P. Kwon, S. Fujieda, K. Shinoda, and S. Sato: "Characteristic microstructure of polycrystalline Fe-Mn-C alloys deformed by tensile test". Procedia Eng. **10**, 88-93. 2011.
52. T.H. Courtney, *Mechanical Behavior of Materials*. 2nd ed. McGraw-Hill, Boston, USA. 733. 2000.
53. R.W.K. Honeycombe, *The plastic deformation of metals*. 2nd ed. Hodder Arnold Ltd. London, Great Britain, 1-483. 1984.
54. F. Cuevas, A. Ferraiuolo, L.P. Karjalainen, and J. G. Sevillano, *Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: relación de Hall-Petch*. Revista de Metalurgia. **50**(4), 1-8, 2014.
55. F.B. Pickering, T. Glandman, Iron and Steels Inst. Spec. Rep N81 10 1963.
56. M.R. Ghiso, *Proceso de soldadura TIG GTAW*.
http://www.esab.com.ar/ar/sp/education/blog/proceso_soldadura_tig.cfm.
57. INDURA., Manual de sistemas y materiales de soldadura. [en línea], disponible en: URL:http://www.indura.com.mx/file/file_2182_manual%20de%20soldadura%20indura%202007.pdf
58. S. Kou, *Welding Metallurgy*. 2nd ed. John Wiley & Sons, Inc. 1-466. 2003.
59. Lincoln Electric, <https://www.lincolnelectric.com/es-mx/support/welding-how-to/Pages/welding-power-source-detail.aspx>
60. *Welding and Related Processes for Repair and Maintenance Onboard*. 11th ed. Wilhelmsen Ships Service. 1-552. ASIN: B00DPJVZAM.
61. <https://www.demaquinasyherramientas.com/soldadura/soldadura-tig>.
62. T. DebRoy, and S. Kou, *Heat flow in welding in Welding Science and Technology*. 9th edition, 1, 88-113. 2009.
63. Soldexa, *Manual de soldadura y catalogo de productos*. 7mo ed, SlideShare, 56-89 .2012.
64. E.R. Bohnart, *Welding principles and practices*. 4ta ed. McGraw-Hill, 1-1133. 2012.
65. I.M. Bravo, *Estudio de la Soldabilidad del Acero Inoxidable Ferrítico AISI 430 en Soldaduras Circulares por el Proceso GTAW*. Tesis de Maestría, Departamento de Soldadura, IIM, UMSNH, México. 2006.
66. S.S. Glickstein, *Temperature Measurements in a Free Burning Arc*. Weld. J. **55**, 222s-229s. 1976.
67. Andres Mauricio Marin Herrera, S.y.E., <http://soldadurayestructuras.com/proceso-gtaw.html>.
68. Tecnología de Inspección de Soldadura, <http://dingeneria.pbworks.com/f/Modulo04.1%20-%20Geometria%20de%20las%20juntas%20y%20simbologia.pdf>

69. J.C. Camacho, L.I. González, y.C.J. Sánchez. *Estudion comparativo del proceso de soldadura MIG y TIG en un acero inoxidable 416 utilizado en la industria alimenticia y de gereación de calor*. Tesis. Instituto Politecnico Nacional, 1-106. 2011.
70. J.C. Lippold, *Welding Metallurgy and Weldability*. John Wiley & Sons, I, 1-421. 2015.
71. B. Chalmers, *Principles of solidification*. Wiley. 1964.
72. W.F. Savage, E.F. Nippes, and E.S Szekeres, *A Study of Weld Interface Phenomena in a Low Alloy Steel*. Welding Research Supplement. 260s-268s. 1976.
73. D.S. Duvall, and W.A. Owczarski, *Technical Note: Behavior of Solute at Mobile Heat-Affected Zone Grain Boundaries*. Welding Journal, **45**(8), 356s-384s. 1966.
74. W.A. Owczarski, D.S. Duvall, and C.P. Sullivan, *A Model for HeatAffected-Zone Cracking in Nickel-Base Super-Alloys*. Welding Journal, **45**(4), 145s-155s. 1966.
75. P. Gordon, Trans. AIME, 203: 1043, 1955.
76. R.E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, 2d ed., Van Nostrand, New York, 1973.
77. B.F. Decker, and D. Harker, *Recrystallization in Rolled Copper*. Journal of Metals, Trans. AIME, **188**, 887-890. 1950.
78. R.M. Brick, A.W. Pense, and R.B. Gordon, *Structure and Properties of Engineering Materials*. 4th ed., McGraw-Hill. 81. 1977.
79. A.M. Bolarín, *Tratamientos térmicos*.
https://www.uaeh.edu.mx/docencia/P_Presentaciones/icbi/asignatura/Transfsolido-solidoABM.pdf
80. R. Blondeau, *Metallurgy and Mechanics of Welding: processes and industrial applications*. 1ra ed. John Wiley & Sons, Inc. 1-514. 2008.
81. K. Easterling, *Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*. 2da ed. Butterworth Heinemann. 1-270. 1992.
82. H. Granjon, *Bases métallurgiques du soudage*. 2ème édition. Publication du Soudage et de ses Applications. 251. 1995.
83. L. Mujica, S. Weber, H. Pinto, C. Thomy, F. Vollertsen, *Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels*. Materials Science and Engineering, A **527**(7-8), 2071-2078. 2010.
84. D.C. Saha D.C, S. Han, K.G. Chin, I. Choi, and Y.D. Park, *Weldability evaluation and microstructure analysis of resistance-spot-welded high-Mn steel in automotive application*. Steel research international, **83**(4), 352-357. 2012.
85. A.E. Salas-Reyes, I. Mejía, A. Bedolla-Jacuinde, A. Boulaajaj, J. Calvo, and J.M. Cabrera, *Hot ductility behavior of high-Mn austenitic Fe-22Mn-1.5Al-1.5Si-0.45C TWIP steels microalloyed with Ti and V*. Materials Science and Engineering:A. **611**, 77-89. 2014.
86. V. García-García, I. Mejía, and F. Reyes-Calderón, *Comparative study on weldability of Ti-containing TWIP and AISI 304L austenitic steels through the autogenous-GTAW process*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 98, 2365-2376. 2018.
87. V. García-García, I. Mejía, and F. Reyes-Calderón, *Quantitative metallographic characterization of welding microstructures in Ti-containing TWIP steel by means of image processing analysis*. Materials Characterization. **147**, 1-10. 2019.
88. D. Sahaa, I. Chang, and Y-D. Parka, *Heat-affected zone liquation crack on resistance spot welded TWIP steels*. Materials Characterization. **93**, 40-51. 2014.
89. L. Mujica, S. Weber, and W. Theisen, *Developmen of high-strength corrosion-resistant austenitic TWIP steels whit C+N. 2 ND*. International Conference. 17-20. 2010.
90. <https://lijadora.net/densidad-del-acero/>.
91. S.C. Helzer, *Welding Metallurgy, Part 2: Physical Properties*.
<https://app.aws.org/itrends/2007/04/it200704/it0407-23.pdf>.
92. F.W. Francis, M.W. Zemansky, and H.D. Young, *College Physics*. 7th Ed. Addison Wesley . 2005.

93. S. Illescas, J. Fernández, y J.M. Guilemany, *Estudio del crecimiento de grano de la fase austenítica en un acero HSLA de bajo contenido en carbono*. Revista de Metalurgia. **44** (1), 39-51. 2008.
94. M. Sabet, A. Zarei-Hanzaki, and S.Khoddman, *Dynamic Restoration Processes in High-Mn TWIP Steels*. J. Eng. Mater. Technol. **131**, 1-5. 2009.
95. B. Mintz, and D.N. Crowther, *Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking in continuous casting*. International Materials Reviews. **55** 168-196. 2010.
96. I. Mejía, F. Reyes.-Calderón, and J.M. Cabrera, *Modeling the hot flow behavior of a Fe-22Mn-0.41C-1.6Al-1.4Si TWIP steel microalloyed with Ti, V, Nb*. Mater. Sci. Eng., A. **644**, 374–385. 2015.
97. W. Kurz, and D.J. Fisher, *Fundamentals of solidification*. 4th ed. Trans Tech Publications. 1-305. 1998.
98. J.C. Muñoz, *Efecto de los elementos residuales e impurezas en la ductilidad y mecanismos de fragilización en caliente de un acero de construcción 0.23C-0.9Mn-0.13Si*. Tesis doctoral, Barcelona, febrero. 2006.
99. D. Cornette, P. Cugy, A. Hildenbrand, M. Bouzekri, and G. Lovato, *Ultra High Strength FeMn TWIP Steels for automotive safety parts*. Rev. Met. Paris. **102**, 905-918. 2005.
100. E. Bayraktar, F.(pendiente)
101. K. Chung, K. Ahn, D.H. Yoo, K.H. Chung, M.H. Seo, and S.H. Park, *Formability of TWIP (twinning induced plasticity) automotive sheets*. Int. J. Plasticity. **27**, 52-81. 2011.
102. T. DebRoy, and S.A. David, *Physical processes in fusion welding*. Reviews of Modern Physics, **67**(1), 85–112. 1995.
103. H. Mae, X.T., Y. Bai, T. Wierzbicki, Int. J. Sol. Stru. **45**, 1430-1444. 2008.
104. A. Dumay, S. Allain, S. Migot, and O. Bouaziz, *Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel*. Materials Science and Engineering, A **483-484**, 184-187. 2008.
105. R.E. Smallman and A.H.W. Ngan, *Physycal Metallurgy and Advanced Materials Engineering*. Butterworth-Heinemann, 7mo ed, 1-650. 2007.
106. D.C. Saha, K.G. Chin, I. Choi, and Y.D. Park, Phys. Math. **1**, 195–198. 2011.
107. J.H. Hollomon, *Tensile Deformation*. Trans AIME. 268–290. 1945.
108. P. Ludwik, *Elemente der technologischen mechanik*. Springer. 36–43. 1909.
109. H.W. Swift, *Plastic in stability under plane stress*. Journal of the Mechanics and Physics of solids. **1**(1), 1–18. 1952.
110. Mejía, C. Maldonado, J.A. Benito, J. Jorba, and A. Roca, *Determination of the Work Hardening Exponent by the Hollomon and Differential Crussard-Jaoul Analyses of Cold Drawn Ferrite-Pearlite Steels*. Materials Science Forum. **509**, 37-42. 2006.
111. V. Colla, M. De Sanctis, A. Dimatteo, G. Lovicu, A. Solina, and R. Valentini, *Strain Hardening Behavior of Dual-Phase Steels*. Metallurgical and Materials Transactions A. **40A**, 2557-2567. 2009.
112. X. Li, L. Chen, Y. Zhao, X. Yuan, and R.D. Kumar Misra, *Influence of Original Austenite Grain Size on Tensile Properties of a High-manganese Transformation-induced Plasticity (TRIP) Steel*. Materials Science & Engineering A. **715**, 257-265. 2018.
113. T. Wang, W. Xiong, R. Liu, W. Shi, and L. Li, *Microstructure and tensile properties of the laser welded TWIP steel and the deformation behavior of the fusion zone*. Materials and Design. **83**, 103-111. 2015.
114. G. Park, Y. Kang, H. Kang, and C. Lee, *Characterization of bond line discontinuities in a high-Mn TWIP steel pipe welded by HF-ERW*. Materials Characterization. DOI: [10.1016/j.matchar.2016.05.005](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.05.005). 2016.
115. D.N. Crowther, B.M., *Influence of grain size and precipitation on hot ductility of microalloyed steels*, Mater. Sci. Technol. 2, 1099–1105. 1986.

116. F. Yan, J.M. Li, Y.J. Wang, C.M. Wang, X.Y. Hu, *The effect of aging heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser welded joints of alloy GH909*, Mater. Sci. Eng., A 598, 62–67. 2014.
117. S. Hong, H.S. Kim, S. Lee, S.K. Kim, K.G. Chin, *Effects of inclusions on delayed fracture properties of three twinning induced plasticity (TWIP) steels*, Metall. Mater. Trans. A 44A, 776–786. 2013.
118. S. Miura, J. Takamura, and N. Narita. Trans Jpn Inst Metals. 9:555.1968.
119. Z.C. Luo, and M.X. Huang, *Revisit the role of deformation twins on the work-hardening behaviour of twinning-induced plasticity steels*. Scripta Materialia. **142**, 28–31. 2018.
120. E.P. Kwon, D.Y. Kim, and H.K. Park, *Deformation Twinning in Nb-Microalloyed Fe-Mn-C-Al Twinning-Induced Plasticity Steel*. Journal of Materials Engineering and Performance. **26**(9), 4500–4507. 2017.

TRABAJO PROPUESTO PARA EL FUTURO.

- Llevar a cabo uniones soldadas mediante procesos de bajo aporte térmico de los aceros TWIP sin elemento microaleante y con microaleado con Ti, mediante el proceso GTAW y/o soldadura laser (LW).
- Realizar soldaduras de acero TWIP microaleado con Ti mediante el proceso GTAW, utilizando material de aporte.
- Caracterizar las maclas de deformación en las diferentes zonas de soldadura (ZF, IS y ZAC) mediante Difracción de Electrones por Retrodispersión (EBSD).

ANEXO A. PUBLICACIONES CIENTÍFICAS.

1. H. Hernández-Belmontes, I. Mejía, and C. Maldonado, Ab Initio Study of Weldability of a High-Manganese Austenitic Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel Microalloyed with Boron. MRS Online Proceedings Library Archive. 1812, 35-40. 2016. <https://doi.org/10.1557/opl.2016.15>.
2. V. García-García, H. Hernández-Belmontes, I. Mejía, F. Reyes-Calderón, and C. Maldonado, Effect of the Heat Input on the Heat Affected Zone in the Austenitic Stainless Steel Welding by the GTAW Process-An Experimental and Computational Analysis. Materials Research Society Advances. 2, 3781-3786. 2017. <https://doi.org/10.1557/adv.2017.594>.

3. I. Mejía, H. Hernández-Belmontes, and C. Maldonado, Weldability of High-Mn Austenitic Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel Microalloyed with Nb. *Materials Research Society Advances*. 2, 3899-3908. 2018. <https://doi.org/10.1557/adv.2018.108>.

4. H. Hernández-Belmontes, I. Mejía, V. García-García, and C. Maldonado, Heat Input Effect on the Microstructure of Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel Welded Joints Through the GTAW Process. *Materials Research Society Advances*. 2018. <https://doi.org/10.1557/adv.2018.597>.