



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

*"Modelación computacional de la soldadura de aceros avanzados alto-Mn austeníticos  
de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) mediante el proceso GTAW"*

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

M.I. Víctor García García

Asesor:

Dr. Ignacio Mejía Granados

Departamento de Metalurgia Mecánica del IIMM-UMSNH

Co-Asesor:

Dr. Francisco Reyes Calderón

División de estudios de Posgrado e Investigación. Departamento de Metalmeccánica.  
Tecnológico Nacional de México / Instituto Tecnológico de Morelia

Morelia, Michoacán, Enero 2019



## AGRADECIMIENTOS

Agradezco a la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo y en especial al Instituto de Investigaciones en Metalurgia y Materiales (IIM) por la disponibilidad de espacios y laboratorios que permitieron completar satisfactoriamente el presente trabajo de investigación. También agradezco al personal del IIM que con profesionalismo y entrega brindaron los servicios solicitados siempre en forma, tiempo y calidad. En especial a mi asesor de tesis el Dr. Ignacio Mejía Granados. Siempre estaré agradecido por su dirección y guía durante el desarrollo de este trabajo que hoy me ha transformado como profesional y persona.



## DEDICATORIA

*“La verdadera ciencia enseña, sobre todo, a dudar y a ser ignorante”*

*Ernest Rutherford*

*A mis padres, hermana y esposa seres queridos de importancia inimaginable que han sido benefactores de comprensión, amor y esperanza durante la realización de este esfuerzo. A mi asesor y co-asesor de tesis quienes me brindaron con profesionalismo y dedicación paciencia, conocimiento y enseñanza. Sin la confianza de estas importantes personas depositada en mí, este trabajo no se habría cristalizado en el éxito y logro que hoy alegra de sobremanera mi existir.*



## Índice general.

Resumen.....	i
Abstract.....	iii
I Introducción.....	v
II Justificación.....	vii
IV Hipótesis.....	x
III Objetivos.....	xi
Objetivo general.....	xi
Objetivos específicos.....	xi
CAPITULO 1 REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	1
1.1 Aceros de plasticidad inducida por maclaje.....	1
1.1.1 Historia.....	1
1.1.2 Tipos de aceros TWIP.....	2
1.1.3 Propiedades mecánicas de los aceros TWIP.....	5
1.1.4 Metalurgia del acero TWIP.....	6
1.1.4.1 Energía de falla de apilamiento (SFE).....	6
1.1.5 Endurecimiento por maclaje.....	8
1.2 Soldadura de aceros TWIP.....	10
1.2.1 Aporte térmico del proceso de soldadura.....	11
1.2.2 Defectos generados por el proceso de soldadura en los aceros TWIP.....	12
1.2.2.1 Evaporación de elementos durante la soldadura.....	12
1.2.2.2 Dilución de elementos.....	13
1.2.2.3 Segregación y cosegregación.....	14
1.2.2.4 Tamaño de grano.....	14
1.2.2.5 Agrietamiento en caliente.....	15
1.3 Modelación computacional de soldadura.....	16
1.3.1 Métodos numéricos.....	18
1.3.1.1 Método del elemento finito.....	19
1.3.1.1.1 Análisis no-lineal.....	20
1.3.1.2 Método de volúmenes finitos.....	21
1.4 Modelación computacional de soldadura.....	22
1.4.1 Campo térmico de soldadura.....	22
1.4.1.1 Distribución de temperaturas y esquemas numéricos de solución.....	23
1.4.1.2 Modelos de fuentes de calor.....	26
1.4.2 Campo mecánico de soldadura.....	31
1.4.2.1 Esfuerzos residuales y deformación en soldadura.....	31
1.4.2.2 Modelos de plasticidad.....	35



1.4.2.2.1 Tasa de plasticidad independiente.....	35
1.4.2.2.1.1 Criterio de fluencia.....	36
1.4.2.2.1.2 Regla de endurecimiento.....	37
1.4.2.2.1.3 Regla de flujo.....	38
1.4.2.2.2 Tasa de plasticidad dependiente.....	38
1.4.2.2.2.1 Endurecimiento isotrópico.....	40
1.4.2.2.2.2 Endurecimiento cinemático.....	41
1.4.2.2.3 Endurecimiento mixto.....	42
1.4.2.3 Esquemas numéricos de solución del campo mecánico de soldadura...	43
1.4.3 Técnicas de medición de esfuerzos residuales.....	45
1.4.3.1 Métodos mecánicos.....	45
1.4.3.1.1 Técnica <i>hole drilling</i> .....	46
1.4.3.1.2 Técnicas de difracción.....	47
1.4.3.1.2.1 Método de difracción de rayos-X.....	48
1.4.3.1.2.2 Método de difracción de neutrones.....	48
1.4.4 Campo microestructural de soldadura.....	49
1.4.4.1 Modelo Monte Carlo.....	50
1.4.4.1.1 Modelos MC para simulación de crecimiento de grano.....	51
1.4.4.1.1.1 Modelo de migración de borde de grano.....	51
1.4.4.1.1.2 Modelo basado en datos experimentales.....	53
1.4.4.2 Modelo autómatas celular.....	54
1.4.4.3 Modelo de fases.....	55
1.4.4.4 Teselaciones de Voronoi.....	55
1.4.4.4.1 Teselación de Laguerre-Voronoi.....	57
1.5 Procesamiento de imágenes.....	58
1.6 Procesos de soldadura de arco.....	60
1.6.1 Proceso GTAW.....	61
1.6.1.1 Tipos de electrodos de tungsteno.....	62
1.6.1.2 Equipo del proceso GTAW.....	65
1.6.2 Tipos de juntas.....	66
CAPITULO 2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	69
2.1 Materiales y composición química.....	69
2.2 Fabricación de probetas de soldadura.....	70
2.3 Procedimiento de soldadura GTAW.....	72
2.3.1 Medición del historial térmico de soldadura.....	77
2.4 Caracterización metalográfica.....	79
2.4.1 Medición de tamaño de grano.....	79
2.5 Medición de microdureza.....	80
2.6 Medición de esfuerzo residual y deformación transversal.....	80
2.7 Modelo computacional.....	81



2.7.1 Modelo térmico FE de soldadura.....	81
2.7.1.1 Ecuaciones gobernantes.....	81
2.7.1.2 Condiciones de frontera e inicial.....	83
2.7.1.3 Malla FE.....	85
2.7.1.4 Diseño de experimentos (DoE) para evaluación de calidad de malla...	86
2.7.1.5 Análisis estadístico de la malla.....	90
2.7.1.6 Estudio de independencia de la solución de la malla.....	95
2.7.1.7 Solución del modelo numérico.....	96
2.7.2 Modelo mecánico FE de soldadura.....	97
2.7.2.1 Ecuaciones gobernantes.....	97
2.7.2.2 Condiciones de frontera.....	101
2.8 Procesamiento de imágenes aplicado al análisis estadístico microestructural...	102
2.8.1 Algoritmo de solución.....	102
2.9 Modelo MC-Voronoi microestructural de soldadura.....	104
2.9.1 Módulos del programa.....	105
2.9.1.1 Material base.....	105
2.9.1.2 Clasificador.....	106
2.9.1.3 Módulo de crecimiento de grano.....	108
2.9.1.4 Módulo de recristalización.....	113
2.9.1.5 Algoritmo de generación de granos maclados.....	115
CAPÍTULO 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	118
3.1 Resultados experimentales de soldaduras TWIP/ AISI 3014 L.....	118
3.2 Resultados del modelo computacional de campo térmico de soldadura y validación experimental.....	123
3.3 Resultados del modelo computacional de campo mecánico de soldadura y validación experimental.....	136
3.4 Esfuerzos residuales y deformación de soldadura. Análisis numérico y experimental.....	138
3.5 Resultados del campo microestructural de soldadura y validación experimental.....	150
3.5.1 Análisis de uniones TWIP-Ti con procesamiento de imagen.....	150
3.5.2 Resultados modelo MC-Voronoi aplicado a la HAZ de uniones TWIP-Ti...	162
3.6 Caracterización mecánica/microestructural de soldadura y correlación con el modelo termomecánico microestructural (TMM).....	173
3.6.1 Uniones TWIP-Ti de bajo y alto aporte térmico.....	173
3.6.1.1 Caracterización microestructural.....	173
3.6.1.2 Caracterización mecánica.....	187
3.7 Uniones de doble pasada TWIP-Ti y AISI 304L.....	192
3.7.1 Caracterización microestructural.....	192
3.7.2 Caracterización mecánica.....	197
3.8 Análisis de precipitados en uniones soldadas TWIP-Ti.....	202



CAPITULO 4. CONCLUSIONES.....	214
4.1 Resultados experimentales de uniones soldadas TWIP-Ti/AISI 304L.....	214
4.2 Resultados del campo térmico de soldadura.....	215
4.3 Resultados del análisis DoE de malla FE.....	216
4.4 Resultados del campo mecánico de soldadura.....	216
4.5 Resultados del campo microestructural de soldadura (simulación MC-Voronoi)	217
4.6 Resultados de caracterización microestructural/mecánica de uniones soldadas...	218
TRABAJO FUTURO.....	220
REFERENCIAS.....	222
PRODUCTIVIDAD CIENTÍFICA.....	246



## Índice de figuras

<b>Figura 1.1.</b> a) Micrografía SEM de una unión disímil entre un acero TWIP y un acero TRIP, b) Bandas martensíticas en la zona de fractura después del ensayo de tensión [12].....	14
<b>Figura 1.2.</b> Representación gráfica de los dos enfoques de FVM. a) método centrado en el volumen, b) método centrado en los vértices.....	22
<b>Figura 1.3.</b> Distribución gaussiana del calor en la fuente de doble elipsoide de Goldak [79].....	28
<b>Figura 1.4.</b> Comportamiento esfuerzo-deformación de los modelos plásticos con tasa de plasticidad independiente [93].....	37
<b>Figura 1.5.</b> a) Modelo de endurecimiento isotrópico (superficie de fluencia con deformación plástica), b) Modelo de endurecimiento cinemático, c) Modelo de endurecimiento isotrópico-cinemático, d) curvas resultantes esfuerzo-deformación modelos: C cinemático, D mixto y E isotrópico.....	41
<b>Figura 1.6.</b> Esquema de la aplicación de la técnica de <i>hole drilling</i> para medición de esfuerzos residuales [105].....	46
<b>Figura 1.7.</b> Transferencia de tungsteno erosionado desde el electrodo hacia el baño de fusión de soldadura [159].....	64
<b>Figura 1.8.</b> Equipo utilizado en el proceso de soldadura GTAW [160].....	65
<b>Figura 2.1.1.</b> Material base en condición de solubilizado a) Micrografía LOM, b) Micrografía SEM.....	70
<b>Figura 2.1.2.</b> Preparaciones de junta a tope utilizadas en los experimentos de soldadura: a) preparación de bordes rectos, b) bisel en “V” simple (7.5°), c) bisel en “V” con talón de raíz (12.5°), d) preparación de bisel doble “V” (12.5°).....	71
<b>Figura 2.1.3.</b> Predicciones del modelo FE para la penetración conseguida en un pase de soldadura en la unión de acero TWIP-Ti para los aportes térmicos de: a) 607.5 J/mm, b) 711 J/mm.....	74
<b>Figura 2.1.4.</b> Predicciones del modelo FE para la penetración conseguida en un pase de soldadura en la unión de acero AISI 304L para los aportes térmicos de: a) 711 J/mm, b) 781 J/mm.....	74
<b>Figura 2.1.5.</b> Arreglo experimental de los ensayos de soldadura GTAW autógena...	77
<b>Figura 2.1.6.</b> Arreglos de termopares utilizados en la fase experimental 2.....	78
<b>Figura 2.1.7.</b> Arreglos de termopares utilizados en la fase experimental 3: a) unión TW-87-DB, b) unión 304L-100-DB.....	78
<b>Figura 2.1.8.</b> Regiones de análisis y puntos aleatorios para la toma de micrografías LOM de las probetas de soldadura: a) TW-160-R (1500 J/mm), b) TW-91-B (757 J/mm).....	80
<b>Figura 2.1.9.</b> Arreglo experimental para la medición de la distorsión post-soldadura.....	81
<b>Figura 2.2.</b> Condiciones de frontera del modelo mecánico de deformación.....	84
<b>Figura 2.2.1.</b> Parámetros geométricos de malla considerados en el DoE Taguchi....	87
<b>Figura 2.2.2.</b> Estudio de independencia de solución de la malla del campo térmico (comparación de ciclos térmicos en punto A).....	95



<b>Figura 2.2.3.</b> Variación de las propiedades mecánicas del acero TWIP-Ti con la temperatura estimadas por el software JMatPro® 9.0.....	98
<b>Figura 2.2.4.</b> Curvas esfuerzo deformación estimados por el software JMatPro® 9.0 del acero TWIP-Ti a diferentes temperaturas y velocidades de deformación: a) 0.001 s <sup>-1</sup> , b) 0.01 s <sup>-1</sup> , c) 0.1 s <sup>-1</sup> , d) 1 s <sup>-1</sup> , e) 10 s <sup>-1</sup> , f) 100 s <sup>-1</sup> .....	100
<b>Figura 2.2.5.</b> a) Relación bilineal esfuerzo-deformación, b) Relación multilínea esfuerzo deformación.....	101
<b>Figura 2.2.6.</b> a) Condiciones de frontera esenciales definidas en el dominio de cálculo. b) Punteo de las placas de acero TWIP-Ti a la placa respaldo.....	101
<b>Figura 2.2.7.</b> Subrutinas del código in-house de procesamiento de imágenes en Matlab® para el análisis de micrografías post-soldadura del acero TWIP-Ti.....	103
<b>Figura 2.2.8.</b> a) Micrografía LOM binarizada del BM en condición de solubilizado, b) Histograma de distribución de tamaño de grano del BM.....	105
<b>Figura 2.2.9.</b> a) Relación energía de activación vs tiempo de cálculo MC, b) Efecto del incremento del factor pre-exponencial K en la predicción del crecimiento de grano isotérmico del acero TWIP Fe-17%Mn-0.6%C [204].....	109
<b>Figura 2.3.</b> Ajuste de la curva $\log L/\lambda$ vs $\log t_{MCS}$ de crecimiento de grano isotérmico del acero TWIP-Ti a T=1227 K. Los valores de $K_1$ y $n_1$ son 0.322 y 0.715, respectivamente.....	110
<b>Figura 2.3.1.</b> Estimación FE de la distribución de temperaturas en la HAZ de las uniones soldadas de acero TWIP-Ti con a) Bajo aporte térmico (probeta TW-91-B), b) Alto aporte térmico (probeta TW-160-R).....	111
<b>Figura 2.3.2.</b> a) Clasificación de la posición de los vértices de celda Voronoi basada en el centroide generador, b) Simulación de crecimiento de celda Voronoi al sumar algebraicamente $X_{inc}$ a los vértices, c) crecimiento de la celda Voronoi.....	113
<b>Figura 2.3.3.</b> Relaciones tasa generación/consumo de granos ( $\phi$ ) vs $T_p$ para los rangos de temperatura: a) 495°C-710°C, b) 710°C-874°C, b) Curva linealizada de la velocidad de enfriamiento (C.R.) vs tiempo obtenido de los ciclos térmicos de soldadura medidos experimentalmente.....	114
<b>Figura 3.1.1.</b> Macrografías y características geométricas de los cordones obtenidos con los parámetros de soldadura indicados en la <b>Tabla 2.1.2</b> (acero AISI 304L).....	119
<b>Figura 3.1.2.</b> Ancho del cordón de soldadura y falta de llenado obtenido con diferentes diseños de junta en las soldaduras TWIP-Ti: a) Bisel V simple (12.5 °), b) Bisel V simple (7.5 °), c) Preparación de bordes rectos.....	120
<b>Figura 3.1.3.</b> Sección transversal de los cordones de soldadura obtenidos de las preparaciones de juntas a tope: a) Bisel V simple (12.5°) con talón de raíz (unión TW-91-B), b) Bordes rectos (unión TW-160-R).....	121
<b>Figura 3.1.4.</b> Macrografía de la sección transversal del cordón de soldadura y su dimensión para dos pasadas de soldadura en a) Acero AISI 304L, b) Acero TWIP-Ti.....	123
<b>Figura 3.1.5.</b> Comparación del historial térmico de soldadura obtenido experimentalmente y numéricamente por el modelo FE para: a-b) Unión TW-91-B, c) Unión TW-160-R.....	124
<b>Figura 3.1.6.</b> Comparación de los historiales térmicos experimental y numérico de la pruebas de soldadura: a-b) TW-87-DB, b-c) 304L-100-DB.....	125



<b>Figura 3.1.7.</b> Flujo de energía térmica en la dirección de soldadura transversal y longitudinal.....	126
<b>Figura 3.1.8.</b> Estimaciones mediante el modelo numérico FEM de variación transitoria de difusión de calor en la sección transversal de la soldadura TW-160-R..	127
<b>Figura 3.1.9.</b> Estimaciones mediante el modelo numérico FE de convección natural y transferencia de calor por radiación en la soldadura TW-160-R en dos instantes durante el proceso de soldadura.....	128
<b>Figura 3.2.</b> Penetración de soldadura en placas de acero TWIP-Ti de 6.3 mm de espesor estimada numéricamente para las intensidades de corriente: a) 85 A, b) 94 A, c) 100 A, d) 160 A.....	130
<b>Figura 3.2.1.</b> Distribución de energía térmica en la sección transversal de placas de acero TWIP-Ti de 6.3 mm de espesor estimada numéricamente para las intensidades actuales de a) 85 A, b) 94 A, c) 100 A, d) 160 A.....	131
<b>Figura 3.2.2.</b> Predicciones del modelo FE para la penetración conseguida en un pase de soldadura en la unión de acero TWIP-Ti para los aportes térmicos de: a) 607.5 J/mm, b) 711 J/mm.....	133
<b>Figura 3.2.3.</b> Predicciones del modelo FE para la penetración conseguida en un pase de soldadura en la unión de acero AISI 304L para los aportes térmicos de: a) 711 J/mm, b) 781 J/mm.....	133
<b>Figura 3.2.4.</b> Predicciones del software JMatPro® 9.1.2 para las fases de acero TWIP-Ti.....	135
<b>Figura 3.2.5.</b> Distribución de la deformación transversal de soldadura en L/4, L/2 y L generada por el aporte térmico de 717 J/mm para las uniones a tope: a) Bordes planos, b) Bisel V simple (12.5°) con talón de raíz.....	137
<b>Figura 3.2.6.</b> Temperaturas máximas estimadas en las soldaduras con preparaciones de junta: a) Bordes rectos, b) Bisel V simple (12.5°) con talón de raíz.....	138
<b>Figura 3.2.7.</b> Esfuerzo residual estimado a distintas tasas de deformación por los modelos: a) Isotrópico bilineal b) Isotrópico multilíneal c) Cinemático bilineal d) Cinemático multilíneal.....	139
<b>Figura 3.2.8.</b> Distribución del esfuerzo residual longitudinal estimada por el modelo de endurecimiento cinemático multilíneal en la unión soldada de acero TWIP-Ti con aporte térmico de 610 J/mm en los instantes de tiempo: a) 10 s. b) 25 s. c) 70 s. d) 600 s.....	142
<b>Figura 3.2.9.</b> Distribución del esfuerzo residual longitudinal estimada por el modelo de endurecimiento cinemático multilíneal en la unión soldada de acero TWIP-Ti con aporte térmico de 410 J/mm en los instantes de tiempo: a) 10 s. b) 25 s. c) 70 s. d) 600 s.....	142
<b>Figura 3.3.</b> Distribución del esfuerzo residual transversal post-soldadura (primer pasada) estimada en las caras superior e inferior de las uniones soldadas de acero TWIP-Ti con aporte térmico de a) 410 J/mm, b) 610 J/mm.....	143
<b>Figura 3.3.1.</b> Perfil de microdureza y distribución del esfuerzo residual transversal en el plano medio de la unión TWR-87-DB de acero TWIP-Ti ( <b>Tabla 2.1.5</b> ).....	144
<b>Figura 3.3.2.</b> Contornos 2D de la distribución de temperaturas, conductividad y expansión térmica en las uniones TWIP-Ti realizadas con aportes térmicos de: a) 610 J/mm, b) 410 J/mm.....	145
<b>Figura 3.3.3.</b> Unión TWR-87-DB de acero TWIP-Ti: a-b) Centro del cordón de	147



soldadura, c-d) Interfaz FZ-HAZ.....	
<b>Figura 3.3.4.</b> Deformación plástica de soldadura estimada por el modelo de endurecimiento cinemático multilíneal en la unión de acero TWIP-Ti con aporte térmico de 610 J/mm en los instantes de tiempo: a) 10 s. b) 25 s. c) 70 s. d) 600 s.....	148
<b>Figura 3.3.5.</b> a) Distorsión transversal del bisel doble “V” (unión TWR-87-DB) b) Deformación experimental en el ensamble, c-d) Representación gráfica de la deformación en el ensamble (predicción numérica).....	148
<b>Figura 3.3.6.</b> Distribución de la deformación post-soldadura generada durante el primer y segundo pase de soldadura en las uniones TWIP-Ti realizadas con aporte térmico de: a-b) 410 J/mm, c-d) 610 J/mm.....	149
<b>Figura 3.3.7.</b> Micrografías LOM del acero TWIP-Ti: a) Laminado en caliente, b) Material base en condición de solubilizado.....	150
<b>Figura 3.3.8.</b> Predicciones de fases con la temperatura en el acero TWIP-Ti obtenidas con JMatPro® 9.1.2.....	152
<b>Figura 3.3.9.</b> a) Micrografía binarizada de BM en condición de solubilizado (promedio), b) Ajustes lognormal de la distribución del tamaño de grano, c) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano.....	153
<b>Figura 3.4.</b> a-b) Micrografía binarizada de la soldadura de alto aporte térmico (condición promedio), c-d) Ajustes lognormal de la distribución del tamaño de grano, e-f) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano.....	154
<b>Figura 3.4.1.</b> a-b) Micrografía binarizada de la soldadura de bajo aporte térmico (condición promedio), c-d) Ajustes lognormal de la distribución del tamaño de grano, e-f) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano.....	155
<b>Figura 3.4.2.</b> a) Campos aleatorios obtenidos de regiones de diferentes condiciones térmicas en la unión con aporte térmico de 757 J/mm, b) Micrografía LOM binarizada (baja temperatura), c) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano (baja temperatura), d) Micrografía LOM binarizada (alta temperatura), e) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano (alta temperatura).....	158
<b>Figura 3.4.3.</b> a) Campos aleatorios obtenidos de regiones de diferentes condiciones térmicas en la unión con aporte térmico de 1500 J/mm, b) Micrografía LOM binarizada (baja temperatura), c) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano (baja temperatura), d) Micrografía LOM binarizada (alta temperatura), e) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano (alta temperatura).....	159
<b>Figura 3.4.4.</b> Clasificación de escalas de tamaño de grano realizadas con la subrutina 2 “procesamiento” del código in-house de análisis de imágenes ( <b>Figura 2.2.8</b> ) para: a) bajo aporte térmico (condición promedio), b) alto aporte térmico (condición promedio).....	161
<b>Figura 3.4.5.</b> Simulación MC-Voronoi de la microestructura BM (70 iteraciones) a) Microestructura MC-Voronoi inicial, b) Microestructura MC-Voronoi con post-procesamiento de imagen, c) Histograma de distribución del tamaño de grano de la microestructura BM simulada.....	164
<b>Figura 3.4.6.</b> a) Microestructura MC-Voronoi de crecimiento de grano en la HAZ (experimental), b) Microestructura MC-Voronoi de crecimiento de grano en la HAZ con post-procesamiento de imagen, c) Distribución del tamaño de grano (experimental), d) Distribución del tamaño de grano (simulación).....	166
<b>Figura 3.4.7.</b> a) Microestructura MC-Voronoi de recristalización en la HAZ	167



(experimental), b) Microestructura MC-Voronoi de recrystalización en la HAZ con post-procesamiento de imagen, c) Distribución del tamaño de grano (experimental), d) Distribución del tamaño de grano (simulación).....

**Figura 3.4.8.** a) Distribución del  $t_{MCS}$  en la HAZ de la soldadura de alta entrada de calor (región de crecimiento de grano), b) Región de alta temperatura en la ZAC, c) distribución de probabilidad de crecimiento en la microestructura de BM simulada..... 169

**Figura 3.4.9.** Maclas de recocido: a-b) Detectadas experimentalmente en las soldaduras de aporte térmico bajo (TW-91-B) y alto (TW-160-R), respectivamente, b-c) Estimaciones del modelo MC-Voronoi..... 172

**Figura 3.5.** Predicciones del software JMatPro® 9.1 de solidificación en acero TWIP-Ti (Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti (% en peso))..... 174

**Figura 3.5.1.** Imágenes de mapeo químico elemental de Mn, C y Al en el FZ a alta entrada de calor (soldado 1)..... 175

**Figura 3.5.2.** Imágenes de mapeo químico elemental de Mn, C y Al en el FZ a baja entrada de calor (soldadura 2)..... 176

**Figura 3.5.3.** a) Crecimiento dendrítico en la zona de fusión de soldadura para el aporte térmico de 774 J/mm (unión TW-91-B) (200x), b) Maclas de recocido detectadas en los granos austeníticos de la HAZ para el aporte térmico de 774 J/mm (unión TW-91-B) (200x)..... 177

**Figura 3.5.4.** Imágenes del mapeo químico elemental de Mn, C y Al en la interfaz FZ-HAZ en la soldadura de alto aporte térmico (TW-160-R)..... 178

**Figura 3.5.5.** Escaneo de línea EPMA en la interfaz HAZ-FZ de la soldadura de bajo aporte térmico (TW-91-B). 179

**Figura 3.5.6.** Micrografías LOM en la interfaz FZ-HAZ (unión TW-160-R)..... 180

**Figura 3.5.7.** Micrografías LOM en la interfaz FZ-HAZ (unión TW-91-B)..... 181

**Figura 3.5.8.** a-b) Escaneo EPMA de partículas no metálicas detectadas en la FZ de la soldadura TW-160-R, c-e) Caracterización SEM-EDS (microanálisis) de compuestos no metálicos detectados en la soldadura TW-160-R..... 182

**Figura 3.5.9.** Mapeo químico de elementos en microfisuras y partículas no metálicas de la soldadura TW-91-B..... 183

**Figura 3.6.** Escaneo EPMA en dirección normal a la grieta transgranular ubicada en la FZ de la soldadura TW-160-R..... 183

**Figura 3.6.1.** Tamaño de grano austenítico heterogéneo de: a-b) Soldadura TW-160-R, c-d) Soldadura TW-91-B..... 184

**Figura 3.6.2.** Perfiles de microdureza medidos según la norma ASTM E384 [168] en las probetas de soldadura TWIP-Ti: a) Unión TW-160-R, b) Unión TW-91-B..... 188

**Figura 3.6.3.** Ciclos térmicos estimados en las interfaces críticas de soldadura y puntos intermedios para: a) Soldadura TW-160-R, b) Soldadura TW-91-B..... 190

**Figura 3.6.4.** Curvas esfuerzo-deformación para el material base (condición de solubilizado) y soldadura TW-91-B (interfaz FZ y FZ-HAZ)..... 191

**Figura 3.6.5.** a-c) Crecimiento dendrítico en la FZ de la unión TW-87-DB de acero TWIP-Ti, no se detectó agrietamiento en caliente, d) Modo de solidificación austenítico en la FZ de la unión TW-87-DB..... 193

**Figura 3.6.6.** a) Modo de solidificación mixto austenítico-ferrítico (AF) en el centro de la FZ unión 304L-DB-100 (micrografía LOM 500x) b) Modo de solidificación 194



AF mezclado en la FZ-externa (micrografía SEM 200x), c) Ferrita $\delta$ remanente en la zona de transición (micrografía SEM 1500x) d) Ferrita $\delta$ esquelética (micrografía SEM 1000x).....	
<b>Figura 3.6.7.</b> Escaneo EPMA en la interfaz FZ-HAZ de la unión 304L-DB-100.....	195
<b>Figura 3.6.8.</b> a) Ferrita $\delta$ remanente en la PMZ (unión 304L-100-DB), b) Carburo de cromo en la matriz austenítica, c) Inclusión de sulfuro de manganeso detectada en los brazos dendríticos de la ferrita $\delta$ remanente en la PMZ.....	196
<b>Figura 3.6.9.</b> Escaneo lineal EPMA en interfaces FZ-HAZ (unión TW-87-DB): a) Cordón de soldadura superior, b) Cordón de soldadura inferior.....	197
<b>Figura 3.7.</b> Perfiles de microdureza medidos en la unión 304L-100-DB, b) Perfiles de microdureza medidos en la unión TW-87-DB.....	198
<b>Figura 3.7.1.</b> a) Crecimiento dendrítico en la interfaz entre la primera y la segunda pasada de soldadura en la unión TW-87-DB, b) Distribución de temperaturas estimadas por el modelo FE en la segunda pasada de soldadura.....	199
<b>Figura 3.7.2.</b> Velocidades de enfriamiento calculadas por medio del historial térmico experimental cerca de la FZ y en la HAZ para las uniones: a) 304L-100-DB, b) TW-87-DB.....	200
<b>Figura 3.7.3.</b> Temperaturas máximas calculadas numéricamente y capacidad térmica para los aceros TWIP-Ti y AISI 304L.....	202
<b>Figura 3.7.4.</b> Predicciones del software JMatPro® 9.1.2 para las fases del acero TWIP-Ti.....	203
<b>Figura 3.7.5.</b> Entalpía como función de la temperatura del acero TWIP-Ti estimada mediante el software JMatPro® 9.1.2.....	204
<b>Figura 3.7.6.</b> Micrografía FE-SEM de regiones críticas de soldadura en la soldadura TW-91-B.....	205
<b>Figura 3.7.7.</b> a) Inclusiones no metálicas en la FZ de la soldadura TW-91-B y EPMA de inclusiones (zona 1 <b>Figura 3.7.7</b> ), b) AlN, c) AlN, d) AlON.....	205
<b>Figura 3.7.8.</b> EPMA y morfología de inclusión no metálica detectada en las regiones críticas de soldadura de la soldadura TW-160-R: a-b) AlN en HAZ, c-d) AlN + TiN en HAZ, e-f) MnS en FZ.....	207
<b>Figura 3.7.9.</b> EPMA y morfología de la inclusión no metálica detectada en las regiones críticas de soldadura TW-91-B: a-b) AlN en HAZ, c-d) AlN + TiN en HAZ, e-f) MnS en FZ.....	208
<b>Figura 3.8.</b> a) Inclusiones no metálicas en la HAZ de soldadura TW-91-B y EPMA de inclusiones (zona 3 <b>Figura 3.7.7</b> ), b) Ti (C, N).....	209
<b>Figura 3.8.1.</b> Inclusión en la HAZ de la soldadura TW-91-B: a) AlN granular, b) AlN intergranular.....	210
<b>Figura 3.8.2.</b> a) Micrografía SEM de las regiones críticas de la soldadura TW-91-B (bajo aporte térmico), b) AlN en la FZ-HAZ, c) Ti(C,N) en la HAZ-BM.....	212



## Índice de tablas

<b>Tabla 1.1.</b> Valor de la energía de falla de apilamiento (SFE) para aleaciones TWIP reportada en la literatura [1].....	4
<b>Tabla 1.2.</b> Tipos de electrodos de tungsteno (identificación de colores utilizada) [156].....	63
<b>Tabla 2.1.1.</b> Composición química de los aceros TWIP microaleado con Ti y AISI 304L (porcentajes en peso).....	69
<b>Tabla 2.1.2.</b> Parámetros del proceso GTAW utilizados en las placas de acero AISI 304L con diferentes preparaciones de junta (etapa experimental 1).....	75
<b>Tabla 2.1.3.</b> Parámetros del proceso GTAW utilizados en las placas de acero TWIP-Ti con diferentes preparaciones de junta (etapa experimental 2).....	76
<b>Tabla 2.1.4.</b> Parámetros óptimos del proceso GTAW estimados por el modelo numérico FE de campo térmico para uniones de doble pasada (etapa experimental 3).....	76
<b>Tabla 2.1.5.</b> Parámetros de soldadura del proceso GTAW utilizados en las probetas de acero TWIP-Ti de menores dimensiones (etapa experimental 4).....	76
<b>Tabla 2.1.6.</b> Condiciones de frontera e inicial del campo térmico de soldadura.....	83
<b>Tabla 2.1.7.</b> Métricas promedio de las mallas FE utilizadas en el análisis estadístico Taguchi.....	86
<b>Tabla 2.1.8.</b> Codificación de los parámetros geométricos y sus niveles.....	87
<b>Tabla 2.1.9.</b> Matriz experimental y resultados de las variables de respuesta.....	88
<b>Tabla 2.2.</b> Relaciones S/N para las variables de respuesta.....	89
<b>Tabla 2.2.1.</b> Resultados del análisis ANOVA para el tiempo de cálculo.....	91
<b>Tabla 2.2.2.</b> Resultados del análisis ANOVA para la variación de la temperatura..	91
<b>Tabla 2.2.3.</b> Resultados del análisis ANOVA para la variación de la temperatura en el punto A.....	92
<b>Tabla 2.2.4.</b> Diseños óptimos para las variables de respuesta.....	93
<b>Tabla 2.2.5.</b> Predicciones de los resultados del diseño óptimo vs resultados del experimento de confirmación.....	94
<b>Tabla 2.2.6.</b> Comparación de las relaciones S/N del diseño óptimo para el tamaño de elementos de malla variando el factor bias.....	95
<b>Tabla 2.2.7.</b> Clasificación de los módulos de simulación microestructural MC-Voronoi de la HAZ del acero TWIP-Ti en función del historial térmico.....	107
<b>Tabla 2.2.8.</b> Energías de activación reportadas en la literatura para diferentes composiciones químicas de acero TWIP.....	109
<b>Tabla 2.2.9.</b> Número promedio de granos con maclas de recocido obtenidos de las micrografías LOM tomadas aleatoriamente en el acero TWIP-Ti en condiciones de solubilizado y post-soldadura.....	116
<b>Tabla 3.1.</b> Extensiones de regiones críticas de soldadura calculadas mediante correlación teórico-empírica (Ecuación 13) Addams [43], abordaje FEM-Matlab® y micrografías FE-SEM.....	136
<b>Tabla 3.2.</b> Esfuerzos promedio de tensión y compresión estimados por los modelos de endurecimiento isotrópico y cinemático para las velocidades de deformación: $0.001\text{ s}^{-1}$ , $0.01\text{ s}^{-1}$ , $0.1\text{ s}^{-1}$ , $1\text{ s}^{-1}$ , $10\text{ s}^{-1}$ , $100\text{ s}^{-1}$ .....	140



<b>Tabla 3.3.</b> Caracterización microestructural del acero TWIP-Ti en condiciones de solubilizado y post-soldadura mediante el procesamiento de imágenes en Matlab®.....	155
<b>Tabla 3.4.</b> Análisis de campos LOM obtenidos en las regiones FZ-HAZ y HAZ-BM en las uniones de alto y bajo aporte térmico.....	162
<b>Tabla 3.5.</b> %RA de los tamaños de grano pequeños, promedio y grandes en las microestructuras simuladas MC-Voronoi en las condiciones de solubilizado y post-soldadura del acero TWIP-Ti.....	165
<b>Tabla 3.6.</b> Tamaño de grano promedio medido con el método de intercepción lineal y porcentaje de error relativo (% Ra).....	186
<b>Tabla 3.7.</b> Esfuerzo de fluencia, esfuerzo último de tensión y elongación a la fractura medida durante la prueba de micro-tracción en el material base y la soldadura TW-91-B.....	191
<b>Tabla 3.8.</b> Regiones críticas de soldadura e inclusiones no metálicas definidas como una función del nivel de entalpía.....	210



## Abreviaturas

Abreviatura	Inglés	Español
<b>AHSS</b>	Advanced High Strength Steel	Acero avanzado de alta resistencia
<b>AWS</b>	American Weldin Society	Sociedad Americana de Soldadura
<b>BM</b>	Base Material	Material base
<b>CA</b>	Cellular Automata	Autómata celular
<b>CRSS</b>	Critical Resultant Shear Stress	Esfuerzo cortante crítico resuelto
<b>CWM</b>	Computational Welding Mechanics	Mecánica computacional de la soldadura
<b>DCEN</b>	Direct Current Eelectrode Negative	Corriente directa electrodo negativo
<b>DCEP</b>	Direct Eurrent Eelectrode Positive	Corriente directa electrodo positivo
<b>DoE</b>	Design of Experiment	Diseño de experimentos
<b>DRX</b>	Dynamic Recrystallization	Recristalización dinámica
<b>EBD</b>	Experimental Based Model	Modelo basado en datos experimentales
<b>EBSD</b>	Electron backscatter diffraction	Difracción de electrones retrodispersados
<b>EPMA</b>	Electron Probe Microanalysis	Microanálisis por sonda de electrones
<b>FCAW</b>	Flux-cored arc welding	Soldadura de arco con núcleo fundente
<b>FEM</b>	Finite Element Method	Método del elemento finito
<b>FE</b>	Finite Element	Elemento finito
<b>FE-SEM</b>	Field Emission-Scanning Electron Microscopy	Microscopia electrónica de barrido de emisión de campo
<b>FFT</b>	Fast Fourier Transform	Transformada rápida de Fourier
<b>FHT</b>	Fast Hartley Transform	Transformada rápida de Hartley
<b>FVM</b>	Finite Element Volume	Método del volumen finito
<b>FW</b>	Flash Welding	Soldadura flash
<b>FZ</b>	Fusion Zone	Zona de fusión
<b>GBM</b>	Grain Boundary Model	Modelo de límite de grano
<b>GMAW</b>	Gas Metal Arc Welding	Soldadura de arco de metal protegida con gas
<b>GTAW</b>	Gas tungsten Arc welding	Soldadura de electrodo de tungsteno protegida por gas
<b>HAZ</b>	Heat Affected Zone	Zona afectada por el calor
<b>LBW</b>	Laser Beam Welding	Soldadura de haz láser
<b>LCR</b>	Longitudinal Refracted	Ondas longitudinales refractadas
<b>LOM</b>	Light Optical Microscopy	Microscopia óptica de luz
<b>MBN</b>	Magnetic Barkhausen Noise Method	método del ruido magnético de Barkhausen
<b>MC</b>	Monte Carlo	Monte Carlo
<b>OAW</b>	OxyAcetylene Welding	Soldadura de oxiacetileno
<b>PAW</b>	Pulsed Arc Welding	Soldadura de arco pulsada



<b>PDF</b>	Probability Density Function	Función de densidad de probabilidad
<b>PEW</b>	Percussion Welding	Soldadura por percusión
<b>PLBW</b>	Pulsed Laser Beam Welding	Soldadura de haz láser pulsada
<b>PMZ</b>	Partial Melting Zone	Zona de fusión parcial
<b>RSEW</b>	Resistance Seam Welding	Soldadura por puntos de costura
<b>RSEW-HF</b>	High Frequency Seam Welding	Soldadura por puntos de costura con alta frecuencia
<b>RSW</b>	Resistance Spot Welding	Soldadura de resistencia por puntos
<b>SCZ</b>	Stress Critical Zone	Zona de esfuerzos críticos
<b>SEM</b>	Scanning Electron Microscopy	Microscopia electrónica de barrido
<b>SFE</b>	Stacking Fault Energy	Energía de falla de apilamiento
<b>SIMPLE</b>	Semi-IMPlicit Pressure Linked Equations	Método semi implícito de ecuaciones de presión vinculadas.
<b>SMAW</b>	Shielded Metal Arc Welding	Soldadura de arco de metal revestido
<b>SRX</b>	Static Recrystallization	Recristalización estática
<b>TDMA</b>	Tri Diagonal Matrix	Matriz tridiagonal
<b>TEM</b>	Transmission Electron Microscopy	Microscopia electrónica de trasmisión
<b>TIG</b>	Tungsten Inert Gas Welding	Soldadura con tungsteno y gas inerte
<b>TMM</b>	Thermal Mechanical Metallurgical Model	Modelo termomecánico-metalúrgico
<b>TWIP</b>	Twining Induced Plasticity Steel	Acero de plasticidad inducida por maclaje
<b>UTS</b>	Ultimate Tensile Strenght	Resistencia ultima de tracción
<b>WPS</b>	Welding Procedure Specification	Especificaciones del proceso de soldadura
<b>YS</b>	Yield Strenght	Esfuerzo de fluencia



## Simbología

<i>Símbolo</i>		<i>Unidad</i>
$T$	Temperatura	$^{\circ}\text{C}$
$a$	Parámetro de red	$\text{Å}$
$N$	Numero de Avogadro	$\text{mol}^{-1}$
$\Delta S^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	Cambio de entropía durante la transformación austenítica	$\text{J/mol}$
$\gamma$	Fase austenítica	%
$\epsilon$	Martensita $\epsilon$	%
$\Delta G$	Energía libre de Gibbs	$\text{J/mol}$
$\rho$	Densidad	$\text{Kg/m}^3$
$H$	Aporte térmico	$\text{J/m}$
$\eta$	Eficiencia del arco eléctrico	%
$V$	Voltaje	$\text{V}$
$I$	Intensidad de corriente	$\text{A}$
$v$	Velocidad de soldadura	$\text{m/s}$
$M$	Matriz de masa	$\text{Kg}$
$\dot{H}$	Entalpia	$\text{J/kg}$
$F_{ext}$	Fuerzas externas	$\text{N}$
$F_{int}$	Fuerzas internas	$\text{N}$
$C_p$	Calor específico	$\text{J/kg } ^{\circ}\text{C}$
$k$	Conductividad térmica	$\text{W/m } ^{\circ}\text{C}$
$R$	Residual	-
$R_c$	Incompatibilidad	-
$t$	Tiempo	$\text{s}$
$\xi$	Marco de referencia no inercial	$\text{m}$
$Q$	Calor volumétrico	$\text{w/m}^3$
$a, b, c_f, c_r$	Parámetros geométricos de fuente volumétrica de calor	$\text{m}$
$f_f, f_r$	Funciones de ponderación	-
$r$	Radio	$\text{m}$
$K_0$	Función de Bessel de segunda clase modificada	-
$\epsilon$	Deformación unitaria	$\text{m/m}$
$E$	Módulo de Young	$\text{Pa}$
$G$	Módulo de rigidez a corte	$\text{Pa}$
$R_0$	Incompatibilidad	$\text{m/m}$
$\sigma$	Vector de esfuerzo	$\text{Pa}$
$\sigma_Y$	Esfuerzo de fluencia	$\text{Pa}$
$\lambda$	Multiplicador plástico	-
$s^*$	Valor de saturación de la resistencia a la deformación	-
$\sigma^0$	Esfuerzo equivalente	$\text{Pa}$
$\epsilon^{pl}$	deformación plástica	$\text{m/m}$
$\alpha$	Coefficiente de expansión térmica	$^{\circ}\text{C}^{-1}$
$u$	Vector de desplazamientos	$\text{m}$
$A$	Probabilidad de acomodamiento	-



$Z_v$	Número promedio de átomos por unidad de área en el límite de grano	-
$Q_1$	Energía de activación	J/mol
$R$	Constante del gas	J/mol °C
$L$	Intercepto promedio de grano	-
$\nu$	Frecuencia de vibración atómica	-
$K_1, n_1$	Constantes del modelo EDB	-
$MCS$	Tiempo de avance Monte Carlo	s
$R_{Pi}$	Celda Voronoi	-
$P_i$	Núcleo de celda Voronoi	-
$n$	Orden de difracción	-
$\lambda$	Longitud de onda	m
$\theta$	Ángulo de difracción	°
$S_h$	Término fuente	W/m <sup>3</sup>
$\epsilon^T$	Deformación unitaria térmica	m/m
$h_1$	Coefficiente de convección	W/m <sup>2</sup> °C
$\sigma_a$	Constante de Stefan-Boltzmann	W/m <sup>2</sup> K <sup>4</sup>
$T_\infty$	Temperatura ambiente	°C
$T_f$	Temperatura de película	°C
Ra	Numero de Raleigh	-
$\beta$	Reciproco de la temperatura de los alrededores	-
$\overline{Nu}$	Numero de Nusselt	-
Pr	Numero de Prandt	-
$M.S.D.$	Suma media de cuadrados	-
$S/N$	Razón señal/ruido	db
$\hat{\eta}$	Predicción óptima	-
$b_i$	Fuerzas de cuerpo	N/m <sup>3</sup>
P	Probabilidad	%
$P_{Gr}$	probabilidad modificada	%
$A_i$	Área de celda Voronoi	m <sup>2</sup>
d	Diámetro de grano	m
$P_r$	probabilidad de recristalización	%
$f$	Fracción líquida	-
$T_p$	Temperatura pico	°C
Y	Distancia	m
$P_z$	Presión de anclaje	Pa
$\gamma_i$	Energía de límite de grano	J/mol
$Fv$	Fracción de volumen de partículas precipitadas	%
$\psi$	Parámetro adimensional (anclaje por partículas precipitadas)	-
$N_0$	Número de granos pequeños contabilizados por campo	-
$N_s$	Número de granos pequeños (promedio)	-
$Cr$	Velocidad de enfriamiento	°C/s
$S_t$	Velocidad de solidificación	s
L	Calor latente	J/kg
e	Espesor de placa	m



$\epsilon_x, \epsilon_y, \gamma_{xy}$	Componentes de deformación total	-
$\epsilon'_x, \epsilon'_y, \gamma'$	Componentes de deformación elástica	-
$\sigma_e$	Esfuerzo equivalente	MPa



## Resumen

En el presente trabajo de investigación se desarrolló un modelo computacional termo-mecánico-microestructural (TMM) para optimizar los parámetros de operación y predecir la soldabilidad del acero TWIP microaleado con titanio (TWIP-Ti). La soldabilidad del acero TWIP-Ti se evaluó a través de experimentos de soldadura con alto y bajo aporte térmico realizados con el proceso de arco eléctrico con electrodo de tungsteno y protegido con gas inerte (GTAW) autógeno. Se utilizaron diferentes preparaciones de junta a tope en placas de 6.3 mm de espesor. La correlación entre los resultados numéricos de elemento finito (FE) del campo térmico de soldadura y los resultados experimentales permitió realizar análisis detallados de propiedades mecánicas y de los fenómenos microestructurales en el acero TWIP-Ti. La ausencia de segregación del Mn y C en la interfaz de la zona de fusión contribuyó a evitar el agrietamiento en caliente en las uniones soldadas de alto y bajo aporte térmico. El modelo FE se mejoró mediante el tamaño óptimo de los elementos de malla a través del análisis estadístico de un diseño de experimentos (DoE) basado en el método Taguchi. A partir del modelo numérico FE optimizado se llevaron a cabo estimaciones de la profundidad de penetración, disipación de calor y el aporte de energía térmica. Posteriormente, un modelo mecánico FE aplicó los modelos de endurecimiento isotrópico y cinemático con diferentes velocidades de deformación ( $0.001-100 \text{ s}^{-1}$ ) para simular el comportamiento mecánico no lineal del acero TWIP-Ti. Se definió una zona crítica de esfuerzo residual (SCZ) en función del esfuerzo residual de tensión máximo y las durezas de la zona de fusión (FZ) y afectada por el calor (HAZ). Los fenómenos microestructurales de crecimiento de grano y recristalización estática (SRX) en la HAZ del acero TWIP-Ti fueron simulados mediante un modelo Monte Carlo 2D (MC) combinado con teselaciones Voronoi (MC-Voronoi) en base a datos experimentales. El modelo MC-Voronoi estimó el número de granos con maclas de recocido en el acero TWIP-Ti en condiciones de solubilizado y post-soldadura. Mediante la aplicación de probabilidades modificadas tanto para el crecimiento de grano como para la recristalización. El modelo microestructural propuesto permitió la simulación de microestructuras con distribuciones lognormales y bimodales del tamaño del grano. Las micrografías se analizaron mediante



análisis de imágenes en Matlab®. El análisis estadístico realizado en las micrografías por el procesamiento de imagen indicó que el acero TWIP-Ti presenta una distribución bimodal del tamaño de grano posterior al tratamiento térmico de solubilizado. No obstante, el fenómeno de recristalización estática (SRX) detectado en la unión de soldadura de bajo aporte térmico modificó la distribución del tamaño de grano bimodal a logarítmica normal (lognormal). Por su parte, la unión TWIP-Ti realizada con alto aporte térmico mantuvo la distribución bimodal. Finalmente, un par de soldaduras de doble pasada se llevaron a cabo en acero inoxidable austenítico AISI 304L y acero TWIP-Ti. La caracterización microestructural y la evaluación mecánica se realizaron con el objetivo de comparar la soldabilidad de ambos materiales. Los resultados indicaron que la soldabilidad del acero TWIP-Ti en comparación con la del acero AISI 304L tiene algunas ventajas como la menor extensión de la HAZ y una menor pérdida de propiedades mecánicas con respecto al material base.

Palabras clave: Acero TWIP-Ti, FEM, GTAW, Monte Carlo, TMM



## Abstract

In this research work a thermo-mechanical-microstructural computational model (TMM) was developed to improve and estimate the TWIP steel microalloyed with titanium (TWIP-Ti) weldability. The weldability of TWIP-Ti steel was evaluated through weld experiments at high/low heat input performed with the autogenous Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) process with different butt joints preparations in 6.3 mm thickness plates. The correlation between the finite element (FE) numerical results of the welding thermal field and the experimental ones allowed accomplishing analysis of mechanical properties and welding microstructural phenomena in TWIP-Ti steel. The lack of segregation of Mn and C at the melting zone interface contributed to avoid the hot-cracking in the welded joints at high/low heat input. The FE model was improved by means of the optimal mesh element size through the statistical analysis of a design of experiment (DoE) based on the Taguchi method. Through the improved FE numerical model were carried out estimations of penetration depth, heat dissipation and thermal energy input in TWIP-Ti steel. Then, a FE mechanical model applied the isotropic and kinematic hardening models with different strain rates ( $0.001-100 \text{ s}^{-1}$ ) to simulate the non-linear mechanical behavior of TWIP-Ti steel. A residual stress critical zone (SCZ) was defined as a function of the maximum tensile residual stress and hardness measured in both fusion zone (FZ) and heat affected zone (HAZ). Furthermore, grain growth and static recrystallization (SRX) were simulated in the HAZ of TWIP-Ti steel by means of a 2D Monte Carlo (MC) model combined with Voronoi tessellations (MC-Voronoi) based on experimental data. The MC-Voronoi model estimated the number of grains with annealing twins in TWIP-Ti steel specimens in both conditions as-solution and post-welding. Through the application of modified probabilities for both grain growth and recrystallization, the proposed microstructural model allowed simulating lognormal and bimodal microstructures.

The micrographs were analyzed by means of MATLAB-based image analysis. The statistical analysis performed in micrographs by the processing image code indicated that TWIP-Ti steel showed a bimodal grain size distribution after the solution heat treatment.



The SRX process in the low heat input weld joint modified its bimodal grain size distribution to normal logarithmic (lognormal). Meanwhile, the high heat input weld kept the bimodal grain size distribution. Finally, double pass welds were performed in austenitic AISI 304L and TWIP-Ti steels. Microstructural characterization and mechanical assessment were conducted to compare the weldability of both materials. The results indicated that TWIP-Ti steel weldability had some advantages as compared to the AISI 304L steel such as lower extension of the HAZ and lower mechanical properties loss in comparison with the base material.



## I. Introducción.

Los aceros avanzados de plasticidad inducida por maclaje (TWIP por sus siglas en inglés) han captado la atención de varios trabajos de investigación recientes. Estos trabajos se han enfocado principalmente en la caracterización microestructural con el fin de correlacionar los aspectos metalúrgicos con las excelentes propiedades mecánicas de resistencia (hasta 1000 MPa de esfuerzo de tensión) [1] y ductilidad (elongación a la ruptura del 95%) [2] que ha exhibido este material.

El estudio de los aceros TWIP ha revelado que se trata de un material caracterizado por una fase austenítica estable en un amplio rango de temperaturas y un bajo nivel de energía de falla de apilamiento (SFE por sus siglas en inglés), la cual se mantiene en un rango de 20 mJ/m<sup>2</sup>-50 mJ/m<sup>2</sup> [1-2] garantizando el endurecimiento por maclaje.

No obstante, un tópico especializado como la soldabilidad del acero TWIP ha sido estudiado en menor medida [1]. Dado el interés de la industria automotriz en la aplicación del acero TWIP para el diseño estructural, con el fin de mejorar la relación resistencia/peso de los vehículos [2], ha posicionado a los procesos de haz láser (LBW por sus siglas en inglés) y de resistencia por puntos (RSW por sus siglas en inglés) como los más utilizados para la unión de placas de bajo espesor en aceros TWIP [2-3]. Sin embargo, los estudios realizados se concentran en aspectos básicos de caracterización microestructural y medición de propiedades mecánicas post-soldadura.

Se sabe que la unión de aceros TWIP a través de procesos de fusión (soldadura por arco eléctrico) produce fenómenos de dilución, segregación y crecimiento de grano que alteran sus condiciones microestructurales [4]. De hecho, el ciclo térmico de soldadura puede brindar las condiciones de temperatura para activar los procesos de recristalización y crecimiento de grano en aceros TWIP previamente deformados en frío [4].

El acero TWIP recristaliza al 100% durante el tratamiento de recocido a temperaturas relativamente bajas (600°C-700°C) [5-6] en comparación con el historial térmico de los procesos de soldadura por fusión. Por otro lado, en un rango de temperaturas intermedio



(800°C-1100°C) para el proceso de soldadura, se ha reportado un claro fenómeno de crecimiento de grano [6-7]. No obstante, estudios de las regiones de recristalización/crecimiento de grano de soldadura en el acero TWIP y sus características microestructurales son escasos.

Por otro lado, uno de los principales problemas de soldadura es la presencia de esfuerzos residuales y distorsión debido al aporte térmico localizado, el cual genera una distribución no uniforme de la deformación [8]. Los esfuerzos residuales que se producen en la región del cordón de soldadura y zonas adyacentes son perjudiciales. Ya que, estos esfuerzos promueven la fractura frágil, reducen la resistencia a la fatiga, así como el desarrollo del agrietamiento por corrosión y en caliente [9-10].

La magnitud del aporte térmico de soldadura tiene una relación directamente proporcional con el nivel de esfuerzo residual y deformación [11]. Adicionalmente, como ya se mencionó, los aceros TWIP son altamente sensibles al aporte térmico, el cual afecta tanto la microestructura como sus propiedades mecánicas [4, 12].

El crecimiento de grano en la zona de afectación térmica (HAZ por sus siglas en inglés) aunado a la disminución de la resistencia mecánica generan condiciones favorables para el agrietamiento en caliente en la zona de fusión (FZ por sus siglas en inglés) y la HAZ. Este último es un problema típico de la soldabilidad del acero TWIP [13, 14]. Por lo que, el estudio del campo mecánico de soldadura en uniones TWIP resulta fundamental para el análisis integral de la soldabilidad de este material y establecer una relación entre el nivel de esfuerzo residual/integridad estructural. Sin embargo, la literatura relacionada con la medición o estimación de esfuerzos residuales de soldadura en acero TWIP, así como su comportamiento plástico durante el ciclo térmico también es escasa.

Por lo cual, el desarrollo de modelos numéricos predictivos del problema no lineal termo-mecánico-microestructural de soldadura a su vez, complementados con modelos experimentales de validación representa una herramienta valiosa en el estudio/análisis del proceso de soldadura en aceros TWIP. Estos modelos permiten el establecimiento de correlaciones entre los fenómenos térmico, mecánico y microestructural brindando



soluciones integrales. En este caso al problema de soldabilidad a través del diseño de parámetros de soldadura, métodos de restricción y diseños de junta.

## II. Justificación.

Los aceros TWIP forman parte de la segunda generación de un nuevo grupo de materiales denominado aceros avanzados de alta resistencia (AHSS por sus siglas en inglés), los cuales han generado un gran interés por parte de la industria automotriz. No obstante, el acero TWIP es sensible al elevado calor de aporte que emplean algunos procesos de manufactura, propiciando la formación de segundas fases, segregación y cambios microestructurales importantes que disminuyen sus propiedades mecánicas, lo cual ha retardado su introducción al campo industrial.

La soldabilidad de los aceros TWIP es un tópico de investigación poco estudiado. Los procesos de soldadura de resistencia por puntos (RSW) y láser (LBW) han sido los más estudiados debido a su bajo aporte térmico y buenas propiedades de la unión a nivel microestructural y mecánico. Sin embargo, estos procesos están limitados a la unión de placas de bajo espesor y poca separación. Por esta razón se ha intentado utilizar el proceso de arco eléctrico con electrodo de tungsteno protegido con gas inerte (GTAW por sus siglas en inglés), cuya aplicación ha resultado exitosa en aceros austeníticos inoxidable. Una selección adecuada de los parámetros del proceso GTAW permitiría la unión de piezas de acero TWIP de mayor espesor y mitigar los defectos generados por el aporte térmico. Con lo cual se extendería la aplicación de este material a otras áreas industriales.

En este trabajo de investigación se desarrolla un modelo computacional termo-mecánico-microestructural (TMM por sus siglas en inglés) resuelto numéricamente mediante el método de elemento finito (FEM por sus siglas en inglés). El modelo TMM fue aplicado en la simulación de soldadura GTAW en placas de acero TWIP microaleado con Ti (TWIP-Ti). A continuación, se describen los impactos científico, industrial, económico-social y ecológico que justifican el desarrollo de este proyecto de investigación.

En el aspecto científico-tecnológico este modelo TMM representa uno de los primeros intentos de simular computacionalmente la distribución de temperaturas, esfuerzos



residuales y microestructura de uniones soldadas de acero TWIP. Este trabajo contribuye también al estudio metalúrgico de uniones soldadas de acero TWIP al proporcionar predicciones del tamaño de grano y detección de las zonas críticas de soldadura a partir del historial térmico correlacionadas directamente con las propiedades mecánicas de la unión. En soldadura, se realiza uno de los primeros estudios de la unión de placas de acero TWIP de mayor espesor, ya que hasta el momento este material se ha limitado a la unión de láminas. En el campo de la modelación computacional representa una alternativa novedosa de simular el crecimiento de grano a partir de un modelo MC-Voronoi desacoplado con los resultados de un modelo de elemento finito (FE por sus siglas en inglés).

El uso de las técnicas de simulación computacional en la industria es cada vez mayor debido a su versatilidad, optimización de tiempos, recursos y la precisión que pueden proporcionar en sus estimaciones, por lo cual aplicar la modelación asistida por computadora a procesos de manufactura es un importante impacto industrial. A través del modelo TMM es factible estimar y evaluar características metalúrgicas y mecánicas de la unión soldada previo a su realización. Esto con el fin de diseñar tratamientos post soldadura para mejorar propiedades mecánicas finales y contribuir a la planeación del proceso de manufactura.

Desde el punto de vista del impacto económico-social, el modelo computacional TMM ayuda a la optimización del proceso GTAW en el acero TWIP-Ti evitando el costoso proceso de prueba y error. Lo cual, evidentemente conlleva un considerable ahorro económico de material y consumibles. Por otro lado, contribuir a la mejora de los procesos de manufactura de componentes de acero TWIP constituye un beneficio social generalizado. Ya que se pueden generar productos más seguros y confiables en virtud de sus excelentes propiedades mecánicas.

En la actualidad un proyecto de investigación debe considerar el impacto ecológico dentro de sus objetivos importantes. Los aceros TWIP han llamado la atención del sector automotriz por sus elevadas propiedades de resistencia y ductilidad, los cuales permiten la construcción de carrocerías ligeras de vehículos, que a su vez se traduce en un impacto ambiental importante ya que reduce el consumo de combustibles fósiles. Optimizar un



proceso de manufactura es otro gran impacto ambiental, ya que conlleva un mejor aprovechamiento de la energía, consumibles y horas hombre. Este impacto se puede alcanzar en este proyecto dado el material con el que se trabaja (acero TWIP-Ti) y la herramienta computacional predictiva aplicada para predecir los fenómenos de soldadura y favorecer la aplicación del proceso GTAW en este material industrialmente.



### III. Hipótesis.

Se sabe que la unión de los aceros TWIP a partir de procesos de soldadura por fusión genera tres efectos indeseables que son de especial interés: i) segregación como resultado de la solubilidad de los elementos aleantes en la fase líquida, ii) variación del tamaño de grano en las zonas críticas debido a la cinética de crecimiento, el cual ha sido detectado y medido de manera experimental para un número finito de aleaciones TWIP, y iii) agrietamiento en caliente debido al modo de solidificación austenítico primario. Por otro lado, el aporte térmico del proceso de soldadura afecta las propiedades mecánicas de la unión, la distribución de esfuerzos residuales y la formación de fases secundarias en las zonas críticas de soldadura (martensita  $\epsilon$  y ferrita  $\delta$  principalmente).

Un método aún no utilizado en el análisis previo y post-soldadura del acero TWIP para la cuantificación de los efectos metalúrgicos mencionados es la simulación computacional basada en un modelo matemático predictivo térmico-mecánico-microestructural (TMM) validado a partir de resultados experimentales. Un modelo TMM predictivo puede ser aplicado en la selección de parámetros de soldadura, así como el tipo de junta a utilizar. Tomando en consideración el espesor de placa a soldar y estableciendo una adecuada relación entre los parámetros/tipo de unión es factible reducir el aporte térmico de soldadura y así, mitigar tanto los defectos microestructurales como el nivel de esfuerzo residual en el acero TWIP-Ti. Un bajo aporte térmico producirá un menor crecimiento de grano aunado a la posible formación de partículas precipitadas de Ti que también contribuirán a inhibir el crecimiento de grano en las regiones críticas de soldadura. Finalmente, el bajo aporte térmico y la alta difusión de calor a través del material base debido al efecto volumétrico, debe reducir la segregación del C y Mn dadas las menores temperaturas en la FZ y HAZ. El bajo nivel de esfuerzos residuales y segregación dará como resultado uniones soldadas de calidad sin la formación de agrietamiento en caliente en el acero TWIP-Ti. En todas las etapas, el modelo TMM proporciona predicciones de los



fenómenos térmico, mecánico y microestructural de soldadura facilitando la interpretación de los resultados experimentales.

#### IV. Objetivos.

##### Objetivo General.

Desarrollar y aplicar un modelo computacional predictivo térmico-mecánico-metalúrgico (TMM) para estimar los campos térmico, mecánico y microestructural del proceso de soldadura GTAW aplicado en la unión a tope de placas de acero TWIP microaleado con Ti (TWIP-Ti).

##### Objetivos Específicos.

- Predecir la distribución de temperaturas durante el proceso GTAW aplicado en la unión a tope de placas de acero TWIP-Ti por medio de un modelo térmico computacional resuelto a través de FEM.
- Aplicar un modelo constitutivo adecuado al acero TWIP-Ti basado en la variación de las propiedades mecánicas con la temperatura y diferentes velocidades de deformación para estimar el esfuerzo residual y la deformación generada por el proceso GTAW.
- Aplicar un modelo de crecimiento para predecir el tamaño de grano en el material base, la zona afectada térmicamente y en el material soldado basado en el método Monte Carlo.
- Medir experimentalmente el historial térmico del proceso GTAW en la unión de placas de acero TWIP-Ti para validar el modelo computacional.



- Determinar las propiedades mecánicas de la unión soldada mediante ensayos de microdureza.
- Medir el tamaño de grano de las uniones soldadas mediante la aplicación de normas y técnicas estadísticas.
- Caracterizar metalográficamente e identificar las zonas críticas de soldadura de las placas de acero TWIP-Ti aplicando microscopia óptica y electrónica de barrido.
- Analizar la microestructura de soldadura del acero TWIP-Ti mediante procesamiento de imágenes y técnicas estadísticas.





## CAPITULO I. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

### 1.1 Aceros de plasticidad inducida por maclaje

#### 1.1.1 Historia

Los aceros de alto contenido de manganeso (Mn) fueron descubiertos por Sir Robert Hadfield en 1880 y en 1929 describió en detalle su microestructura [15]. Estos aceros poseen una microestructura totalmente austenítica después de la aplicación de un tratamiento térmico, a una temperatura superior a los 500°C, seguido de un temple. En 1936 Tofaute y Linden [16] mostraron que el contenido de carbono (C) y manganeso (Mn) eran indispensables para la estabilización de la fase austenítica y cuyo contenido en peso sigue la regla:

$$\%Mn + 13\%C \geq 17 \quad (1)$$

En la década de 1950, estudios de difracción de rayos-X en aceros Hadfield indicaron un alto endurecimiento por deformación en ausencia de martensita  $\epsilon$ . Además, la presencia de defectos planares detectados mediante microscopia óptica (LOM por sus siglas en inglés) sugirió la aparición de maclaje mecánico [15]. Años más tarde, la presencia del maclaje fue confirmada mediante microscopia electrónica de transmisión (TEM por sus siglas en inglés) [15].

El interés en las aleaciones de mayor contenido de Mn y menor C que los aceros Hadfield, como Fe-18-20%Mn-0.5%C, comenzó en los años setenta con el descubrimiento de la acumulación de dislocaciones contra los límites de macla. Rémy *et al.* [17] fueron los primeros en suponer que las maclas podían actuar como nuevos obstáculos para el deslizamiento de dislocaciones.

A principios de 1990, las siderúrgicas japonesas Kobe Steel, Sumitomo y Nippon Steel así como Posco (Corea) obtuvieron un primer conjunto de patentes de este nuevo acero. Kim *et al.* [18] propusieron modificar la composición química para cambiar el dominio del maclado a temperatura ambiente, lo que llevó a la creación de la aleación Fe-25%Mn-



1.5%Al-0.5%C-0.1%N. Esta aleación fue propuesta por primera vez como acero de alto rendimiento para el estampado de placas de bajo espesor en aplicaciones de la industria automotriz [19]. Este trabajo fue seguido por un segundo conjunto de patentes en 1995 por parte de Posco (Corea).

Las contribuciones pioneras de Grassel *et al.* [20-21] y Frommeyer *et al.* [22] para la ciencia de los aceros de plasticidad inducida por maclaje (TWIP) con un bajo contenido de carbono (<100 ppm) impulsaron la investigación global dirigida a obtener una mayor comprensión de los mecanismos de mejora del endurecimiento que se activan durante la deformación plástica de estos aceros. Grassel y Frommeyer [20, 22] observaron que el maclaje generado por deformación ocurre en el acero TWIP cuando su contenido de Mn > 25%, el contenido de Al fue > 3% y el contenido de Si estaba en el rango de 2-3% (% en peso). Al mismo tiempo, se obtuvo un equilibrio de resistencia-ductilidad muy favorable. Una cantidad importante que caracterizó este equilibrio fue el elevado producto de la resistencia máxima a la tracción y la elongación total.

En la década de los 90's cuando la compañía alemana ThyssenKrupp Stahl se asoció con el Instituto Max Planck de Düsseldorf, Alemania se registró la primera patente de estos aceros. Desde entonces, se ha observado un creciente aumento en el número de patentes y nuevas investigaciones que proponen procesos innovadores para la fundición de aceros TWIP con diferentes composiciones e incorporando nuevos elementos de aleación.

### **1.1.2 Tipos de aceros TWIP**

Los aceros TWIP constituyen una nueva gama de aceros estructurales caracterizados por su alta resistencia que va desde 700 MPa hasta 1600 MPa [15] y gran conformabilidad (elongaciones entre 30-58%). Estos aceros modifican sus propiedades mecánicas a través del mecanismo de endurecimiento por deformación. El uso de los aceros TWIP se ha enfocado en la fabricación de componentes ligeros reduciendo el material utilizado y mejorando su conformado. Esto ha incrementado su aplicabilidad en el diseño de vehículos en la industria automotriz que busca desarrollar unidades más ligeras, equipadas con motores híbridos y eléctricos, considerablemente más pesados que los motores convencionales, y de esta manera compensar la relación peso/energía [1].



No existe algún estándar para la definición en composición química de los aceros TWIP [15]. Sin embargo, se ha reportado lo siguiente:

- Contenidos de C mayores al 1.2% en peso no son útiles ya que, contribuyen a la formación de precipitados de cementita en la fase austenítica, lo cual resulta perjudicial.
- Si presenta niveles bajos de C, el contenido de Mn debe ser mayor al 30% y sólo se producirá deslizamiento de dislocaciones durante la deformación en frío.

Hasta ahora, tres sistemas de aleación han sido ampliamente investigados: Fe-Mn-C, Fe-Mn-C-Al y Fe-Mn-Si-Al. Entre éstos los más interesantes son los que adicionan Al, lo cual reduce el peso específico del acero TWIP ( $6.8-7.3 \text{ g/cm}^3$ , dependiendo del contenido de Al). Esto es particularmente significativo para la industria automotriz ya que disminuye el consumo de combustible. Por lo tanto, el enfoque industrial se centra principalmente en aceros TWIP de sistemas de aleación Fe-Mn-C-Al y Fe-Mn-Si-Al. Hasta el año 2008 tres tipos de composiciones habían sido extensivamente investigadas:

- 1) Fe-30Mn-3Si-3Al [23].
- 2) Fe-22Mn-0.6C [24].
- 3) Fe-18Mn-1.5Al-0.6C [25].

Actualmente, el costo y mejora de las propiedades mecánicas del acero TWIP con un reducido contenido de Mn son los temas directrices de la investigación en estos aceros [1]. Los nuevos diseños de composiciones químicas con menores porcentajes de aleación sugieren que su producción industrial está enfocada en aceros con un 15% de Mn como elemento aleante primario. Los primeros aceros de esta categoría fueron desarrollados en 2009 incluyendo aleaciones como: Fe-15Mn-2Al-0.6C-0.5Si [26], Fe-15Mn-3Al-0.7C [27], Fe-15Mn-2.5Al-0.7C [28], Fe-15Mn-2.5Si-2.5Al-0.6C [29], Fe-15Mn-2.5Al-0.6C [30] y Fe-16Mn-0.6C-0.2Si-0.2Al [31]. La investigación actual trabaja en la evaluación de propiedades de varios aceros TWIP con un porcentaje del 12% de Mn, algunos desarrollos preliminares incluyen las aleaciones: Fe-12Mn-0.8C [31] y Fe-12Mn-2Si-0.9C [32].



El factor clave que controla las propiedades mecánicas de las aleaciones de alto contenido de Mn es la energía de falla de apilamiento (SFE por sus siglas en inglés), la cual juega un rol fundamental en el desarrollo del efecto TWIP. El efecto TWIP requiere que la SFE se mantenga en el rango de 20-50 mJ/m<sup>2</sup> para producirse [1]. Algunos de los valores de SFE para las aleaciones más estudiadas de aceros TWIP se presentan en la **Tabla 1.1**, el contenido de Al incrementa la SFE.

**Tabla 1.1.** Valor de la energía de falla de apilamiento (SFE) para aleaciones TWIP reportada en la literatura [1].

Composición	SFE mJ/m <sup>2</sup>	Referencia
Fe-19-Mn-5Cr-0.25C-1Al	20.90	[33]
Fe-19-Mn-5Cr-0.25C-2.5Al	30.50	[33]
Fe-19-Mn-5Cr-0.25C-3.5Al	39.40	[33]
Fe-19-Mn-5Cr-0.25C-4Al	47.5	[33]
Fe-22-Mn-0.6C (T=673 K)	80	[34]
Fe-22-Mn-0.6C (T=293 K)	19	[34]
Fe-22-Mn-0.6C (T=77 K)	10	[34]
Fe-25-Mn-0.15C-0.6Al (T=673 K)	7.75	[34]
Fe-25Mn-0.15C-1.5Al	10.67	[34]
Fe-25Mn-0.15C-2.2Al	15.12	[35]
Fe-25Mn-0.15C-3.1Al	14.95	[35]
Fe-25Mn-0.15C-4.8Al	54.74	[35]
Fe-31Mn-0.17C	17.53	[36]
Fe-18Mn-0.6C	13	[36]
Fe-18Mn-0.6C-1.5Al	26.4	[36]

Por otro lado, también se ha intentado incorporar los elementos de microaleación: Nb, V y Ti para modificar las propiedades mecánicas del acero TWIP. Se demostró que la adición de tales elementos aumenta la resistencia a la tracción debido al fortalecimiento de la solución sólida y la precipitación. Sin embargo, tanto la tasa de endurecimiento por



deformación como el alargamiento total debido a las de maclas de deformación disminuyen [37].

Recientemente, varios estudios muestran el potencial de la adición de Cr y Mo para mejorar el rendimiento de los aceros TWIP [38]. En la literatura se ha reportado que la adición de ciertas cantidades de Cr y Mo aumentan tanto la dureza como la resistencia al desgaste del acero Hadfield de alto manganeso, debido al endurecimiento por solución sólida y la formación de carburos de Cr/Mo resistentes al desgaste. Además, la adición de Cr proporciona una mayor resistencia a la corrosión y oxidación del acero TWIP [38]. Sin embargo, no se han reportado los efectos de la aleación de Cr/Mo sobre las propiedades de tracción del acero TWIP.

### ***1.1.3 Propiedades mecánicas de los aceros TWIP***

La mayoría de los aceros ferríticos conformables presentan una elongación ingenieril inferior al 25% y una resistencia máxima de tensión relativamente baja. La conformabilidad de estos aceros se basa en el control de su textura cristalográfica en lugar del endurecimiento por deformación [39]. En consecuencia, se logra una mayor resistencia a expensas de la ductilidad. Sin embargo, hay una manera de resolver este conflicto de propiedades, y es mediante el diseño de aceros totalmente austeníticos o aceros multifásicos que poseen una mayor tasa de endurecimiento por deformación. Los aceros TWIP pertenecen a esta categoría de aleaciones ferrosas. Se caracterizan por un alto endurecimiento por deformación, un gran alargamiento uniforme (50-100%) [40] y altos niveles de resistencia a la tracción (600-1100 MPa) [40]. Además, la elevada resistencia a la corrosión que presentan los aceros austeníticos los convierte en una alternativa importante para reemplazar los aceros recubiertos [40]. Estas propiedades de los aceros TWIP son importantes para su aplicación en la industria automotriz, construcción naval, exploración de petróleo y gas, así como aplicaciones estructurales no magnéticas [39].

El mecanismo de endurecimiento por deformación en el acero TWIP se describe como un efecto Hall-Petch dinámico [15]. En estos aceros, el modo de deformación dominante sigue siendo el deslizamiento de dislocaciones, pero debido al efecto Hall-Petch dinámico se produce continuamente maclaje mecánico durante la aplicación del esfuerzo. La



formación de maclas implica la creación de nuevas orientaciones cristalográficas. Éstas reducen progresivamente la trayectoria libre media efectiva o la distancia efectiva de deslizamiento de las dislocaciones con lo cual aumentan la resistencia a la fluencia.

#### **1.1.4 Metalurgia del acero TWIP**

##### **1.1.4.1 Energía de falla de apilamiento (SFE)**

La formación de martensita  $\varepsilon$  y el maclado mecánico son los mecanismos competitivos de deformación para producir deslizamiento de dislocaciones en aceros TWIP, ambos son similares desde el punto de vista de la nucleación (reacciones de dislocación) y de la morfología resultante (placas de unas cuantas decenas de nanómetros de espesor). El mecanismo de transformación de martensita  $\varepsilon$  ocurre cuando el deslizamiento de dislocaciones en cada plano secundario  $\{1\ 1\ 1\}$  o similar experimenta deslizamiento parcial extrínseco tipo Shockley en planos paralelos sucesivos  $\{1\ 1\ 1\}$ . Ambos mecanismos, transformación martensítica  $\varepsilon$  y maclado, están vinculados a la energía de falla de apilamiento (SFE), la cual controla el gasto energético para la creación de tales defectos y la distancia entre las dislocaciones parciales que limitan a los defectos. La clave para la formación de maclas radica en el control de la SFE, la cual determina la morfología y el espesor final de macla, según lo establecido por Friedel [41]. Si la SFE es menor a  $20\text{ mJ m}^{-2}$  es más probable que tenga lugar la transformación inducida por deformación. Por el contrario, si la SFE es mayor de  $50\text{ mJ m}^{-2}$ , la formación de maclas se suprime. Aún no está claro por qué este valor mínimo ( $20\text{ mJ m}^{-2}$ ) es esencial para la aparición del maclaje inducido por deformación, pero parece estar relacionado con la supresión de la transformación martensítica isotérmica  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  [1]. Como la SFE es un parámetro esencial, existe un gran interés en determinar su valor para los aceros TWIP.

Las mediciones directas de la SFE son particularmente delicadas, para una composición de acero y una temperatura dada, los valores reportados pueden variar significativamente de un autor a otro ( $23\text{ mJ/m}^2$  [42] o  $50\text{ mJ/m}^2$  [43] a temperatura ambiente para aceros Hadfield similares). Por lo cual, muchas investigaciones han optado por un enfoque indirecto tratando de correlacionar los cálculos de la SFE con una base termodinámica de observaciones directas de los mecanismos de deformación mediante TEM. Para una



composición dada, la SFE debe incrementarse con la temperatura de acuerdo con la ecuación (2).

$$\frac{dSFE_{intrinseca}}{dT} = -\frac{8}{\sqrt{3}} \frac{1}{a^2 N} \Delta S^{\gamma \rightarrow \varepsilon} \quad (2)$$

Donde  $a$  es el parámetro de red,  $N$  el número de Avogadro y  $\Delta S^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  el cambio de entropía durante la transformación de  $\gamma \rightarrow \alpha'$ . Si la temperatura es más alta que la temperatura de inicio de transformación martensítica  $\varepsilon$  ( $E_s$ ),  $\Delta S^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  es negativo. Por lo tanto, la SFE aumenta con la temperatura por arriba de  $E_s$ . Una temperatura y SFE elevados permiten el cruce y la activación de múltiples sistemas de deslizamiento. A temperaturas más bajas, el deslizamiento de dislocaciones se hace más plano, y por debajo de un cierto valor, una gran disociación de dislocaciones es favorable. Esto permite que el proceso de maclado se produzca como un mecanismo competitivo al deslizamiento de dislocaciones ya que el gasto energético del maclado se vuelve lo suficientemente bajo.

Estudios experimentales han demostrado que la SFE no es el único parámetro que controla el endurecimiento por deformación [1, 15]. Para aceros TWIP con SFE similares, el endurecimiento depende principalmente del contenido de carbono, esto podría estar relacionado con la propiedad intrínseca del maclado. Los análisis mediante TEM sugieren que el contenido de carbono controla la estructura de dislocaciones almacenadas por los obstáculos planos.

Un enfoque alternativo para el cálculo de la SFE se basa en la relación que existe entre ésta y la fuerza motriz para la formación de martensita  $\varepsilon$ , el cual fue establecido por Hirth [44] y ampliamente utilizada por Olson y Cohen [45]. El enfoque considera que la SFE intrínseca es equivalente a una plaqueta de martensita  $\varepsilon$  de dos capas atómicas de espesor, lo cual crea dos nuevas interfaces  $\gamma/\varepsilon$  y se calcula con la siguiente relación:

$$SFE_{intrinseca} = 2\rho_m \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2\sigma^{\gamma/\varepsilon} \quad (3)$$

Donde  $\rho_m$  es la densidad de la superficie molar a lo largo de los planos  $\{1\ 1\ 1\}$  y  $\sigma^{\gamma/\varepsilon}$  es la energía de superficie de la interfaz  $\gamma/\varepsilon$ . La estimación de la energía de Gibbs ( $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ ) para la transformación  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  es un parámetro clave. El último término de la energía de



superficie de la interfaz  $\gamma/\varepsilon$ , a menudo se considera como un parámetro libre que se ajusta para reproducir resultados experimentales.

La descripción termodinámica de los sistemas binarios Fe-Mn ha sido mejorada durante años por varios autores [46-48]. Los estudios dedicados a la evaluación de la SFE destacan el papel desempeñado por el estado magnético (paramagnético o antiferromagnético) de estas aleaciones para estimar la estabilidad relativa de las fases. El exceso de contribución magnética a la energía de Gibbs es incluso capaz de contrarrestar el término químico que tiende a estabilizar la fase austenítica. A diferencia de la mayoría de los aceros inoxidable austeníticos, la transición de temperatura crítica entre estados magnéticos (conocida como temperatura de Néel) es superior a los 200 K en la mayoría de las aleaciones Fe-Mn-C y tiene consecuencias directas en su comportamiento a temperatura ambiente. Esta transición magnética se conoce desde hace tiempo, pero es ignorada por la mayoría de los metalúrgicos, a pesar de su gran impacto en las transformaciones de fase y en las propiedades mecánicas [48].

### *1.1.5 Endurecimiento por maclaje*

El endurecimiento por deformación de los aceros TWIP es la característica mecánica más estudiada de estas aleaciones [15]. El maclaje como obstáculo del deslizamiento de dislocaciones ha concentrado una buena parte de las investigaciones debido a:

- 1) En ausencia del maclado mecánico el endurecimiento por deformación es menor.
- 2) Una aleación con maclas exhibe un importante endurecimiento por deformación incluso en ausencia de carbono en solución sólida.

En los materiales policristalinos, la formación de maclas por deslizamiento da como resultado un cambio de orientación de cierta fracción de los granos maclados que afecta a la textura cristalográfica. Dicho deslizamiento requiere la separación completa de las dislocaciones parciales o la existencia de fuentes de dislocación parcial. Así, la formación espontánea de maclas es muy poco probable ya que requeriría esfuerzos muy altos.



El modelo propuesto originalmente por Fontaine [49] para el maclaje por deformación es generalmente aceptado. En este modelo, primero se forman fallas de apilamiento las cuales generan puntos de nucleación de macla. Posteriormente, el crecimiento de macla ocurre al agregar una falla de apilamiento en el plano de ésta. Las grandes fallas de apilamiento que forman puntos de nucleación pueden ser resultado de reacciones de dislocación o pueden emitirse desde interfaces tales como los límites de grano.

Las maclas de deformación se forman con esfuerzos bajos en áreas donde se activan dos sistemas de deslizamiento. El maclaje es sensible a la orientación del cristal y se facilita cuando un grano tiene una dirección  $\langle 111 \rangle$  o una dirección en la línea de unión  $\langle 111 \rangle$   $\langle 100 \rangle$  cerca del eje de tracción [49-50].

Los límites de grano aleatorios también pueden contener núcleos de maclas multicapa que pueden activarse fácilmente a bajas deformaciones. Durante la etapa inicial de formación de maclas, los sistemas de deslizamiento secundario ya están activados y tanto fallas de apilamiento como los sistemas de deslizamiento secundario son visibles mediante TEM.

El papel de las maclas en el endurecimiento por deformación de los aceros TWIP fue propuesto por Rémy [51]. Para considerar el apilamiento de dislocaciones contra los límites de macla, Rémy propuso una ley basada en el comportamiento microestructural utilizando un enfoque similar al desarrollado por Hall y Petch [52] para describir el efecto de refinamiento de grano en los metales.

Como ya se mencionó, una baja SFE es la condición necesaria para la activación del maclado mecánico, pero no es suficiente por sí sola. El contenido de carbono es un parámetro clave que desencadena el maclado y posiblemente los demás mecanismos de dislocación. El efecto del Mn en las propiedades de tracción es indirecto a través del control de la SFE. Este efecto desencadenante debido al carbono apoya la teoría de existencia de un esfuerzo cortante crítico resuelto (CRSS por sus siglas en inglés) para el maclado (o para las transformaciones martensíticas). Este valor umbral ha sido observado y medido tanto en monocristales como en policristales de diferentes elementos puros y aleaciones metálicas, depende de la carga aplicada (tracción o compresión), temperatura, carga previa, tamaño de



grano y la velocidad de deformación [50]. Investigaciones previas sugieren que la nucleación de maclas es apoyada por la concentración de esfuerzos debido al apilamiento de dislocaciones para superar el CRSS requerido para extender la falla de apilamiento inicial.

La transición de la deformación por deslizamiento a la deformación por maclaje ocurre cuando el esfuerzo alcanza el esfuerzo de acoplamiento. El crecimiento de macla requiere un esfuerzo de tensión menor que el que se calcula mediante los modelos propuestos en la literatura. Por lo que, se supone que elevados esfuerzos de nucleación se deben a una concentración de esfuerzos locales, ya que estos producen tensiones homogéneas muy bajas para las maclas nucleadas. El esfuerzo de maclaje aumenta con la SFE y se relaciona con la SFE intrínseca de forma cuadrática o lineal [1].

Por otro lado, el tamaño de grano juega un rol importante en el valor del esfuerzo de maclaje ya que, granos grandes tienden a expandir el dominio del maclaje. En el acero TWIP, la nucleación de maclas no es un proceso homogéneo. En la etapa de nucleación, la formación de maclas está relacionada con la actividad de dislocación previa, y la formación de maclas inducidas por tensión ocurre solo después de cierta generación de dislocaciones previas e interacciones entre éstas. Las maclas se inician en configuraciones de dislocaciones especiales creadas por dichas interacciones que dan como resultado fallas de apilamiento multicapa que pueden actuar como núcleos de macla. Se han propuesto tres tipos de mecanismos de nucleación de macla inducidos por tensión: mecanismos de polos, fuentes de deslizamiento de dislocaciones y mecanismos de deslizamiento cruzado [1].

## 1.2 Soldadura de aceros TWIP

La aplicación actual de los aceros TWIP se ha centrado en la industria automotriz. Específicamente, en la fabricación de componentes resistentes y dúctiles de bajo espesor. Sin embargo, la unión de componentes de acero TWIP representa un problema importante con respecto a su aplicación en automóviles y carrocerías. Ya que, los procesos de soldadura por fusión de alto aporte térmico producen cambios significativos en la FZ y la HAZ. Por lo que se deben considerar varios aspectos adicionales para la soldadura por fusión de aceros TWIP debido a su alto nivel de aleación, fuerte dependencia entre sus



propiedades mecánicas y la composición química, baja conductividad térmica y diferencias en el modo de solidificación [53]. Adicionalmente, en espesores de placa reducidos utilizados típicamente en la industria automotriz se produce disipación bidimensional del calor. Esto implica que la mayor parte del calor introducido en la FZ no se pierde por radiación o convección, sino por difusión hacia el material base.

En lo que respecta a uniones soldadas disimiles entre acero TWIP y uno de baja aleación, la respuesta de ambos materiales al aporte de calor muestra diferencias significativas con respecto a las transformaciones de fase que se producen en el acero de baja aleación. Por lo tanto, para aceros de baja aleación el perfil de temperaturas del proceso de soldadura es más relevante que para el acero TWIP [53].

### *1.2.1 Aporte térmico del proceso de soldadura*

Uno de los factores más importantes en los procesos de soldadura de arco eléctrico es el aporte térmico. Este factor gobierna al fenómeno térmico afectando la temperatura máxima que se alcanza, la velocidad de enfriamiento y el tiempo de solidificación [54]. Tres parámetros de operación afectan de manera directa el aporte térmico de soldadura: voltaje, intensidad de corriente y la velocidad de avance. Cada proceso de soldadura está caracterizado por una cantidad de aporte térmico específico, el cual produce la fusión del material base para conseguir la unión. El aporte térmico ( $H$ ) para una soldadura de arco eléctrico se calcula a partir de la ecuación (4).

$$H = \eta VI/v \quad (4)$$

Donde  $\eta$  es la eficiencia en la transferencia de calor o rendimiento del arco; es decir, el calor real que se transfiere a la pieza de trabajo dividido por el calor total generado por la fuente [54]. Las literales  $V$ ,  $v$  e  $I$  representan el voltaje, la velocidad de avance de la fuente de calor y la intensidad de corriente, respectivamente. Esto indica que sólo una parte de la energía liberada se utiliza para efectuar la soldadura, consumiéndose el resto en pérdidas de calor por conducción, convección y radiación desde la columna del arco y por salpicaduras [54].



En virtud de la conductividad térmica del material, el calor de aporte empleado para lograr la fusión se disipa por conducción hacia las zonas adyacentes que alcanzarán, según su ubicación respecto a la FZ, temperaturas que van desde el punto de fusión hasta la temperatura de los alrededores. Dos regiones son de especial interés para medir el efecto del aporte térmico en el proceso de soldadura, la FZ y la HAZ. La FZ se mantiene en estado líquido durante el proceso de soldadura generándose interacciones gas-líquido. Mientras que, la HAZ permanece en estado sólido y es sensible al aporte térmico durante el proceso de soldadura [54].

Con el propósito de controlar los cambios metalúrgicos generados por la soldadura, las condiciones térmicas en las regiones cercanas al material soldado deben ser conocidas. En este sentido la distribución de temperaturas, la velocidad de enfriamiento en la HAZ y la velocidad de solidificación del material cumplen un papel fundamental.

La predicción e interpretación de las transformaciones metalúrgicas en cualquier punto del material sólido cercano al cordón de soldadura requiere del conocimiento previo del historial térmico de soldadura, y específicamente de las temperaturas pico alcanzadas. A partir de la temperatura pico se puede calcular la extensión de la HAZ [54].

### ***1.2.2 Defectos generados por el proceso de soldadura en los aceros TWIP***

El aporte térmico al material base acompañado del ciclo de enfriamiento posterior generan múltiples efectos en el material base tales como la aparición de una zona de afectación térmica, creación de esfuerzos térmicos, deformaciones elásticas y plásticas en el material, etc. A continuación, se describen algunos de los defectos generados por el proceso de soldadura en el acero TWIP.

#### ***1.2.2.1 Evaporación de elementos durante la soldadura***

Un efecto indeseable en los aceros TWIP generado por el proceso de soldadura y el cual se ha verificado experimentalmente por medio de análisis de difracción de rayos-X en juntas símiles, es la evaporación del Mn en la FZ [53]. La cantidad de Mn que se evapora

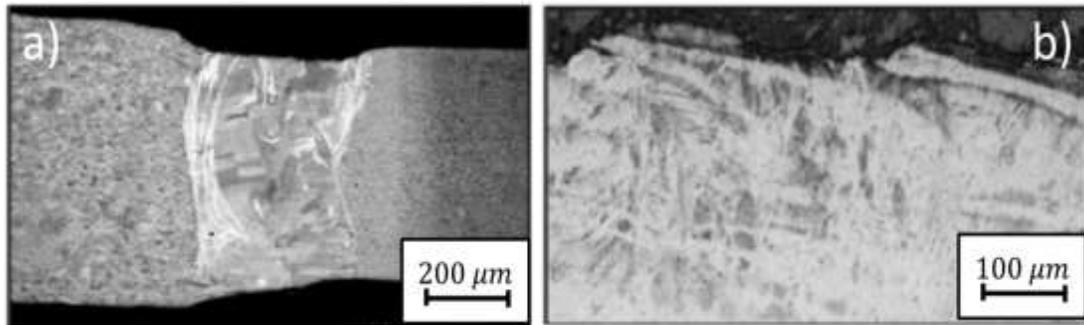


depende del proceso de soldadura, produciéndose en mayor magnitud en el proceso GTAW y en menor medida en el proceso de soldadura láser pulsado (PLBW por sus siglas en inglés). Este comportamiento está relacionado con la energía de aporte instantánea y no con el aporte de calor promedio.

El Mn es el elemento responsable de la estabilidad de la fase austenítica de los aceros TWIP y tiene un efecto importante en la SFE. Un decremento del 25 al 20% de Mn puede representar un decremento de 5-10 mJ/m<sup>2</sup> de la SFE [55-56]. Si el decremento en la SFE es significativo, un mecanismo de deformación plástica distinto al maclado podría generar el endurecimiento, tal como la transformación martensítica.

#### *1.2.2.2 Dilución de elementos*

Considerando el interés creciente de aplicación de los aceros TWIP en la industria automotriz y la necesidad de realizar uniones disímiles de láminas de este material con aceros de baja aleación, el efecto de la dilución de elementos debe considerarse. El efecto de dilución ha sido examinado en la FZ de uniones disímiles de aceros TWIP y TRIP [57] y está relacionado con la dirección de las bandas martensíticas (**Figura 1.1**), las cuales se ven afectadas por los fenómenos de convección en la piqueta de soldadura tales como las fuerzas de flotabilidad y la convección Marangoni [58] que produce el flujo recirculante del material fundido, así como el flujo de calor que afecta la mezcla de los materiales. Las bandas martensíticas localizadas son responsables de la ruptura en la FZ de una soldadura durante la prueba de tensión [57]. Una forma de contrarrestar el efecto de dilución es soldar asimétricamente las láminas de material con respecto al acero TWIP, esto minimizaría el efecto que surge a partir del material de baja aleación.



**Figura 1.1.** a) Micrografía SEM de una unión disímil entre un acero TWIP y un acero TRIP, b) Bandas martensíticas en la zona de fractura después del ensayo de tensión [12].

Un aporte térmico bajo puede aplicarse debido al bajo punto de fusión de los aceros de alto contenido de Mn (1350-1400°C) comparado con otros aceros estructurales (1500-1525°C) utilizados en la carrocería de los vehículos. Un segundo método para evitar el efecto de la dilución es el uso de materiales de aporte seleccionados en base al diagrama de Schaffler para microestructuras de soldadura [38], con el propósito de obtener una estructura austenítica en la FZ.

### 1.2.2.3 Segregación y co-segregación

La solidificación austenítica se produce en la mayoría de los aceros TWIP mientras que, la microsegregación ocurre durante la solidificación de soldadura de estos aceros [53]. Lo anterior, produce un gradiente positivo de concentración del Mn en la fase líquida. El C co-segrega con el Mn formando áreas enriquecidas con carburo de manganeso y alta estabilidad de la fase austenítica, las cuales se localizan en las regiones interdendríticas como consecuencia de la alta solubilidad de estos elementos (C-Mn) en la fase líquida. También se originan sitios de baja estabilidad para la fase austenítica, regiones pobres en contenido de C y Mn ubicadas en el centro de las dendritas. Se sabe que el contenido de C y Mn determinan el valor de la SFE y el modo de deformación de la unión soldada bajo esfuerzo. De esta manera, la martensita  $\epsilon$  puede formarse en las áreas pobres en concentración de Mn en lugar del mecanismo de maclaje. En los aceros austeníticos TWIP,



el efecto de la segregación puede conducir a la aparición de segundas fases, tales como eutécticos de carburo de hierro y manganeso [53].

#### ***1.2.2.4 Tamaño de grano***

Los efectos de soldadura en el tamaño de grano son distintos en la HAZ y FZ de los aceros TWIP. El tamaño de grano afecta el grado de endurecimiento (efecto Hall-Petch), tamaños de grano menores disminuyen la probabilidad de transformación martensítica  $\varepsilon$  y la actividad del maclado afectando al esfuerzo, modo de endurecimiento y la ductilidad [55]. Este efecto puede interpretarse ya sea como un exceso en la energía libre de Gibbs resultando en un incremento de la SFE; o bien, como un incremento del esfuerzo cortante crítico resuelto por el maclado que se origina a menores tamaños de grano. El esfuerzo de maclado depende de la contribución de la SFE y el tamaño de grano, la cual sigue la relación de Hall-Petch [52]. Dependiendo de la composición química del acero TWIP, un tamaño de grano grande en la FZ puede producir una transformación martensítica parcial por la disminución de la energía libre de Gibbs y, por lo tanto, de la SFE.

#### ***1.2.2.5 Agrietamiento en caliente***

La soldadura de aceros TWIP es susceptible al agrietamiento en caliente debido a la solidificación austenítica y al elevado coeficiente de expansión volumétrica de esta fase, lo cual produce una gran contracción en el volumen. El agrietamiento durante la solidificación es un defecto crítico de soldadura que produce severas fallas estructurales. Se genera en los límites de grano en la etapa final de solidificación y se debe principalmente a la baja temperatura de fusión de algunos compuestos eutécticos [33].

El carbono juega un papel fundamental en el efecto de agrietamiento, ya que segrega en los límites de grano promoviendo la formación de compuestos eutécticos de bajo punto de fusión e incrementando el rango de temperaturas de solidificación. No obstante, en los aceros TWIP se requiere un alto nivel de contenido de C para la formación de una estructura totalmente austenítica a temperatura ambiente y el control de la SFE. Por lo que



el agrietamiento por solidificación es un defecto inherente a la soldadura de los aceros TWIP [53].

Otro defecto de soldadura importante en el acero TWIP es la susceptibilidad al agrietamiento por licuación, como ocurre en el acero inoxidable austenítico [59]. Se ha descubierto que los aceros TWIP son susceptibles a la fisuración y a la formación de grietas de licuación [60]. Las grietas de licuación se generan al igual que el agrietamiento en caliente debido a la formación de compuestos eutécticos de bajo punto de fusión que producen una intercalación continua de las fases líquido-sólida. La fase líquida interdendrítica enriquecida en C no opone resistencia a los esfuerzos térmicos durante la etapa solidificación [61]. Dando lugar a la formación de grietas de licuación, las cuales aparecen en la interfaz FZ-HAZ y se prolongan hacia la HAZ.

Finalmente, un fenómeno interesante es la precipitación durante el proceso de soldadura de aceros TWIP, ésta se produce en la HAZ donde la fase ferrítica se dispersa en los límites de grano. La precipitación de la fase ferrítica en aceros con alto contenido de Mn depende tanto de la composición química como de las condiciones del proceso de soldadura [62].

### **1.3 Modelación computacional de soldadura**

La soldadura es parte esencial de las estructuras de ingeniería. Los esfuerzos residuales introducidos en las regiones soldadas debido al ciclo térmico pueden tener efectos perjudiciales, tales como corrosión bajo esfuerzos, agrietamiento inducido por el hidrógeno y la reducción de la resistencia a la fatiga. Por tanto, es pertinente aplicar herramientas de modelación computacional para predecir el comportamiento de estructuras soldadas a partir de los resultados numéricos de esfuerzo residual y deformación [63].

Normalmente, el desarrollo de procedimientos y especificaciones de soldadura (WPS por sus siglas en inglés) se basan en la realización de experimentos. También, la evaluación de un procedimiento de soldadura se basa en la integridad de la junta, la ausencia de defectos, la microestructura y las pruebas mecánicas. Sin embargo, los métodos computacionales rara vez se utilizan en el proceso de desarrollo de dichos procedimientos. Más bien, se espera que la modelación complemente a los procedimientos experimentales



para obtener un WPS ya que, aspectos como los esfuerzos residuales y deformaciones se pueden considerar cuando se comparan diferentes procedimientos de soldadura.

Los trabajos de investigación que contemplan simulaciones de FE de los efectos mecánicos de soldadura aparecieron a comienzos de la década de 1970 [63]. Actualmente las simulaciones solo se utilizan en aplicaciones donde los aspectos de seguridad son muy importantes, como los sectores aeroespacial y nuclear (plantas de energía). Una preocupación común en la simulación de soldadura es proporcionar la interacción entre los parámetros del proceso, la evolución microestructural, temperatura y deformación. La estructura del material resultante y la deformación son necesarias para, en combinación con las cargas en servicio, predecir el tiempo de vida útil y el rendimiento de un componente.

La soldadura es un problema multifísico que se describe a través del acoplamiento de diversas ecuaciones que se superponen en una frontera común. La soldadura resulta en un problema matemático no lineal en el cual las áreas de interés computacional cambian con el tiempo, las temperaturas y los esfuerzos en las regiones críticas. De esta manera, el análisis de simulación numérica se divide en varias etapas y cada una de ellas se subdivide en múltiples incrementos. Entonces se requiere utilizar muchos incrementos para representar cambios rápidos. Esta es una de las razones que hacen que la simulación numérica de soldadura consuma una gran cantidad de tiempo computacional.

El FEM ha encontrado una extensa aplicación en la elaboración de modelos computacionales de soldadura con el fin de predecir los fenómenos que ocurren durante el proceso. Así surgió la Mecánica Computacional de la Soldadura (CWM por sus siglas en inglés), la cual presentó dos conferencias importantes en el tema de modelación: i) la modelación matemática de los fenómenos de soldadura y ii) las tendencias de la investigación de soldadura. La primera serie de conferencias estuvieron dedicadas a la simulación y experimentos en procesos de soldadura. Mientras que, la segunda serie de conferencias tuvieron un alcance más amplio sobre diversos tópicos relacionados con el proceso de soldadura centrada en el CWM [63].

La simulación numérica del proceso de soldadura se puede realizar de dos formas alternativas. En primer lugar, se simula el comportamiento de flujo complejo y la



termodinámica local para la piqueta de soldadura [63]. La conservación de masa, cantidad de movimiento y el calor, junto con las condiciones de frontera para el calor latente y la tensión superficial se plantean para representar los fenómenos físicos de la piqueta de soldadura y el comportamiento térmico de la HAZ. En segundo lugar, el enfoque de la mecánica de sólidos es adoptado para modelar el comportamiento global termomecánico de la estructura de soldadura.

No se recomienda resolver los campos térmico y mecánico simultáneamente, ya que esto significa resolver un gran sistema de ecuaciones no simétrico, que es computacionalmente exigente. Una partición de los campos acoplados mediante un procedimiento de solución escalonada es más comúnmente utilizada para la solución de problemas fuertemente acoplados [64]. Esto también simplifica su implementación ya que, se puede usar un enfoque modular. El enfoque más común es una división de un paso de tiempo en un análisis térmico seguido de un análisis mecánico con la distribución de temperaturas conocida (enfoque estable condicional). La inclusión de un modelo microestructural acoplado con el análisis térmico es llamado análisis termo-mecánico-metalúrgico (TMM). El efecto de los esfuerzos residuales y la deformación en la microestructura generalmente se ignoran para este tipo de simulaciones de soldadura [65].

### *1.3.1 Métodos numéricos*

Normalmente en el área de la ciencia y la ingeniería, el aspecto cuantitativo de los fenómenos de interés es una tarea preponderante para el desarrollo de procesos, por lo que obtener expresiones matemáticas que representen dichos fenómenos es una tarea fundamental.

Los modelos matemáticos de los sistemas de ingeniería a menudo se caracterizan por ecuaciones complejas planteadas en regiones geoméricamente complicadas. La simulación numérica de un proceso significa que la solución de las ecuaciones gobernantes (o modelo matemático) del proceso se obtiene usando un método numérico y una computadora [66]. Los métodos numéricos típicamente transforman las ecuaciones diferenciales en ecuaciones algebraicas que se deben resolver usando computadoras. Ahora existe una gran cantidad de



conocimiento asociado con el uso de métodos numéricos y computadoras para analizar modelos matemáticos de sistemas físicos, y este cuerpo de conocimiento se conoce como mecánica computacional. Los principales métodos numéricos de solución de ecuaciones diferenciales parciales (PDE por sus siglas en inglés) se describen a continuación.

### *1.3.1.1 Método del elemento finito*

La técnica conocida como método del elemento finito (FEM) data de trabajos realizados entre 1940 y 1960 en el campo de la mecánica estructural. El término fue introducido por Clough en 1960 [67]. Hoy en día el FEM es ampliamente utilizado para análisis numéricos en la mecánica de sólidos y como herramienta estándar en otras áreas como: el análisis electromagnético, flujo de fluidos, fenómenos de vibración, térmicos y modales.

El FEM se basa en la idea de que cada sistema físico se compone de diferentes partes y, por lo tanto, su solución también puede representarse en partes. Además, la solución sobre cada parte se representa como una combinación lineal de parámetros indeterminados y funciones conocidas de posición y tiempo, como en los métodos variacionales tradicionales (por ejemplo, los métodos Ritz y Galerkin [66]). Las partes pueden diferir entre sí en forma, propiedades del material y comportamiento físico [66].

El método FEM tradicional posee tres características básicas [68]. Primero, el dominio del sistema se representa como una colección de subdominios geoméricamente simples, llamados elementos finitos. En segundo lugar sobre cada elemento finito, la variable desconocida se aproxima mediante una combinación lineal de polinomios algebraicos y parámetros indeterminados. Las relaciones algebraicas entre los parámetros se obtienen satisfaciendo la ecuación gobernante en un elemento. Los parámetros indeterminados representan los valores de las variables desconocidas en un número finito de puntos preseleccionados, los cuales se denominan nodos. Tercero, las relaciones algebraicas de todos los elementos se juntan (o "ensamblan") usando consideraciones de continuidad y equilibrio.

El uso del FEM en estimaciones de los procesos de fabricación y desarrollo de componentes está aumentando como parte de las nuevas aplicaciones de la mecánica



computacional [69]. La razón más importante para este desarrollo es la necesidad industrial de mejorar la productividad, calidad de los productos y tener una mejor comprensión de la influencia de los diferentes parámetros del proceso. Los fenómenos simulados juegan un papel importante en varias etapas de la producción, particularmente en componentes fabricados de materiales metálicos, tales como soldadura, tratamiento térmico, fundición, entre otros.

La importancia de la aplicación del FEM radica en determinar la evolución de los esfuerzos y deformaciones para predecir, por ejemplo, la susceptibilidad al agrietamiento y así evitar fallas durante la fabricación o incluso el servicio. Además, el FEM se puede utilizar para optimizar diferentes aspectos de los procesos de fabricación [69].

#### *1.3.1.1.1 Análisis no-lineal*

El FEM puede obtener soluciones lineales con considerable facilidad y menor costo computacional en comparación con las soluciones no lineales [66]. El tipo de análisis, lineal o no lineal, depende del objetivo del análisis y de los errores en la respuesta del sistema que puedan admitirse. El análisis no lineal es una necesidad, por ejemplo, en el diseño de componentes de alto rendimiento en ciertas industrias (aeroespacial, militar, y nuclear), evaluar la funcionalidad (resistencia y rigidez de los elementos estructurales) de los sistemas existentes que presentan algunos tipo de daño o falla, establecer causas de falla del sistema, simular el comportamiento real de un material y resolver el problema termomecánico de soldadura. Deben tenerse en cuenta las siguientes características del análisis no lineal:

- El principio de superposición no se cumple.
- El análisis se puede llevar a cabo para un caso de carga a la vez.
- El historial (o secuencia) de carga influye en la respuesta.
- El estado inicial del sistema (por ejemplo, esfuerzos residuales) puede ser importante.

Hay dos fuentes comunes de no linealidad: geometría y material. La no linealidad geométrica surge de la forma del dominio de cálculo y la no linealidad del material se debe



al comportamiento constitutivo no lineal del sistema. Un tercer tipo de no linealidad puede surgir debido al cambio de las condiciones iniciales o de frontera [66].

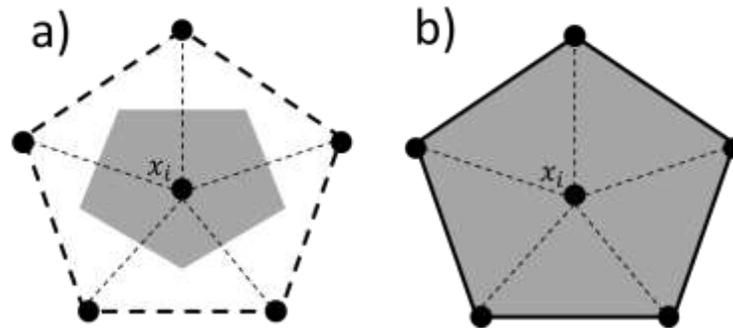
### *1.3.1.2 Método de volúmenes finitos*

El método de volumen finito (FVM por sus siglas en inglés) es una formulación de diferencias finitas especial, en la que el algoritmo numérico consta de los siguientes pasos [70]:

- 1.- Integración de las ecuaciones gobernantes del flujo de fluidos sobre todos los volúmenes de control (finitos) del dominio.
- 2.- Conversión de las ecuaciones integrales resultantes en un sistema de ecuaciones algebraicas (discretización).
- 3.- Solución de las ecuaciones algebraicas mediante un método iterativo.

El FVM parte del planteamiento de ecuaciones de balance sobre los volúmenes de control locales. Cuando las ecuaciones de conservación se integran en el volumen de control, ciertos términos producen integrales sobre las fronteras de dicho volumen. Los “flujos” entre volúmenes de control vecinos están acoplados, y este acoplamiento se incluye en la discretización. Entonces, las leyes de conservación que se satisfacen por el problema continuo se mantienen para el problema discreto. Este es un aspecto importante del FVM que lo hace aplicable al tratamiento numérico de problemas de fluido-dinámica [70].

La idea fundamental del FVM puede ser implementada de varias formas en la construcción de volúmenes de control, en la ubicación de los grados de libertad y la discretización de los flujos a través de las fronteras de los volúmenes. Básicamente hay dos clases de FVM [67], el primero es conocido como el método centrado en el volumen, en el cual cada volumen de control circundante de los puntos de malla no posee vértices en su frontera de contacto. El segundo enfoque llamado método centrado en el vértice, utiliza los vértices como volúmenes de control (**Figura 1.2**).



**Figura 1.2.** Representación gráfica de los dos enfoques de FVM. a) método centrado en el volumen, b) método centrado en los vértices.

La relación entre el algoritmo numérico y el principio de conservación física subyacente constituye una de las principales ventajas del FVM y hace que sus conceptos sean más simples que los del FEM y los métodos espectrales. La conservación de una variable de flujo general  $\varphi$  dentro de un volumen de control finito se puede expresar como un equilibrio entre los diversos procesos que tienden a generar variaciones como se expresa en la siguiente relación:

$$\text{tasa de entrada de } \varphi = \frac{\text{incremento de } \varphi}{(\text{convección})} + \frac{\text{incremento de } \varphi}{(\text{difusión})} + \text{generación } \varphi \quad (5)$$

Los procedimientos de solución más utilizados son el algoritmo de resolución de matriz tridiagonal (TDMA por sus siglas en inglés) línea por línea de las ecuaciones algebraicas y el algoritmo de operaciones vinculadas semi-implícito (SIMPLE por sus siglas en inglés) para garantizar el acoplamiento presión-velocidad.

## 1.4 Modelación computacional de soldadura

### 1.4.1 Campo térmico de soldadura

La estimación de la distribución de temperaturas en un proceso de soldadura es fundamental para la realización de cualquier análisis relacionado con la predicción de esfuerzos residuales y distorsión del material base; o bien, en la predicción de la microestructura que se producirá por el efecto de la soldadura en el material [63].



El historial térmico de soldadura es afectado por los fenómenos de transferencia de calor (conducción, convección y radiación), masa y el flujo de la FZ. Lo anterior, ha definido tres enfoques de estudio principales en los cuales se ha centrado el estudio del campo térmico de soldadura:

1. Análisis de fenómenos de transporte (transferencia de masa, energía y momentum).
2. Análisis de conducción de calor.
3. Estudio de la interacción arco eléctrico-pileta de soldadura.

#### ***1.4.1.1 Distribución de temperaturas y esquemas numéricos de solución***

Para determinar la distribución de temperaturas en el proceso de soldadura y establecer una relación directa con el campo mecánico. El FEM semi-discretiza la ecuación de conducción de calor, lo cual proporciona la siguiente relación [69]:

$$M\dot{H} = F_{ext} - F_{int} \quad (6)$$

donde  $M$  es la matriz de masa,  $\dot{H}$  representa la aceleración,  $F_{int}$  es el vector del flujo interno y  $F_{ext}$  es el vector de la carga térmica. Este último puede incluir el calor disipado plásticamente y el efecto de deformaciones elásticas para un análisis fuertemente acoplado [69].

Este conjunto se puede resolver en términos de entalpía o temperaturas ya que se tiene la entalpía por unidad de masa.

$$H(T) = \int_{T_{ref}}^T C_p(T) dT + calor\ latente \quad (7)$$

donde  $C_p$  es el calor específico a presión constante. La diferencia entre  $C_p$  y  $C_v$  es insignificante para los sólidos. La relación entre la entalpía y la temperatura conduce a una formulación basada en esta última:

$$C\dot{T} = F_{ext} - F_{int} \quad (8)$$



donde  $C$  es la matriz de capacidad de calor. La discretización espacial que conduce a la ecuación (8) se basa en la interpolación de elementos finitos del campo térmico mediante:

$$T(x, y) = N(x)T(t) \quad (9)$$

donde  $x$  representa a las coordenadas actuales,  $N(x)$  es la matriz de las funciones de interpolación y  $T(t)$  es el vector de temperaturas del elemento. La geometría y las variables mecánicas se establecen durante el primer paso de iteración. Por lo tanto, las coordenadas actuales,  $x$ , son las coordenadas al comienzo de un paso de tiempo. El gradiente del campo de temperatura es:

$$g = \nabla T = \nabla N(x)T(t) = B(x)T(t) \quad (10)$$

donde la matriz  $B$  tiene las primeras derivadas de las funciones de interpolación. La ecuación de Fourier para el flujo de calor interno es:

$$q_{int} = -\lambda g \quad (11)$$

donde  $\lambda$  es una matriz de conductividad térmica. Las matrices de elementos  $N$ ,  $B$  y  $\lambda$ , la densidad y el calor específico se utilizan para calcular las contribuciones de los elementos a la ecuación (8) obteniendo:

$$c = \int \rho c(T) N^T N dv \rightarrow C_T \quad (12)$$

donde  $v$  es el volumen actual del elemento y  $C_T$  es la matriz de conductividad del elemento dependiente de la temperatura. El vector de carga  $F_{ext}$  puede tener contribuciones de elementos debido al calentamiento volumétrico así como al flujo de calor nodal o superficial.

Las condiciones de frontera dependientes de la temperatura, como la convección y radiación, también afectan a la matriz de conductividad. La discretización temporal a menudo se basa en el método del punto medio. Su objetivo es cumplir el equilibrio energético en el momento donde  $n$  es el número de pasos de incremento de tiempo,  $n_i$  es el tiempo al inicio del paso,  $\Delta t$  es la duración del paso de tiempo actual y el parámetro  $\theta \in [0,1]$  determina dónde se satisface el equilibrio energético. El método es estable



incondicional para  $\theta \geq 0.5$ . El uso de  $\theta = 0.5$  da un paso de tiempo preciso de segundo orden, pero la solución puede mostrar oscilaciones.

Las no linealidades de la ecuación (8) requieren un enfoque iterativo para resolver la temperatura en cada paso de tiempo [71-72]. Se usa un predictor para la primera iteración y luego se necesita una fase correctiva iterativa. El predictor puede ser tan simple como suponer que no hay cambios en la temperatura durante el paso del tiempo. La fase correctora tiene como objetivo satisfacer la ecuación (8) en el momento  $^{n+\theta}t$ . Reescribiendo la ecuación para este propósito se obtiene:

$$^{n+\theta}_{i+1}R = [^{n+\theta}_{i+1}F_{ext} - ^{n+\theta}_{i+1}F_{int} - ^{n+\theta}_{i+1}C_{i+1}^{n+\theta}\dot{T}] \Delta t \quad (13)$$

donde R es el residual, el cual debe tender a cero y el subíndice izquierdo es un contador de las iteraciones. La temperatura del punto medio es:

$$^{n+\theta}_{i+1}\dot{T} = \frac{^{i+1}\Delta T}{\Delta t} = ^{n+\theta}_i\dot{T} + \frac{\partial_i^{n+\theta}R}{\partial T} \delta T = 0 \quad (14)$$

El enfoque iterativo Newton-Raphson se basa en una expansión de la serie de Taylor donde se desea encontrar la corrección iterativa que puede dar  $^{n+\theta}_{i+1}R = 0$  en la siguiente iteración:

$$^{n+\theta}_{i+1}R = ^{n+\theta}_iR = ^{n+\theta}_iR + \frac{\partial_i^{n+\theta}R}{\partial T} \delta T = 0 \quad (15)$$

Esto se puede escribir como:

$$\frac{\partial_i^{n+\theta}R}{\partial T} \delta T = -^{n+\theta}_iR \quad (16)$$

o introduciendo la matriz tangente:

$$^{n+\theta}_iK_t \delta T = -^{n+\theta}_iR \quad (17)$$

La matriz tangente es necesaria para obtener la convergencia de segundo orden del método Newton-Raphson, en este proceso iterativo dicha matriz es:



$${}^{n+\theta}K_t = \frac{\partial {}^{n+\theta}R}{\partial T} = \left[ \frac{\partial ({}^{n+\theta}C {}^{n+\theta}\dot{T})}{\partial T} + \frac{\partial {}^{n+\theta}F_{int}}{\partial T} - \frac{\partial {}^{n+\theta}F_{ext}}{\partial T} \right] \Delta t \quad (18)$$

Y por lo general, se aproxima a:

$${}^{n+\theta}K_t \approx \left[ {}^{n+\theta}C \frac{1}{\Delta t} + {}^{n+\theta}K\theta \right] \Delta t = {}^{n+\theta}C + \theta \Delta t {}^{n+\theta}K \quad (19)$$

No obstante, el enfoque Newton-Raphson modificado puede ser computacionalmente más eficiente [69]. Entonces la matriz tangente no se actualiza en cada iteración. Por lo general, se actualiza durante las primeras 2 iteraciones y, posteriormente, solo si se produce una divergencia.

La formulación de temperatura, ecuación (8), es la formulación más utilizada para calcular el campo térmico de soldadura. Sin embargo, la formulación de entalpía, ecuación (6), presenta menos problemas numéricos cuando se dispone del calor latente del material [73-74].

#### 1.4.1.2 Modelos de fuentes de calor

El problema térmico de soldadura visto desde el campo de la modelación computacional es un fenómeno que contempla un calentamiento localizado por una fuente volumétrica, la cual se desplaza por el material base generando gradientes transitorios de temperatura. El problema consiste en plantear un modelo matemático de la fuente que proporcione el calentamiento necesario para fundir el metal base y el material de aporte, de modo que la temperatura en la pileta de soldadura se mantenga por encima del punto de fusión y además presente un desplazamiento.

La definición de un modelo de fuente de calor apropiado es fundamental en el análisis térmico de soldadura, considerando que esta fuente proporciona el calentamiento no uniforme que da lugar al esfuerzo térmico y las deformaciones plásticas que producen esfuerzos residuales y distorsión. También, este calor de aporte desencadena las transformaciones microestructurales en la FZ y HAZ.



Goldak *et al.* [75] propusieron la división de los modelos de fuente de calor en cinco generaciones. La primera generación utilizó formas geométricas simples: puntos, líneas y discos para describir la fuente de calor. En estos modelos una cantidad específica de calor constante y uniformemente distribuida es asignada a la geometría simple, proporcionando buenos resultados en la predicción de temperaturas alejadas de la FZ. Sin embargo, debido a que estos modelos suponen condiciones constantes de operación no pueden describir el inicio y el fin del proceso de soldadura.

La segunda generación abarca los modelos de calor con funciones que representan la densidad de energía dentro de la geometría de la fuente. En esta generación se introdujeron formas geométricas más complejas tales como elipsoides y formas cónicas para representar el arco. En el caso del modelo elipsoidal, el calor se concentra en la parte media y decrece en las fronteras de la geometría. La forma de la piletta de soldadura y la distribución de temperaturas se aproximan a los valores reales del proceso de soldadura, lo cual permitió un cálculo más preciso de la distribución de temperaturas en los alrededores de la FZ.

La tercera generación se distingue por el hecho de aproximar la forma de la piletta de soldadura mediante cálculos teóricos y no a través de datos experimentales como en la segunda generación. En estos modelos se resuelve el problema de Stefan para determinar la forma de la interfaz líquido-sólido [76]. Estos modelos consideran el esfuerzo hidrostático en la piletta de soldadura, la presión del arco en la superficie, las fuerzas de tensión superficial y el flujo de masa. Por lo tanto, son más complejos desde el punto de vista computacional pero, proporcionan resultados más realistas.

La cuarta generación extiende la descripción de modelos de tercera generación mediante las ecuaciones que describen la dinámica del flujo del metal fundido dentro de la piletta de soldadura. Estos modelos resuelven las ecuaciones de Navier- Stokes [77] para simular la dinámica de flujo y toman en cuenta las fuerzas de flotabilidad térmica y de Lorentz [77] en la piletta de soldadura. Además, se consideran el efecto Marangoni [77], la presión del arco y los esfuerzos cortantes en la superficie de la piletta de soldadura.

Finalmente, la quinta generación combina el modelo del arco eléctrico y el modelo de fuente de calor introduciendo ecuaciones magneto-hidrodinámicas [77]. Obteniendo así,

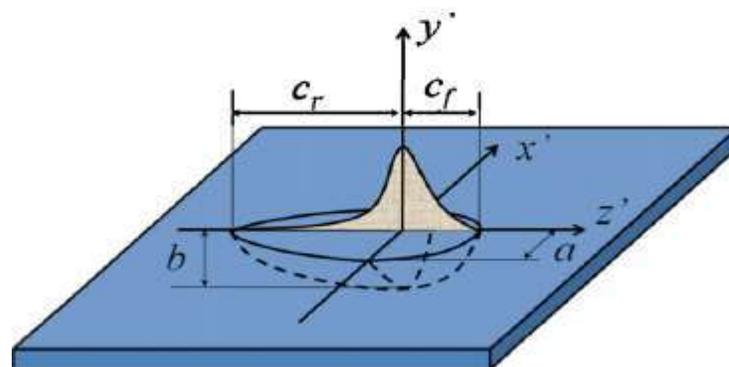


una representación precisa tanto de la forma de la piletta de soldadura como de la distribución de la densidad de energía del arco. Su desventaja es la complejidad matemática del modelo y el alto costo computacional (tiempo de cálculo).

Tres modelos clásicos ampliamente aplicados en la modelación de campo térmico de soldadura son [78]:

1. Modelo de doble elipsoide.
2. Modelo de fuente Gaussiana.
3. Modelo de Rosenthal.

El modelo propuesto por Goldak *et al.* [79] consiste en una fuente volumétrica conocida como doble elipsoide. En este modelo la distribución de flujo térmico es de tipo gaussiana a lo largo del eje longitudinal (**Figura 1.3**). La mitad delantera de la fuente es el cuadrante de una fuente elipsoidal mientras que, la mitad posterior es el cuadrante de otro elipsoide. Cuatro parámetros definen cada elipsoide, los cuales corresponden a las dimensiones de la zona de fusión. El conocimiento de la sección transversal de la zona fundida se logra a través de experimentación, y así se determinan los parámetros de la fuente de calor.



**Figura 1.3.** Distribución gaussiana del calor en la fuente de doble elipsoide de Goldak [79].

Este modelo incorpora un marco de referencia no inercial para la fuente de calor, el cual se relaciona con el marco inercial de la pieza de trabajo. Convenientemente se introduce una coordenada  $\xi$  en el marco no inercial que está dada por la siguiente ecuación:



$$\xi = z - v(t - \tau) \quad (20)$$

Donde  $v$  es la velocidad de soldadura y  $\tau$  es el lapso de tiempo necesario para definir la posición de la fuente de calor en el tiempo  $t = 0$ . Las fracciones de ponderación están asociadas a los elipsoides delantero y posterior, y se denotan por  $f_f$  y  $f_r$  respectivamente. Estas fracciones deben satisfacer la relación  $f_f + f_r = 2$ . La distribución de la densidad de energía en el interior del cuadrante frontal está dada por:

$$Q_{in}(x, y, \xi) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3\frac{x^2}{a^2} - 3\frac{y^2}{b^2} - 3\frac{\xi^2}{c_f^2}\right) \quad (21)$$

Y en el cuadrante posterior viene dado por:

$$Q_{in}(x, y, \xi) = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{abc_r \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3\frac{x^2}{a^2} - 3\frac{y^2}{b^2} - 3\frac{\xi^2}{c_r^2}\right) \quad (22)$$

Donde  $Q$  denota al calor de aporte dentro del elipsoide;  $a$ ,  $b$  y  $c$  indican los semiejes del elipsoide paralelos a los ejes  $x$ ,  $y$ ,  $\xi$ . El calor de aporte de la fuente ( $Q$ ), para un arco eléctrico esta dado por:

$$Q = \eta VI \quad (23)$$

Donde  $\eta$  es la eficiencia del arco eléctrico y  $V$  e  $I$  corresponden al voltaje e intensidad de corriente, respectivamente. Una fuente de calor de tipo gaussiana fue propuesta Chang *et al.* [80] para dar solución al problema térmico de soldadura. De acuerdo con la naturaleza de la soldadura de arco, la entrada de calor a la pieza de trabajo se puede dividir en dos porciones. Una de ellas es el calor del arco de soldadura, y la otra es el calor de las gotas de masa fundida del material de aporte. El calor del arco de soldadura se modela mediante una fuente de calor superficial con una distribución gaussiana. Por su parte, el calor de las gotas de fusión es simulado mediante una fuente volumétrica de densidad uniforme. En cualquier instante de tiempo  $t$ , la distribución del flujo térmico en la superficie de la pieza de trabajo dentro del radio  $r_0$  se define por la siguiente ecuación:

$$Q_{in}(t) = \frac{3Q}{\pi r_0^2} \exp\left[-\left(\frac{r(t)}{r_0}\right)^2\right] \quad (24)$$



El calor de las gotas del material fundido de aporte se considera como una fuente volumétrica con el flujo de calor distribuido en los elementos individuales en la zona de fusión.

$$DFLUX = \frac{Q}{V_p} \quad (25)$$

Donde  $V_p$  puede ser obtenida mediante el cálculo de la fracción de volumen de los elementos en la zona que se está soldando.

Rosenthal [81] propuso una solución de la distribución de temperaturas de una fuente de calor concentrada que se mueve a una velocidad constante ( $v$ ). La solución se aplica a un sistema de coordenadas  $x, w, z$ , con  $w = y-vt$ , que se mueve con la fuente de calor en la dirección  $y$ . Suponiendo largas distancias de soldadura y propiedades termofísicas constantes obtuvo la siguiente ecuación:

$$T - T_0 = \frac{Q}{2\pi\alpha_D e} e^{-\frac{v}{2k}w} K_0\left(\frac{v}{2k}\sqrt{w^2 + x^2}\right) \quad (26)$$

Donde  $x$  es la dirección perpendicular al plano del cordón de soldadura,  $T_0$  es la temperatura de referencia,  $Q$  es el calor de aporte,  $k$  es la conductividad térmica,  $e$  el espesor,  $\alpha_D$  la difusividad térmica,  $x$  la distancia a la línea de soldadura,  $t$  el tiempo y  $K_0$  la función de Bessel de segunda clase modificada y de orden cero.

No obstante, algunas investigaciones han desarrollado y propuesto modelos híbridos combinando la fuente elipsoidal con fuentes cónicas y cilíndricas, con el fin de describir con mayor exactitud la distribución del calor de la fuente de energía.

Wahab *et al.* [81] propusieron un modelo de fuente de calor híbrido basado en una fuente elipsoidal y una fuente esférica para el proceso de soldadura GMAW. En este modelo el calor total generado se dividió en dos porciones y se distribuyó siguiendo de manera aproximada el comportamiento físico del proceso de soldadura. Una parte del calor del proceso GMAW fue proporcionado por las gotas de metal fundido del material de aporte y la otra parte por la fuente que representa al arco.



La porción correspondiente al arco eléctrico es distribuida sobre un volumen elipsoidal en la superficie del modelo computacional 3D. La segunda porción se distribuyó debajo de la superficie del modelo 3D a una profundidad proporcional a la intensidad de corriente del arco mediante un volumen esférico.

Li *et al.* [83] simularon el flujo de fluido y la transferencia de calor, en el proceso de soldadura de arco de plasma (PAW por sus siglas en inglés), aplicando una fuente de calor volumétrica compuesta. El modelo de fuente de calor modificado incluyó el efecto de “*key holing*” del proceso PAW mediante una fuente de calor volumétrica de doble elipsoide en la parte superior y una fuente de calor volumétrica cónica en la parte inferior. El modelo propuesto de fuente de calor demostró ser capaz de describir tanto efecto de calentamiento como el efecto clave de la formación de vacíos (*key holing*) del arco de plasma sobre la pieza de trabajo.

#### ***1.4.2 Campo mecánico de soldadura***

Los modelos numéricos FEM del campo mecánico de soldadura normalmente toman como información de partida el historial térmico, y en función del modelo constitutivo que describe el comportamiento mecánico del material se obtienen los valores estimados de esfuerzo residual y deformación. La precisión del modelo mecánico depende de la complejidad del modelo constitutivo aplicado, ya que éste determina el nivel de acoplamiento entre las soluciones del campo térmico y mecánico [63]. El grado de las funciones forma para los elementos finitos empleados en el cálculo de los desplazamientos del campo mecánico, son usualmente de un grado mayor que las funciones utilizadas para la estimación de las temperaturas.

##### ***1.4.2.1 Esfuerzos residuales y deformación en soldadura***

Los esfuerzos remanentes que permanecen en un material después del procesamiento y en ausencia de fuerzas externas o gradientes térmicos son los esfuerzos residuales. Estos esfuerzos pueden ser macroscópicos o microscópicos, ambos pueden estar presentes en un componente en cualquier momento. Los esfuerzos residuales macroscópicos varían dentro del componente en un rango mucho mayor que el tamaño de grano. Por su parte, los



esfuerzos residuales microscópicos a menudo resultan de la presencia de diferentes fases o constituyentes en un material. Pueden cambiar su signo y/o magnitud en distancias comparables al tamaño de grano del material bajo análisis [84].

Los esfuerzos residuales se desarrollan durante la mayoría de los procesos de fabricación que involucran operaciones de deformación, tratamiento térmico, mecanizado o procesamiento, los cuales transforman la forma o cambian las propiedades de un material. No obstante, los esfuerzos residuales pueden estar presentes en la materia prima sin procesar o pueden surgir de la carga en servicio [85-86]. Los esfuerzos residuales pueden ser lo suficientemente grandes como para causar deformación local y deformación plástica, tanto a nivel microscópico como macroscópico, y pueden afectar el rendimiento de los componentes. Por esta razón, es vital que el estado de esfuerzos interno pueda deducirse a partir de mediciones o predicciones numéricas [84].

Tanto la magnitud como la distribución del esfuerzo residual pueden ser críticas para el rendimiento y deben considerarse en el diseño de un componente. En cualquier cuerpo libre, se debe mantener el equilibrio de esfuerzos, lo que significa que la presencia de un esfuerzo residual de tensión en el componente se equilibrará con un esfuerzo de compresión en cualquier parte del cuerpo. Los esfuerzos residuales de tensión en la superficie de un componente son generalmente indeseables, ya que a menudo son la causa principal de fallas por fatiga, agrietamiento en caliente y agrietamiento por corrosión [84]. Los esfuerzos residuales de compresión en las capas superficiales suelen ser benéficos, ya que aumentan la resistencia a la fatiga y la resistencia al agrietamiento por corrosión bajo tensión, así como el aumento de la resistencia a la flexión de cerámicos y vidrios. En general, los esfuerzos residuales son beneficiosos cuando operan en el plano de la carga aplicada y son opuestos en sentido (actúan como fuerzas de reacción). Los orígenes de los esfuerzos residuales en un componente se pueden clasificar como: i) mecánicos, ii) térmicos y iii) químicos [84].

Los esfuerzos residuales generados mecánicamente son el resultado de procesos de fabricación que generan deformación plástica no uniforme. Pueden desarrollarse de forma



natural durante el procesamiento; o bien, pueden introducirse deliberadamente para desarrollar un perfil de esfuerzo particular en un componente [87].

En un nivel macroscópico, los esfuerzos residuales generados térmicamente son consecuencia de operaciones de calentamiento o enfriamiento no uniformes. Esto puede conducir a gradientes térmicos severos y al desarrollo de elevados esfuerzos internos.

Durante el ciclo térmico del proceso de soldadura, los esfuerzos de compresión se generan en regiones alejadas del arco eléctrico debido a la expansión del material próximo a la FZ, la cual está restringida por el material cercano que se encuentra a baja temperatura. Debido a la temperatura elevada de estas regiones y al esfuerzo de fluencia bajo del material, los esfuerzos en estas áreas son tan altos como el esfuerzo de fluencia del metal base. La magnitud de los esfuerzos de compresión pasa por un valor máximo con el incremento en la distancia del cordón de soldadura o con el decremento de la temperatura. Los esfuerzos residuales se producen también cuando se presenta una distribución no uniforme de las deformaciones elásticas, tales como las deformaciones plásticas que aparecen durante el proceso de soldadura.

Las deformaciones se componen de deformación elástica e inelástica dadas en las ecuaciones (27), (28) y (29) [88].

$$\varepsilon_x = \varepsilon'_x + \varepsilon''_x \quad (27)$$

$$\varepsilon_y = \varepsilon'_y + \varepsilon''_y \quad (28)$$

$$\gamma_x = \gamma'_{xy} + \gamma''_{xy} \quad (29)$$

Donde  $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \gamma_{xy}$  son las componentes de la deformación total, y  $\varepsilon'_x, \varepsilon'_y, \gamma'_{xy}$  son las componentes de la deformación elástica. Las componentes de la deformación inelástica están representadas por  $\varepsilon''_x, \varepsilon''_y, \gamma''_{xy}$ , las cuales pueden ser deformaciones plásticas, térmicas, etc. La ley de Hooke establece una relación lineal entre los esfuerzos y las deformaciones elásticas:

$$\varepsilon'_x = \frac{1}{E} (\sigma_x - \nu \sigma_y) \quad (30)$$



$$\varepsilon'_y = \frac{1}{E} (\sigma_y - \nu \sigma_x) \quad (31)$$

$$\gamma'_{xy} = \frac{1}{G} \tau_{xy} \quad (32)$$

Los esfuerzos deben satisfacer las condiciones de equilibrio.

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} = 0 \quad (33)$$

$$\frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} = 0 \quad (34)$$

La deformación total por su parte debe satisfacer la condición de compatibilidad [88].

$$\left[ \frac{\partial^2 \varepsilon'_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon'_y}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \gamma'_{xy}}{\partial x \partial y} \right] + \left[ \frac{\partial^2 \varepsilon''_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon''_y}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \gamma''_{xy}}{\partial x \partial y} \right] = 0 \quad (35)$$

Las ecuaciones (32)-(34) indican que los esfuerzos residuales aparecen cuando el valor  $R_C \neq 0$ , el cual se determina a partir de la deformación inelástica [88]:

$$R_C = - \left[ \frac{\partial^2 \varepsilon''_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon''_y}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \gamma''_{xy}}{\partial x \partial y} \right] \quad (36)$$

El valor  $R_C$  se conoce como incompatibilidad y puede ser considerado la causa de los esfuerzos residuales.

Algunas investigaciones previas [89-91] han planteado modelos matemáticos para el análisis de los esfuerzos residuales. Varias ecuaciones han sido propuestas para calcular las componentes de estos esfuerzos, así como las componentes de la deformación no elástica. Dichos estudios han llegado a las siguientes conclusiones:

- a) Los esfuerzos residuales en un material no pueden ser determinados midiendo el cambio en el esfuerzo que ocurre cuando una fuerza externa es aplicada al material [90].
- b) Los esfuerzos residuales  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  y  $\tau_{xy}$  pueden ser calculados a partir de la ley de Hooke, ecuaciones (30-32), cuando las componentes de la deformación elástica han sido determinadas. Sin embargo, las componentes de la deformación inelástica,



las cuales causan los esfuerzos residuales, no pueden ser conocidas sin tener información del historial de formación de los esfuerzos residuales [91].

Durante la etapa de enfriamiento, tanto la solidificación dentro de la piletta de soldadura como las transformaciones de fase en estado sólido en la HAZ ocurren dependiendo de la temperatura máxima y la velocidad de enfriamiento. El proceso se vuelve aún más complicado en soldaduras de pasadas múltiples. Actualmente, un gran número de trabajos de investigación se han enfocado en abordar tanto la física fundamental del fenómeno de soldadura como métodos numéricos de solución [92].

En lo que se refiere a la modelación de esfuerzos residuales de soldadura, los procedimientos numéricos pueden simplificarse significativamente. Tomando en cuenta un perfil de distribución de temperaturas basado en la conducción. Los modelos numéricos pueden ignorar el fenómeno de flujo de la piletta de soldadura [92]. Además, el comportamiento de fusión del material de soldadura se puede tratar utilizando un modelo de termoplásticidad.

#### ***1.4.2.2 Modelos de plasticidad***

##### ***1.4.2.2.1 Tasa de plasticidad independiente***

La tasa de plasticidad independiente está caracterizada por la deformación irreversible que ocurre una vez que el material alcanza un cierto nivel de esfuerzo. La deformación plástica se desarrolla de forma instantánea, esto es, independiente del tiempo. El comportamiento del material con tasa de plasticidad independiente puede presentar:

- Endurecimiento bilineal isotrópico.
- Endurecimiento multilineal isotrópico.
- Endurecimiento multilineal cinemático.
- Endurecimiento bilineal cinemático.
- Anisotropía.



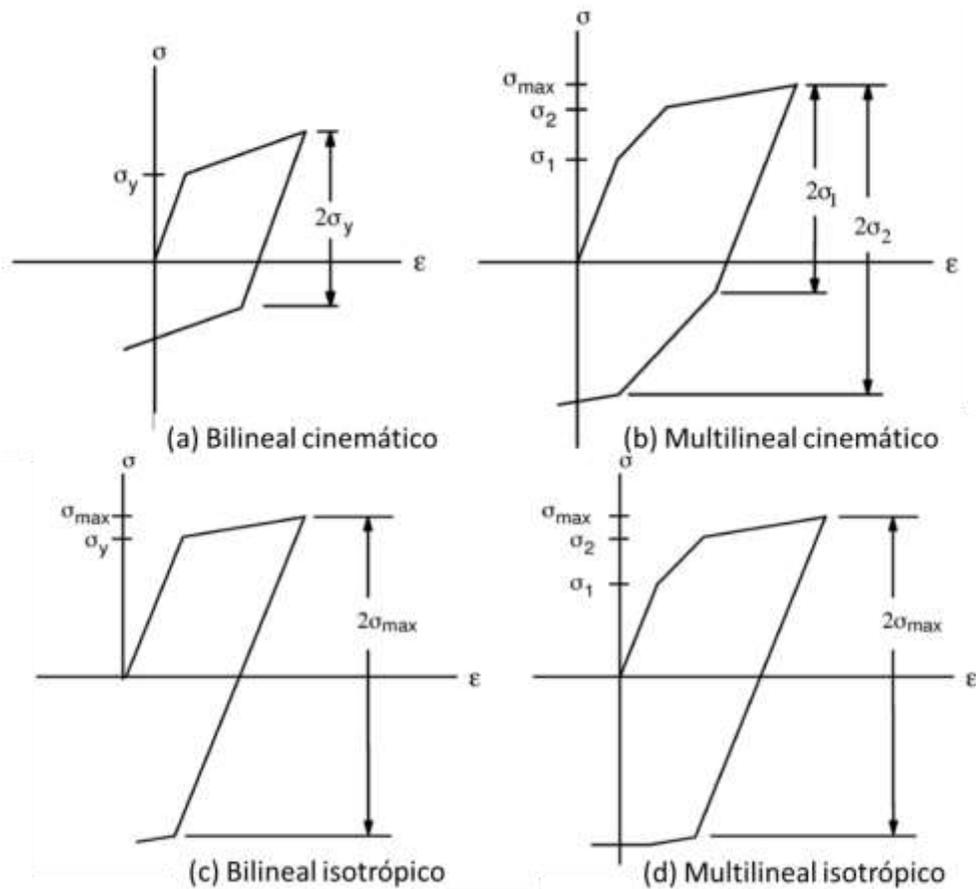
La **Figura 1.4** muestra los cuatro comportamientos esfuerzo-deformación de los modelos plásticos de tasa de plasticidad independiente. La teoría de plasticidad propone relaciones matemáticas que caracterizan la respuesta elastoplástica del material. Hay tres puntos importantes en la teoría de tasa de plasticidad independiente y son el criterio de fluencia, la regla de flujo y la regla de endurecimiento.

#### ***1.4.2.2.1.1 Criterio de fluencia***

El criterio de fluencia determina el nivel de esfuerzo al que se produce la fluencia del material. Para esfuerzos de multi-componentes, este criterio está representado como función del esfuerzo equivalente ( $\sigma_e$ ) [93]:

$$\sigma_e = f\{\{\sigma\}\} \quad (37)$$

Donde  $\sigma$  representa al vector de esfuerzos. Cuando el esfuerzo equivalente ( $\sigma_e$ ) es igual al esfuerzo de fluencia ( $\sigma_Y$ ), la deformación plástica se produce de manera instantánea. Por otro lado, si el esfuerzo  $\sigma_e$  es menor que el esfuerzo de fluencia, el material tendrá un comportamiento elástico de acuerdo con las relaciones esfuerzo-deformación de la Ley de Hooke. Si el esfuerzo equivalente excede al esfuerzo de fluencia ( $\sigma_Y$ ).



**Figura 1.4.** Comportamiento esfuerzo-deformación de los modelos plásticos con tasa de plasticidad independiente [93].

#### 1.4.2.1.2 Regla de endurecimiento

La regla de endurecimiento describe el cambio de la superficie de fluencia con la fluencia progresiva del material. Existen dos reglas de endurecimiento: isotrópico y cinemático. En el endurecimiento isotrópico, la superficie de fluencia permanece centrada en sus ejes iniciales y se expande conforme la deformación plástica se desarrolla. Mientras que, el endurecimiento cinemático supone que la superficie de fluencia permanece constante en tamaño y que se traslada en el espacio de esfuerzos con la fluencia progresiva del material.



### 1.4.2.2.1.3 Regla de flujo

La regla de flujo determina la dirección de la deformación plástica y está dada por [93]:

$$d\varepsilon^{pl} = \psi \left( \frac{\partial Z}{\partial \sigma} \right) \quad (38)$$

En la cual  $\psi$  representa el multiplicador plástico que determina la cantidad de deformación plástica. Si  $Z$  es función del esfuerzo de fluencia del material, la regla de flujo se denomina asociativa y la deformación plástica ocurre en la dirección normal a la superficie de fluencia del material.

El incremento de la deformación total puede ser dividido en una parte elástica y una plástica. La magnitud del incremento de la deformación plástica está relacionada con el incremento total de la deformación, el estado de esfuerzos y la forma de la superficie de fluencia. Se puede calcular el multiplicador plástico a partir de la ecuación (39) [93].

$$\psi = \frac{\left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T [M][D]\{d\varepsilon\}}{-\frac{\partial F}{\partial K}\{\sigma\}^T [M]\left\{ \frac{\partial Z}{\partial \sigma} \right\} - C \left\{ \frac{\partial F}{\partial \alpha} \right\}^T [M]\left\{ \frac{\partial Z}{\partial \sigma} \right\} + \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\} [M][D]\left\{ \frac{\partial Z}{\partial \sigma} \right\}} \quad (39)$$

Donde  $M$  es la matriz de masa,  $D$  es la matriz de desplazamiento-deformación,  $\alpha$  representa la localización del centro de la superficie de fluencia,  $C$  son parámetros del material y  $F$  representa el vector de fuerzas internas y externas.

### 1.4.2.2.2 Tasa de plasticidad dependiente

La tasa de plasticidad dependiente o viscoplasticidad se caracteriza por una deformación transitoria e irreversible que ocurre en el material. Las deformaciones plásticas se desarrollan como una función de la velocidad de deformación. Para metales, se reconoce que en el modelo de tasa independiente la respuesta plástica sólo es una buena aproximación a baja temperatura. Sin embargo, en la realidad el flujo plástico debido a la dislocación de planos cristalográficos del material a bajas temperaturas no es realmente una tasa independiente de plasticidad.



El modelo de tasa de plasticidad dependiente propuesto por Brown *et al.* [94-95] y Anand [95] no posee una condición explícita de fluencia y tampoco utiliza un criterio de carga del material. En lugar de esto, el flujo plástico se supone que toma lugar a esfuerzos diferentes de cero. Adicionalmente, la tasa de deformación plástica equivalente, la cual se determina por medio de la condición de consistencia, requiere establecerse previamente a través de una función constitutiva apropiada.

En el modelo constitutivo de Anand [95] no existe una superficie de fluencia del material explícita, más bien la respuesta instantánea del material es dependiente de su estado de esfuerzos. Una variable escalar interna ( $s$ ), conocida como la resistencia de deformación, es utilizada para representar la resistencia isotrópica al flujo no elástico del material. Las ecuaciones constitutivas específicas son la ecuación de flujo [95].

$$d^P = A e^{\frac{-Z}{R\theta}} \left[ \sinh \left( \xi \frac{\sigma}{s} \right) \right]^{\frac{1}{m}} \quad (40)$$

Y la ecuación de evolución [95]:

$$\dot{s} = \left\{ P_0 (|B|)^a \frac{B}{|B|} \right\} d^P \quad (41)$$

En las ecuaciones anteriores,  $s$  es la resistencia de deformación, la cual es utilizada para representar la resistencia isotrópica al flujo no elástico del material.  $R$  es la incompatibilidad,  $Z$  es el potencial plástico,  $d$  el vector de desplazamientos,  $\theta$  el tiempo total y  $B$  es el vector de derivadas de las funciones de interpolación.

La ecuación (42) no sólo permite modelar el endurecimiento por deformación, sino que también permite modelar la deformación por reblandecimiento del material [95].

$$B = 1 - \frac{s}{s^*} \quad (42)$$

Donde la ecuación (43) permite calcular la saturación de la resistencia a la deformación [95].

$$s^* = \hat{s} \left[ \frac{d^P}{A} e^{\frac{Z}{RT}} \right]^n \quad (43)$$



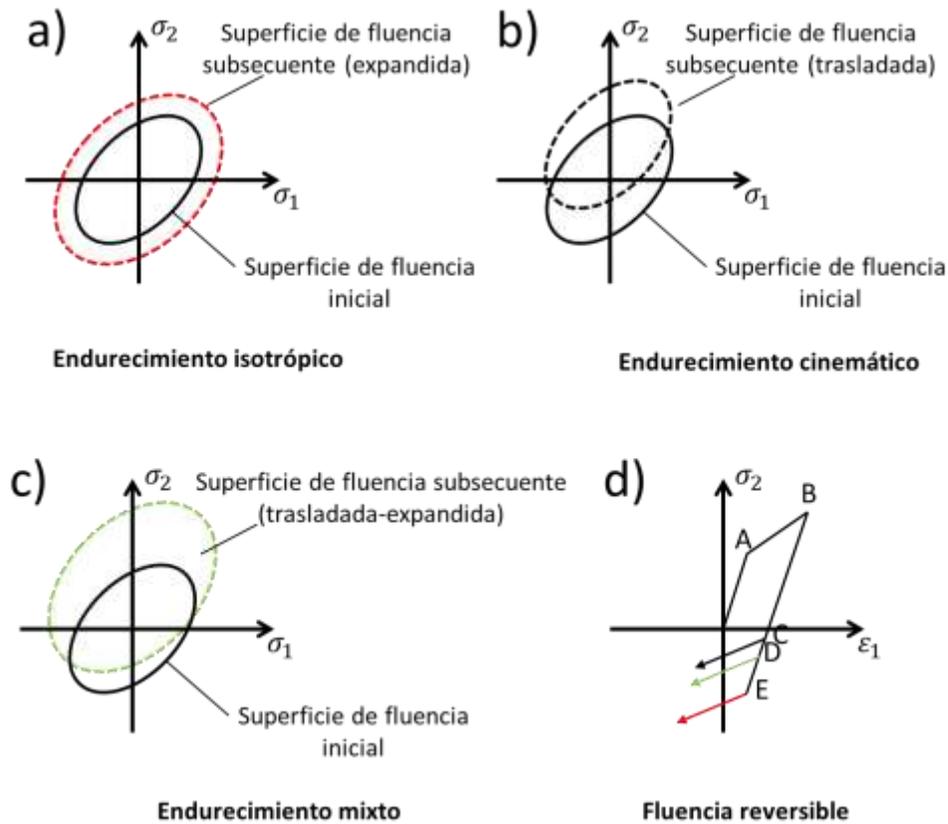
Donde  $d^P$  es la velocidad de deformación efectiva no elástica,  $s^*$  representa el valor de saturación de la resistencia a la deformación y  $T$  es la temperatura absoluta. La velocidad de deformación no elástica del material es dependiente de la temperatura y del esfuerzo, así como de la velocidad de carga. La determinación de los parámetros del material se realiza mediante el ajuste de una serie de curvas esfuerzo-deformación obtenidas experimentalmente a varias temperaturas y velocidades de esfuerzo.

#### 1.4.2.2.1 Endurecimiento isotrópico

El modelo de endurecimiento isotrópico se basa en la suposición de que la superficie de fluencia mantiene su forma, centro y orientación, pero puede expandirse o contraerse uniformemente alrededor de su centro en el espacio de tensión a medida que se produce la fluencia [96] (**Figura 1.5**). Se puede expresar matemáticamente de la siguiente manera:

$$f(\sigma) = \sigma_e(\varepsilon^{pl}, \theta) \quad (44)$$

Donde  $\sigma_e$  es el esfuerzo equivalente (uniaxial); y  $\varepsilon^{pl}$  es la deformación plástica equivalente. Tal endurecimiento corresponde a la obstaculización del movimiento de dislocaciones en todas las direcciones. El endurecimiento isotrópico se representa esquemáticamente en la **Figura 1.5a**, que ilustra la expansión uniforme de la superficie de fluencia, de modo que una inversión de la trayectoria de deformación crea la curva de deformación cíclica representada en la **Figura 5d**. Está claro que el modelo de endurecimiento isotrópico no considera el efecto Bauschinger, ya que supone que un punto de fluencia en tensión se transmite igualmente en compresión [96]. Por lo tanto, el formalismo del endurecimiento isotrópico tiende a sobreestimar el tamaño de la región elástica durante la aplicación de carga invertida. No obstante, la teoría de endurecimiento isotrópico se usa comúnmente para simulaciones de soldadura debido a la facilidad de calibración del modelo [97].



**Figura 1.5.** a) Modelo de endurecimiento isotrópico que muestra la expansión de la superficie de fluencia con la deformación plástica, b) Modelo de endurecimiento cinemático que muestra la traslación de la superficie de fluencia con la deformación plástica, c) Modelo de endurecimiento isotrópico-cinemático que muestra la expansión y traslación de la superficie de fluencia con la deformación plástica, d) curvas resultantes esfuerzo-deformación que muestran diferentes esfuerzos de fluencia de compresión estimados por los modelos: C cinemático, D mixto y E isotrópico.

#### 1.4.2.2.2 Endurecimiento cinemático

En el modelo de endurecimiento cinemático, la superficie de fluencia no cambia su forma, tamaño u orientación, sino más bien su centro a medida que la superficie de fluencia se convierte en un espacio de tracción [96] como se muestra en la **Figura 1.5b**. Cabe señalar que el tamaño, forma y orientación son constantes en la región elástica. Esta respuesta plástica es ventajosa cuando se describe el comportamiento dependiente de la



trayectoria de la deformación (efecto Bauschinger). Sin embargo, la falta de expansión por parte de la superficie de fluencia puede reducir la precisión en el cálculo de la deformación plástica. Como se muestra en la **Figura 1.5d**, el rendimiento de compresión después de la carga de tracción plástica se produce a una tensión absoluta más baja (punto C) con respecto al modelo de endurecimiento isotrópico (punto E). Por esta razón, el modelo de endurecimiento cinemático se usa comúnmente en los análisis de FE relacionados con la respuesta del material sometido a fatiga de baja amplitud.

#### 1.4.2.2.3 Endurecimiento mixto

El modelo de endurecimiento mixto combina componentes isotrópicos y cinemáticos, permitiendo que la superficie de fluencia presente expansión o compresión simultáneamente, como se muestra en la **Figura 1.5c**. El modelo isotrópico-cinemático permite la simulación del efecto Bauschinger y el endurecimiento cíclico, fenómenos importantes durante el proceso de soldadura [98]. Los componentes de endurecimiento utilizados en este modelo se definen de la siguiente manera:

a) El componente de endurecimiento isotrópico define la evolución del radio de la superficie de fluencia  $r_0$ , en función de la deformación plástica equivalente. Esto se define como:

$$\sigma^0 = \sigma_Y + Q_{inf} \left(1 - e^{-bi^{pl}}\right) \quad (45)$$

donde  $\sigma_Y$  es el límite de fluencia,  $Q_{inf}$  define el cambio máximo en el radio de la superficie de fluencia y  $b$  define la velocidad a la que cambia el tamaño de la superficie de fluencia a medida que se desarrolla la deformación plástica.

b) El componente de endurecimiento cinemático se define como una combinación de un término cinemático y un término de relajación. Se modela mediante la definición de la superficie de fluencia en el espacio de tracción. Al omitir cualquier dependencia de temperatura o variable de campo, la ley de endurecimiento cinemático se define como [99]:

$$\dot{\alpha} = \sum_i \left[ C_i \frac{1}{\sigma_0} (\sigma - \alpha)^{\hat{\epsilon}^{pl}} - \gamma_i \alpha \hat{\epsilon}^{pl} \right] \quad (46)$$



Donde  $C_i$  y  $\gamma_i$  son parámetros del material;  $\sigma$  y  $\alpha$  son el esfuerzo y el tensor de retroceso;  $\sigma_0$  es el esfuerzo equivalente que define el tamaño de la superficie de fluencia y  $\hat{\epsilon}$  es la tasa de deformación plástica equivalente.

### 1.4.2.3 Esquemas numéricos de solución del campo mecánico de soldadura

Para resolver numéricamente el campo mecánico de soldadura un análisis cuasiestático es suficiente, ya que los efectos de inercia son insignificantes. Es posible utilizar diferentes tipos de malla, variables cinemáticas y modelos constitutivos [100-101]. El enfoque más común se basa en la formulación actualizada de Lagrange que utiliza el esfuerzo de Cauchy y la tasa del tensor de deformación como medidas de esfuerzo y deformación. La relación esfuerzo-deformación puede basarse en un modelo hiperelástico o un modelo hipoelástico, éste último es el enfoque más común. Los modelos hipoelásticos no corresponden exactamente a un material elástico, pero el error desaparece en el caso de la plasticidad del material, ya que las deformaciones elásticas son pequeñas [102]. La semi-discretización de elementos finitos basada en el desplazamiento conduce a la siguiente relación:

$$M\ddot{U} \approx 0 = F_{ext} - F_{int} \quad (47)$$

Donde  $M$  es la matriz de masa,  $F_{int}$  representa el vector de fuerzas internas generadas por los esfuerzos y  $F_{ext}$  es el vector de cargas externas. La no linealidad de la ecuación (47) requiere un enfoque incremental e iterativo para resolver los desplazamientos en cada paso de tiempo [101]. La formulación estándar de elementos finitos utiliza solo la interpolación de campos de desplazamiento. Se interpolan sobre cada elemento como:

$${}^{n+1}_i u({}^{n+1}_i x, t) = N({}^{n+1}_i x) {}^{n+1}_i u(t) \quad (48)$$

Donde  $N({}^{n+1}_i x)$  es la matriz de las funciones de interpolación y  ${}^{n+1}_i u$  es el vector de desplazamientos del elemento. La coordenada  ${}^{n+1}_i x$  es la estimación al final del paso de tiempo  $n$  y, por lo tanto, se agrega un subíndice izquierdo como contador de iteración  $i$ . La tasa del tensor de deformación se calcula como:

$${}^{n+1}_i d = \frac{1}{2} (\nabla_i^{n+1} \dot{u}^T + \nabla_i^{n+1} \dot{u}) = {}^{n+1}_i B {}^{n+1}_i \dot{u} \quad (49)$$



Donde  ${}^{n+1}_i B$  relaciona la velocidad con el tensor de deformación. Integrando la ecuación (49) durante un paso de tiempo se obtiene el incremento de la deformación que da lugar a un incremento en los esfuerzos. Las fuerzas internas se obtienen de:

$${}^{n+1}_i f_{int} = \int_{n+1}_{i_{ve}} {}^{n+1}_i B^T {}^{n+1}_i \sigma dv \rightarrow {}^{n+1}_i F_{int} \quad (50)$$

Donde  ${}^{n+1}_i \sigma$  es el esfuerzo de Cauchy en forma vectorial. La integración se realiza sobre el volumen del elemento  ${}^{n+1}_i F_{ext}$  obteniendo las fuerzas de cuerpo, así como las condiciones de frontera. La carga generada por el esfuerzo térmico se ensambla con el vector de fuerza interna a través del modelo constitutivo. La actualización de coordenadas espaciales es:

$${}^{n+1}_i x = {}^n x + {}_i \Delta x = {}^n x + {}_i \Delta x \quad (51)$$

Donde el cambio en coordenadas es el desplazamiento incremental. El procedimiento iterativo proporciona correcciones a este incremento como:

$${}_{i+1} \Delta x = {}_{i+1} \Delta x + {}_i \delta x \quad (52)$$

El equilibrio al final del paso de tiempo se obtiene cuando el residual  $R$  es cero.

$${}^{n+1}_i R = {}^{n+1}_i F_{ext} - {}^{n+1}_i F_{int} = 0 \quad (53)$$

El enfoque iterativo Newton-Raphson se basa en una expansión de Taylor de la ecuación (53) donde se desea encontrar la corrección iterativa que puede dar  ${}^{n+1}_{i+1} R \approx 0$  en la siguiente iteración.

$${}^{n+1}_{i+1} R \approx {}^{n+1}_i R + \frac{\partial {}^{n+1}_i R}{\partial x} \delta x = 0 \quad (54)$$

Los elementos y funciones de interpolación lineales son deseables en el análisis de problemas de plasticidad. Los elementos cuadrados en 2D y hexaédricos en 3D son recomendables para resolver problemas de plasticidad [103]. Adicionalmente, los elementos lineales requieren una integración reducida de la deformación volumétrica para evitar el bloqueo en caso de deformaciones plásticas mayores [104].



### ***1.4.3 Técnicas de medición de esfuerzos residuales***

Los esfuerzos residuales se pueden clasificar como [105]:

- Tipo I: esfuerzo residual macroscópico que se desarrolla en un componente de escala mayor que el tamaño de grano del material.
- Tipo II: esfuerzos residuales microscópicos que varían en la escala de un grano individual.
- Tipo III: esfuerzos residuales microscópicos que existen dentro de un grano, esencialmente como resultado de la presencia de dislocaciones y otros defectos cristalinos.

Durante los últimos años, se han desarrollado muchos métodos para medir esfuerzos residuales en diferentes tipos de componentes. Las técnicas para medir esfuerzos residuales tipo I pueden clasificarse ya sea como destructivas, semi-destructivas o no destructivas [105]. Las técnicas destructivas y semi destructivas, llamadas también métodos mecánicos, dependen de inferir el esfuerzo a partir de los desplazamientos que se producen por el “alivio” total o parcial del esfuerzo residual mediante la eliminación de material [105]. El seccionamiento, método de contorno, *hole drilling*, *ring core* y *deep hole* son las principales técnicas destructivas y semi-destructivas que se utilizan para medir esfuerzos residuales.

Los métodos no destructivos incluyen la difracción de rayos-X y de neutrones, métodos ultrasónicos y métodos magnéticos. Estas técnicas generalmente miden algunos parámetros que están relacionados con el esfuerzo, como la evaluación del daño relacionado con la fatiga en componentes estructurales [105].

#### ***1.4.3.1 Métodos mecánicos***

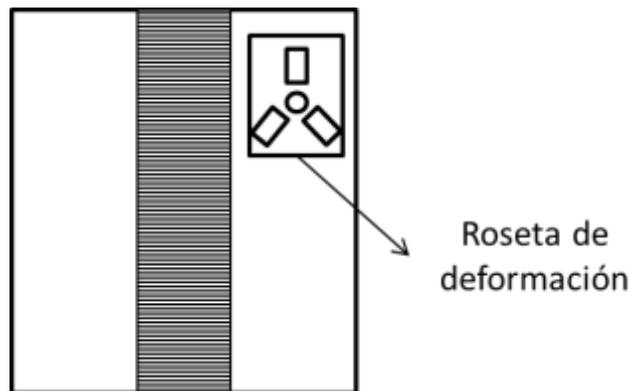
A estas técnicas se les conocen como métodos de relajación de esfuerzos ya que, analizan la deformación producida en un componente cuando se elimina material. Al medir la deformación causada por la relajación del esfuerzo, los valores de los esfuerzos residuales presentes se pueden determinar analizando el estado de equilibrio [106].



#### 1.4.3.1.1 Técnica *hole drilling*

Es uno de los métodos semi-destructivos más utilizados para la evaluación del esfuerzo residual. Este método proporciona mediciones de la distribución del esfuerzo residual a través del espesor en magnitud, dirección y sentido. Entre sus ventajas se encuentra una buena precisión y fiabilidad de sus resultados, procedimientos de prueba estandarizados e implementación práctica conveniente. El daño causado a la muestra se localiza en el pequeño orificio perforado, y es a menudo despreciable o fácil de reparar.

La técnica consiste en realizar un pequeño orificio de aproximadamente 1.8 mm de diámetro y hasta 2 mm de profundidad en el lugar donde se desea medir el esfuerzo residual. Debido a la perforación del orificio, el esfuerzo residual retenido se libera y la deformación correspondiente se mide en la superficie utilizando rosetas de deformación pegadas alrededor de éste [107], como se muestra en la **Figura 1.6**. A partir de las deformaciones medidas, los esfuerzos residuales se calculan utilizando las constantes de calibración apropiadas para el tipo particular de roseta empleada, así como el procedimiento de análisis más adecuado para el tipo de esfuerzos esperados [105].



**Figura 1.6.** Esquema de la aplicación de la técnica de *hole drilling* para medición de esfuerzos residuales [105].

Por su parte, el método *ring core* [108] es una variante "inversa" del método *hole drilling*. Mientras que, el método *hole drilling* consiste en perforar un orificio central y medir la deformación resultante en la superficie circundante, el método *ring core* implica medir la deformación en una zona central causada por el corte de una ranura anular en el



material circundante. Al igual que el método *hole drilling*, el método *ring core* tiene una implementación básica para evaluar los esfuerzos en el plano [108], y una implementación incremental para determinar el perfil de esfuerzos. El método *ring core* tiene la desventaja de que sobreestima los esfuerzos superficiales por lo que se usa con menos frecuencia. Además, crea un daño mayor a la muestra y es menos conveniente implementarlo en la práctica.

El método *hole drilling* es aplicable en general a todos los grupos de materiales. Los materiales deben ser isotrópicos y los parámetros elásticos deben conocerse. En segundo lugar, el taladrado del orificio no debe perjudicar los esfuerzos macroscópicos medidos. Para evitar la deformación local generada por la concentración de esfuerzos durante el taladrado del orificio, la magnitud máxima del esfuerzo residual medido no debe superar el 60-70% del límite elástico local. La resolución local del método depende del equipo utilizado. Literalmente, la resolución varía con el área de la perforación. La profundidad mínima analizable no debe exceder la mitad del diámetro de la perforación [109].

Existen tres posibles fuentes principales de error en las mediciones del esfuerzo residual con la técnica *hole drilling*: i) introducción de esfuerzos de mecanizado (se suman a los esfuerzos residuales a medir), ii) forma no cilíndrica y excentricidad del orificio y iii) la magnitud del esfuerzo inducido adicional depende del método de perforación y de los parámetros de trabajo. No obstante, el método *hole drilling* es hasta ahora el único método estandarizado para la medición de esfuerzos residuales [110].

#### ***1.4.3.1.2 Técnicas de difracción***

Los métodos de difracción se basan en la determinación de la deformación elástica que provoca cambios en el espacio interplanar  $d$ , a partir del valor de dicho espacio en la condición libre de esfuerzos  $d_0$ . Entonces, el esfuerzo se puede calcular mediante el uso de la ley de Bragg [105]. Los métodos de difracción más comunes utilizados en la medición de esfuerzos residuales se describen a continuación.



#### ***1.4.3.1.2.1 Método de difracción de rayos-X***

Las técnicas de difracción de rayos-X se basan en el hecho de que cuando un material está sometido a esfuerzos aplicados o residuales, las deformaciones elásticas resultantes hacen que los planos atómicos en la estructura cristalina cambien sus espaciamentos. La difracción de rayos-X puede medir directamente este espaciado atómico interplanar. A partir de esta cantidad, se puede obtener el esfuerzo total [112]. La medición de esfuerzos residuales por difracción de rayos-X es aplicable a materiales que son cristalinos, de tamaño de grano relativamente fino y que producen difracción para cualquier orientación de la superficie de la muestra.

Algunos problemas surgen cuando se usa la difracción para determinar los esfuerzos residuales, especialmente en uniones soldadas de mayor longitud debido a que el espacio de medición disponible en la mayoría de las líneas de haces o difractómetros de rayos-X es limitado. Esto significa que las muestras a menudo necesitan ser cortadas para poder ser medidas. La geometría debe ser tal que los rayos-X puedan incidir en el área de medición y seguir siendo difractados al detector sin chocar con ninguna obstrucción. Es difícil determinar con precisión la ubicación del pico o determinar el cambio máximo para estudiar el esfuerzo macroscópico debido a la deformación plástica severa de muchos materiales. Por esta razón, los métodos mecánicos son las únicas técnicas conocidas para el estudio de esfuerzos residuales en todo tipo de materiales [105].

En esta técnica, la velocidad de medición depende de una serie de factores como: el tipo de material que se está examinando, la fuente de rayos-X y el grado de precisión requerido. El volumen del indicador es una compensación entre la necesidad de resolución espacial dentro del campo de esfuerzos esperados y el tiempo disponible para la recopilación de datos. Una cuidadosa selección de la fuente de rayos-X y de la configuración de prueba puede agilizar la velocidad de medición.

#### ***1.4.3.1.2.2 Método de difracción de neutrones***

El método de difracción de neutrones es muy similar al método de difracción de rayos-X ya que depende de las deformaciones elásticas dentro de un material policristalino, las



cuales causan cambios en el espaciado de los planos reticulares en comparación con la condición libre de esfuerzos. La ventaja del método de difracción de neutrones en comparación con la técnica de rayos-X es su mayor profundidad de penetración. De hecho, la técnica de difracción de rayos-X tiene límites para medir esfuerzos residuales a través del espesor. Por otro lado, un neutrón puede penetrar unos pocos centímetros en el interior de un material, por lo que se puede aplicar para evaluar el esfuerzo residual interno de un material.

Dada su alta resolución espacial, el método de difracción de neutrones puede proporcionar mapas tridimensionales completos de los esfuerzos residuales en el material. En cada punto de medición, la deformación se mide en tres direcciones ortogonales: a lo largo del eje de la muestra (esfuerzo axial), transversalmente (esfuerzo transversal) y a través del espesor (esfuerzo normal). Sin embargo, en comparación con la técnica de difracción de rayos-X, el elevado costo de aplicación del método de difracción de neutrones dado el equipo especializado requerido impone limitaciones.

En 2001 después de una serie de estudios, la Organización Internacional para la Evaluación de las Tendencias de la Tecnología de Normalización elaboró un procedimiento para la medición del esfuerzo residual mediante la difracción de neutrones en materiales policristalinos [113]. Dicho procedimiento describe el método a seguir, los procedimientos de calibración, recomendaciones de los picos de difracción a utilizar para diferentes materiales, cómo tratar la anisotropía elástica/plástica y los métodos para deducir el parámetro de red libre de esfuerzos.

#### ***1.4.4 Campo microestructural de soldadura***

La evolución microestructural de soldadura es muy compleja debido al calentamiento local e instantáneo aplicado al material. El efecto térmico de soldadura produce cambios tanto en la microestructura como en las propiedades mecánicas del metal base adyacente a la FZ. Estos cambios microestructurales pueden provocar fragilidad local en la HAZ. Por ejemplo, el crecimiento del grano en la HAZ es distinto de la forma descrita en la teoría convencional, esto debido a la influencia del anclaje térmico y el anclaje por precipitados [114].



En materiales policristalinos, el tamaño de grano se controla por el tiempo del tratamiento térmico de recocido, lo cual tiene una gran influencia en las propiedades mecánicas del material tales como el límite elástico y la ductilidad. Los estudios del crecimiento del grano se han llevado a cabo durante mucho tiempo y las simulaciones por computadora han proporcionado una forma más conveniente de comprender este fenómeno [115].

Hasta ahora, la generación de modelos de crecimiento de grano en la HAZ de soldadura combinados con datos experimentales son los métodos más utilizados. Se han realizado muchos estudios de investigación sobre la predicción de la microestructura y las propiedades mecánicas de soldadura en la HAZ. También, se han propuesto ecuaciones para calcular la microestructura y la dureza de la HAZ para aceros microaleados en función de la dinámica de transformación de fase [116]. Por otro lado, es posible establecer un modelo matemático basado en el proceso metalúrgico e introducir la termodinámica molecular para calcular el crecimiento de grano y la evolución microestructural.

#### *1.4.4.1 Modelo Monte Carlo*

En el modelo Monte Carlo Potts (MC por sus siglas en inglés) [118], el espacio se discretiza en un conjunto de puntos sobre los que se asigna una microestructura continua de modo que cada punto queda dentro de un grano. Los límites de grano se definen implícitamente como los puntos entre granos vecinos.

Las relaciones topológicas, los puntos triples de equilibrio (2D) y los puntos cuádruples (3D) surgen del modelo como resultado de un proceso de minimización de la energía de interfaz. Cabe señalar que el modelo MC sufre los efectos de malla que pueden distorsionar la cinética de los límites de grano. Si esto no se corrige mediante la introducción de fluctuaciones térmicas, se pueden obtener resultados poco precisos [118]. Esto en el caso de que la movilidad de límite de grano y la energía sean anisotrópicos. Para el crecimiento de grano en 2D y 3D, la distribución del tamaño de grano es invariante con el tiempo de acuerdo con la teoría [119].



Debido a la facilidad con que este modelo se puede implementar en 3D se ha utilizado ampliamente para investigar la diferencia entre el crecimiento de grano 2D y 3D [120]. Para el crecimiento normal del grano, crecimiento del grano anisotrópico y el crecimiento anormal del grano, no hay evidencia de grandes diferencias entre los casos 2D y 3D. Sin embargo, en el caso del anclaje de Zener las diferencias son importantes como lo predijo Hillert [120]. El comportamiento de anclaje 3D de materiales reales no puede predecirse a partir de simulaciones 2D [118].

#### *1.4.4.1.1 Modelos MC para simulación de crecimiento de grano*

##### *1.4.4.1.1.1 Modelo de migración de borde de grano*

En la matriz de simulación, los límites de grano existen entre dos puntos de malla adyacentes con diferentes números de orientación. La reorientación de un punto de malla se puede tomar como la migración de un segmento de límite de grano. La velocidad de migración de los límites de grano ( $\zeta$ ) se puede expresar como [123]:

$$\zeta = \frac{AZ_v V_m^2}{N_a RT} \exp\left(\frac{\Delta S_a}{R}\right) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \left(\frac{2\gamma}{r}\right) \quad (55)$$

Donde A es la probabilidad de acomodo,  $Z_v$  es el número promedio de átomos por unidad de área en el límite de grano, que puede tomarse como el número promedio de átomos en planos cristalinos compactos. La frecuencia de vibración atómica está representada por  $V_m$ ,  $N_a$  el número de Avogadro, R la constante de gas, T la temperatura absoluta,  $\Delta S_a$  la entropía de activación, Q la energía de activación,  $\gamma$  la energía de límite de grano y r el radio de curvatura de límite de grano. Suponiendo que:

(1) El radio de curvatura del límite del grano r es igual al intercepto medio [123].

(2) La velocidad de migración de límites de grano está asociada con la tasa de crecimiento de la intersección de grano medio dada por:

$$v = \frac{dr}{dt} = \frac{dL}{dt} \quad (56)$$

Donde L es el intercepto promedio de grano.



(3) La entropía de activación de la migración de límite de grano ( $\Delta S_a$ ) es igual a la entropía de fusión del material.

(4) La energía del límite del grano ( $\gamma$ ) es independiente del tamaño y la orientación del grano.

(5) La frecuencia de vibración atómica ( $V_m$ ) está relacionada con la temperatura [123]:

$$V_m = \frac{k_b T}{h} = \frac{RT}{N_a h} \quad (57)$$

Donde  $h$  es la constante de Planck y  $k_b$  es la constante de Boltzmann. Entonces, la ecuación (57) puede reescribirse como:

$$LdL = \frac{2\gamma AZV_m^2}{N_a^2 h} \exp\left(\frac{\Delta S_f}{R}\right) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) dt \quad (58)$$

Integrando la ecuación (58) se obtiene:

$$L^2 - L_0^2 = \frac{4\gamma AZV_m^2}{N_a^2 h} \exp\left(\frac{\Delta S_f}{R}\right) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) t \quad (59)$$

Donde  $L_0$  es el tamaño de grano inicial en  $t = 0$ . La relación entre el tamaño de grano simulado y el número de iteraciones de simulación MC necesarias para generar un tamaño de grano específico se conoce como la cinética de crecimiento de grano simulado [123]. La cinética de crecimiento del grano simulado toma la siguiente forma mediante el análisis de regresión de los datos generados a partir de la simulación MC:

$$L = K_1 \lambda (MCS)^{n_1} \quad (60)$$

Donde  $L$  es la media del intercepto del grano simulado,  $K_1$  y  $n_1$  son constantes de modelo,  $\lambda$  es el espaciado de malla y  $MCS$  es el número de iteraciones de simulación MC. Al igualar el intercepto promedio de grano de las ecuaciones (59) y (60) se obtiene:

$$(MCS)^{2n_1} = \left(\frac{L_0}{K_1 \lambda}\right)^2 + \frac{4\gamma AZV_m^2}{N_a^2 h} \exp\left(\frac{\Delta S_f}{R}\right) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) t \quad (61)$$

Para aplicar la ecuación (61) a la simulación de crecimiento de grano durante procesos de calentamiento/enfriamiento continuo, el tiempo de crecimiento de grano ( $t$ ) debe



dividirse en una serie de pequeños intervalos  $t_i$  ( $i = 1, 2 \dots x$ ) y la ecuación (61) se puede reescribir como:

$$(MCS)^{2n_1} = \left(\frac{L_0}{K_1\lambda}\right)^2 + \frac{4\gamma AZV_m^2}{N_d^2 h K_1^2 \lambda^2} \exp\left(\frac{\Delta S_f}{R}\right) \sum \left[\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) t_i\right] \quad (62)$$

Donde la sumatoria va de  $i = 1$  a  $i = x$ , T es la temperatura en el intervalo de tiempo  $t$ . Las ecuaciones (61) y (62) son las relaciones utilizadas para la simulación de tiempo real y temperatura del modelo GBM.

#### 1.4.4.1.1.2 Modelo basado en datos experimentales

Con base en los datos de los experimentos de crecimiento de grano isotérmico, se puede obtener una relación entre el tamaño de grano (L), el tiempo de mantenimiento ( $t$ ) y la temperatura (T) mediante un análisis de regresión múltiple:

$$L^n - L_0^n = K \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) t \quad (63)$$

Sustituyendo la ecuación (60) en (63) se obtiene una relación entre el tiempo de simulación MC asociado con el crecimiento isotérmico del grano, el tiempo real y la temperatura:

$$(MCS)^{2n_1} = \left(\frac{L_0}{K_1\lambda}\right)^2 + \frac{K}{(K_1\lambda)^n} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) t \quad (64)$$

La ecuación (64) puede aplicarse directamente a procesos isotérmicos, pero debe integrarse durante todo el ciclo térmico para aplicaciones en procesos de calentamiento/enfriamiento continuo. Esto se puede llevar a cabo al sumar el crecimiento de grano en cortos intervalos de tiempo a diferentes temperaturas (ecuación 65).

$$(MCS)^{2n_1} = \left(\frac{L_0}{K_1\lambda}\right)^2 + \frac{K}{K_1\lambda} \sum \left[\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) t\right] \quad (65)$$

Donde T, es la temperatura en el intervalo de tiempo  $t$  y K es la constante pre-exponencial. Las ecuaciones (64) y (65) son la relación entre el número de iteraciones de simulación MC y la temperatura de tiempo real para el modelo EDB [123].



#### 1.4.4.2 Modelo autómatas celular

El modelo celular autómatas (CA por sus siglas en inglés) es ideal para simular la recristalización ya que es lo suficientemente flexible para incorporar la complejidad del fenómeno en un algoritmo robusto y estable [126]. Al igual que los modelos MC, la microestructura se discretiza en una malla y cada celda en dicha malla tiene un estado que puede describirse por una serie de variables. En el caso de la recristalización, el estado de cada celda se describe mediante una orientación cristalográfica y una variable escalar que describe la energía almacenada (en forma de dislocaciones y defectos puntuales). Los datos iniciales para cada celda pueden provenir directamente de experimentación [126] o simulaciones de deformación plástica [127-128].

Durante la simulación, el estado de cada celda viene determinado por el estado de sus vecinos más cercanos a través de una regla de transición. Los vecinos más cercanos se pueden definir de varias maneras, lo que depende de las dimensiones de malla. Las celdas cambian de estado dependiendo del resultado de la regla de transición y es vital que esta regla se elija cuidadosamente para reflejar la física del fenómeno que se desea simular [129]. En el caso de recristalización, la regla de conmutación es simple; cualquier celda no recristalizada cambiará a recristalizada si uno de sus vecinos lo hace. Las velocidades de migración de límites, y por lo tanto la cinética de la transformación, se escalan con el tamaño de celda y el paso de tiempo de simulación [129].

Una característica de los modelos CA tradicionales es que el estado de todas las celdas se actualiza simultáneamente. Esto puede ocasionar problemas al modelar el crecimiento de límites de grano impulsados por la curvatura. Para resolver esto se requiere utilizar un sistema de submallado [130], una malla aleatoria [131] o utilizar un algoritmo híbrido CA-MC [130]. Los modelos más sofisticados incorporan propiedades anisotrópicas que dependen de las desorientaciones del límite de grano, esto se hace escalando la probabilidad de transición con la movilidad máxima en el sistema [132].



#### *1.4.4.3 Modelo de fases*

Los modelos de campo de fase [131] tratan cada orientación de grano como un campo de parámetros de orden no conservado. La densidad de energía libre de un grano se formula como una expansión de Landau en términos de los parámetros de orden estructural. La energía de límite de grano se introduce como gradiente de los parámetros de orden estructural. La evolución temporal y espacial del parámetro de orden sigue las ecuaciones transitorias de Ginzberg-Landau [129], las cuales se pueden resolver numéricamente en una malla. Los límites de grano no se rastrean explícitamente, pero están definidos por el conjunto de niveles de los campos de parámetros de orden.

La construcción de la función de densidad de energía libre es parte crucial del modelo de campo de fases, la cual debe construirse para reflejar la física del fenómeno que se modela. En una simulación de crecimiento de grano normal, la energía libre funcional debe construirse de modo que haya un mínimo de energía para cada parámetro de orden en el sistema. Esto puede hacer que el modelo sea bastante demandante desde el punto de vista computacional. En este modelo, los parámetros de orden actúan como fases separadas, pero en realidad solo representan orientaciones de cristal diferentes.

Las transformaciones topológicas se producen como resultado de la minimización de energía y a diferencia de los métodos de vértice, no se requiere ningún conjunto de reglas. Esta es una de las principales ventajas del modelo de campo de fases. Las simulaciones 2D del crecimiento de grano normal proporcionan resultados comparables con la teoría y otros modelos [133-134]. El modelo puede incorporar los efectos de la energía límite anisotrópica, la movilidad y el efecto de la orientación del plano límite [135]. El modelo es computacionalmente exigente como ya se mencionó y por el momento se limita a simulaciones 2D.

#### *1.4.4.4 Teselaciones de Voronoi*

Las teselaciones de Voronoi proporcionan una formulación analítica capaz de reproducir la no regularidad de las morfologías policristalinas. Los bordes rectos y las caras planas de los granos permiten una mayor discretización espacial [136]. Los métodos más complejos



capaces de reproducir morfologías irregulares simulando la cinética del crecimiento del grano como el Monte Carlo-Potts [137] y campo de fases [138] presentan complejidad y alto costo computacional, lo cual restringe su aplicación para simular mecanismos reales de crecimiento de grano.

Las teselaciones de Voronoi han dominado la simulación de las microestructuras de materiales metálicos y cerámicos en las últimas décadas debido a la combinación de simplicidad de formulación y alta representatividad de los resultados [139]. Entre las variaciones de algoritmos de teselación Voronoi disponibles en la literatura, las formulaciones de Poisson-Voronoi, Hardcore Voronoi y Laguerre-Voronoi son ampliamente aceptadas para generar teselaciones estadísticamente representativas de microestructuras policristalinas [139].

Dado un conjunto finito de  $N$  núcleos arbitrariamente posicionados en un espacio tridimensional, las teselaciones de Voronoi descomponen dicho espacio en un conjunto de celdas. Matemáticamente la formación de celdas a partir de los núcleos más cercanos se puede expresar como:

$$\{R_{P_i}\} = \{x \in \mathbb{R}^3 : \|P_i - x\| \leq \|P_j - x\| \} j = 1, 2, \dots, N: j \neq i \quad (66)$$

Donde  $P_i$  es la posición del núcleo  $j$ -ésimo,  $R_{P_i}$  es la celda asociada al núcleo  $P_i$  y  $x$  es la posición de un punto genérico en el espacio 3D. A partir de esta formulación, el único control sobre el tamaño y la forma de la celda se da imponiendo restricciones al procedimiento de generación de núcleos. Las restricciones de los algoritmos Poisson [140] y Hardcore [141] son las más comúnmente utilizadas en las teselaciones de Voronoi. La teselación Hardcore-Voronoi se ha utilizado para generar modelos estadísticamente representativos de microestructuras policristalinas metalúrgicas [141] y cerámicas [142], así como de microestructuras de materiales granulares [143]. El método ofrece la posibilidad de controlar la esfericidad de los granos a través de la definición de un único valor escalar: el radio Hardcore  $q$ , que representa la distancia mínima entre los núcleos durante el proceso de generación. Esta operación se expresa como:



$$\|P_i - P_j\| = \sqrt{\sum_{k=1}^3 (P_{i_k} - P_{j_k})^2} > \rho \quad \forall (i, j) = 1, 2, \dots, N: j \neq i \quad (67)$$

La introducción de tres parámetros más permite un cierto grado de control sobre la forma de los granos, definiendo una dirección de crecimiento preferencial de las celdas; es decir, el método Hardcore extendido [141]. Sin embargo, este método no es capaz de representar la amplia gama de tamaños de granos reales y la presencia de granos grandes dentro de la microestructura.

#### 1.4.4.4.1 Teselación de Laguerre-Voronoi

En lugar de la distancia euleriana utilizada en la formulación clásica de Voronoi, la teselación de Laguerre-Voronoi introduce la llamada distancia de potencia definida como:

$$pow(x(P_i, w_i)) = \|P_i - x\|^2 - w_i \quad (68)$$

Donde  $x$  es la posición de un punto genérico en el espacio 3D,  $P_i$  es la posición del núcleo  $i$ -ésimo y  $w_i$  una función peso asociada a éste. Si todas las funciones peso son iguales, la distancia de potencia se reduce a la Euclidiana. El plano límite entre dos núcleos vecinos es perpendicular a la línea que los conecta y consta de todos los puntos  $x$  tales que:

$$x \in \mathfrak{R}^3: 2(x, P_i - P_j) = \|P_i\|^2 - \|P_j\|^2 + w_j - w_i \quad (69)$$

Claramente, la definición de granos "vecinos" es diferente a la establecida por el logaritmo basado en la distancia mínima entre núcleos (enfoque Voronoi clásico). Si todas las funciones peso son positivas, se pueden interpretar como el cuadrado del radio de esferas centrado en los núcleos correspondientes. Es importante mencionar que la suposición de adoptar solo valores positivos para  $w_i$  no reduce la generalidad del enfoque, ya que la ecuación (69) indica que la teselación permanece idéntica si se agrega el mismo valor constante a todas las funciones peso. La similitud geométrica permite escribir la formulación de la teselación de Laguerre-Voronoi como:

$$\{R_{P_i}\} = \{x \in \mathfrak{R}^3 : \|P_i - x\| - r_i^2 \leq \|P_j - x\| - r_j^2\} \quad j = 1, 2, \dots, N: j \neq i \quad (70)$$

$$pow(x, (P_i, w_i)) = \|P_i - x\| - w_i \quad (71)$$



$$x \in \mathfrak{R}^3 : 2(x, P_i - P_j) = \|P_i\|^2 - \|P_j\|^2 + w_j - w_i \quad (72)$$

$$\forall(i, j) = 1, 2, \dots, N : j \neq i \quad (73)$$

A partir del control sobre el resultado de las teselaciones, con respecto a la formulación Voronoi clásica, debido a la adición de más grados de libertad se deriva la relación no unívoca entre las celdas y los núcleos, que puede afectar la calidad de los modelos numéricos resultantes. En particular, pueden ocurrir las siguientes condiciones de degeneración:

- i) Las celdas pueden contener núcleos múltiples (o ninguno).
- ii) No todos los núcleos generan una celda afectando la calidad de la teselación final y dificultando el procedimiento de discretización requerido para generar modelos FE de la estructura.

### ***1.5 Procesamiento de imágenes***

El procesamiento de imágenes se usa en una amplia variedad de aplicaciones con dos propósitos diferentes:

1. Mejorar la apariencia visual de las imágenes para un observador, incluida su impresión y transmisión.
2. Preparar imágenes para la medición de las características y estructuras que revelan.

Las técnicas que son apropiadas para cada una de estas tareas no son siempre las mismas, pero existe una superposición considerable. La medición de imágenes es a menudo un método importante para adquirir datos científicos y generalmente requiere que las características o la estructura estén bien definidas, ya sea por bordes, brillo único, color, textura o alguna combinación de estos factores. Los tipos de mediciones que se pueden realizar en escenas completas o en características individuales son importantes para determinar los pasos de procesamiento apropiados [144].



La calidad de la imagen es un concepto algo elusivo que ciertamente incluye la alteración de los niveles de brillo, valores de color, definición y ubicación de los límites, así como la introducción o eliminación de texturas y detalles a escala fina en la imagen.

Hay diferentes tipos de transformaciones de imágenes que se pueden utilizar, la más conocida es la transformada de Fourier. Esto se debe en parte a la disponibilidad de un poderoso y eficiente algoritmo para calcularlo, conocido como transformada rápida de Fourier (FFT por sus siglas en inglés) [143]. Aunque algunos programas realmente realizan el cálculo utilizando la transformada rápida de Hartley (FHT por sus siglas en inglés) [144-145].

El enfoque habitual para desarrollar el fondo matemático de la FFT comienza con una forma de onda unidimensional y luego se expande a dos dimensiones (una imagen). En principio, esto también se puede extender a tres dimensiones o más, aunque se vuelve más difícil de visualizar o mostrar. Las transformaciones tridimensionales entre el dominio espacial (ahora una imagen de volumen construida de vóxeles en lugar de píxeles) y la representación del espacio de frecuencia tridimensional se utilizan, por ejemplo, en algunas reconstrucciones tomográficas.

Seleccionar objetos o características dentro de una escena o imagen es un prerrequisito importante para la mayoría de los tipos de medición o análisis. El proceso de selección generalmente se llama umbralización. Los umbrales pueden establecerse de forma interactiva por un usuario que observa la imagen y utiliza una superposición de color para mostrar el resultado de ajustar la configuración. El histograma de brillo de la imagen (o una región) a menudo se usa para hacer ajustes. El umbral doble es otra aplicación para la lógica de selección de marcadores que surge en el umbral de imágenes difíciles, tales como límites de grano en materiales o límites de células en el tejido. No es inusual tener un grabado no uniforme o una mancha de los límites de la célula o del grano en la preparación de la muestra [142].

Hay dos clases principales de medidas de imagen: las realizadas en el campo de imagen completo (llamado "escena") y las realizadas en cada una de las características separadas presentes. El primer grupo de mediciones suele estar involucrado en la caracterización de



estructuras tridimensionales vistas como planos de sección, o a veces como proyecciones. También son aplicables a imágenes de satélite y otras vistas de objetos bidimensionales esencialmente planos. La ciencia de la estereología relaciona las mediciones que se pueden realizar en imágenes bidimensionales con las estructuras tridimensionales que son representadas y muestreadas por dichas imágenes [142].

El procedimiento estereológico más simple y tal vez más utilizado es la medición de la fracción de volumen que ocupa una estructura en un sólido. Este puede ser el volumen de núcleos en células, una fase particular en un metal, porosidad en cerámica, identificación de minerales, etc., [142].

### ***1.6 Procesos de soldadura de arco***

La Revolución Industrial (1750-1850) introdujo un método para unir piezas de hierro en un ensamble denominado soldadura de forja o soldadura de martillo. Este proceso involucró el uso de una forja para calentar el metal hasta suavizarlo. Los extremos del hierro se colocaron juntos y se martillaron hasta que se produjo la unión. La soldadura de forja se mantuvo como el principal método de soldadura hasta que Elihu Thomson, en el año 1886, desarrolló la técnica de soldadura por resistencia. Esta técnica proporcionó una forma más confiable y rápida de unir metal que los métodos anteriores. A medida que se desarrollaron las técnicas, el remachado fue reemplazado en los Estados Unidos y Europa por soldadura de fusión [148].

La Sociedad Americana de soldadura (AWS por sus siglas en inglés) define una soldadura como "una coalescencia localizada (la fusión o crecimiento conjunto de la estructura del grano de los materiales que se sueldan) de metales o no metales producida mediante el calentamiento de los materiales a las temperaturas de soldadura requeridas, con o sin la aplicación de presión, o mediante la aplicación de presión únicamente, y con o sin el uso de materiales de aporte". Técnicamente, se realiza una soldadura cuando las piezas separadas de material a unir se combinan y forman una sola pieza.

Las técnicas modernas de soldadura se emplean en la construcción de numerosos productos. Los procesos de soldadura difieren mucho en la forma en que se aplica el calor,



la presión y en el tipo de equipo utilizado [148]. Los procesos de soldadura más populares son la soldadura de oxiacetileno (OAW por sus siglas en inglés), soldadura de arco de metal revestido (SMAW por sus siglas en inglés), a menudo llamada soldadura por arco. Soldadura por arco con electrodo tungsteno y protegida con gas (GTAW por sus siglas en inglés), soldadura de arco de gas y metal (GMAW por sus siglas en inglés), soldadura de arco con núcleo fundente (FCAW por sus siglas en inglés); y antorcha o oxifuel (TB por sus siglas en inglés).

### *1.6.1 Proceso GTAW*

El proceso de soldadura GTAW a veces se denominado TIG o heliarc (TIG es la abreviatura de la soldadura con tungsteno y gas inerte) debido a que el helio fue el primer gas utilizado para el proceso. Para aplicar este proceso, se establece un arco entre un electrodo de tungsteno no consumible y el metal base. Bajo las condiciones de soldadura correctas, el electrodo no se derrite, el trabajo se realiza en el punto donde el arco impacta su superficie y produce la piqueta de soldadura. El metal de aporte es una varilla delgada que se alimenta directamente en el baño de fusión. Como el tungsteno caliente es sensible a la contaminación por oxígeno, se requiere un gas inerte de protección para mantener el aire alejado del tungsteno caliente y del metal fundido de soldadura. El gas inerte proporciona las características de arco necesarias y protege la soldadura. Debido a que no se utilizan fundentes, las soldaduras producidas son sólidas, libres de escorias y resistentes a la corrosión como el metal principal.

Cuando el argón se volvió abundante y se reconoció que la corriente directa con electrodo negativo (DCEN por sus siglas en inglés) era más adecuado que la corriente directa y electrodo positivo (DCEP por sus siglas en inglés), el proceso GTAW se hizo más común. Hasta el desarrollo del proceso GMAW a fines de la década de 1940, el proceso GTAW era el único aceptado para soldar materiales reactivos tales como aluminio, magnesio, titanio y algunos grados de acero inoxidable, independientemente del espesor. Hoy en día, el proceso de soldadura GTAW se puede utilizar para unir casi todos los tipos y espesores de metal [148].



El control fino de la soldadura GTAW lo convierte en un proceso ideal para soldaduras de alta calidad. Se utiliza para realizar soldaduras críticas, como las que se realizan en estructuras de aeronaves. A veces, el proceso de soldadura GTAW se utiliza para realizar la pasada de raíz en uniones que se completaran con otros procesos más eficientes. También se usa cuando la apariencia de la soldadura es importante para el aspecto de la pieza terminada.

El proceso GTAW permite el control independiente de la fuente de calor y las adiciones de metal de aporte. Las tasas de deposición para este proceso son bajas. En comparación con otros procesos, el soldador requiere más habilidad para poder producir una soldadura de calidad. El área de soldadura debe estar protegida del viento y corrientes de aire para mantener la protección del gas inerte sobre la FZ. Las inclusiones de tungsteno pueden ocurrir si el electrodo entra en contacto con la pileta de soldadura. La contaminación puede ocurrir si no se mantiene la protección gaseosa adecuada, o si el metal de aporte o el metal base están contaminados [149].

#### *1.6.1.1 Tipos de electrodos de tungsteno*

El tungsteno tiene numerosas propiedades que lo convierten en un electrodo excelente para el proceso de soldadura GTAW, las cuales se pueden mejorar añadiendo Ce, La, Th o Zr [150].

- Resistencia a la tensión: 500 psi (3 447 kg/mm<sup>2</sup>).
- Alta dureza Rockwell C: 45.
- Alta temperatura de fusión: 3 410 °C.
- Alta temperatura de ebullición: 5 630 °C.

Para el proceso GTAW los electrodos de tungsteno se clasifican como sigue:

- Tungsteno puro EWP.
- Tungsteno con 1% de torio EWTh-1.
- Tungsteno con 2% de torio EWTh-2.



- Tungsteno con un ¼% a 1/2% de zirconio EWZr.
- Tungsteno con 2% de cerio EWCe-2.
- Tungsteno con 1% de lantano EWLa-1.
- Aleación no especificada EWG.

La información más completa sobre la composición y otros requisitos para los electrodos de tungsteno están disponibles en la publicación AWS A5.12 “Especificaciones para electrodos de tungsteno y aleaciones para soldadura y corte del arco” (**Tabla 1.2**).

**Tabla 1.2.** Tipos de electrodos de tungsteno (identificación de colores utilizada) [148].

Clasificación AWS	Composición del tungsteno	Color de la punta
EWP	Tungsteno puro	Verde
EWTh-1	1% de torio	Amarillo
EWTh-2	2% de torio	Rojo
EWZr.	¼% a 1/2% de zirconio	Marrón
EWCe-2	2% de cerio	Naranja
EWLa-1	1% de lantano	Negro
EWG	Aleación no especificada	No especificada

Mientras el electrodo de tungsteno se calienta, el arco entre el electrodo y la pieza se estabiliza. Debido a que los electrones son emitidos libremente desde el tungsteno caliente, es deseable una temperatura lo más alta posible en la punta del electrodo. Mantener el balance entre el calor necesario para tener un arco estable y el calor suficientemente alto como para fundir el tungsteno requiere una buena coordinación soplete GTAW/electrodo.

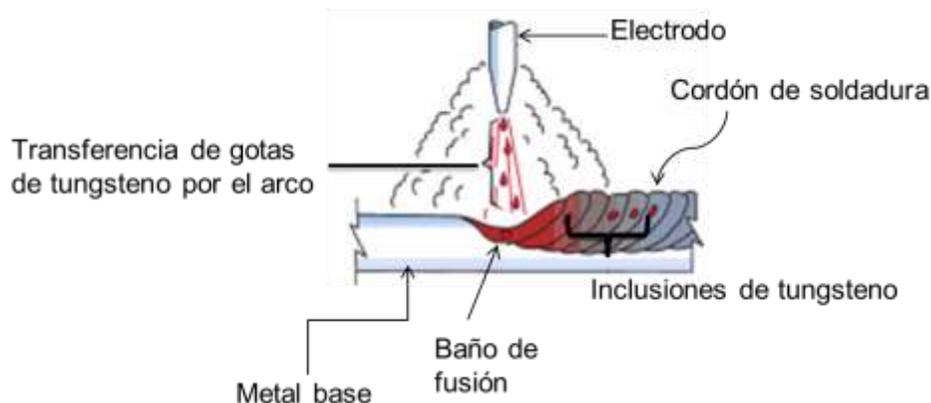
El intenso calor del arco produce erosión del electrodo de tungsteno. Este metal erosionado se transfiere por el arco (**Figura 1.7**). La erosión lenta del electrodo ocasiona una cantidad limitada de inclusiones de tungsteno en la soldadura, la cual es aceptable. Los códigos y estándares, indican el tamaño y la cantidad de inclusiones de tungsteno que son permisibles en diferentes tipos de soldadura. Las inclusiones de tungsteno, se convierten en



puntos duros que causan la concentración de esfuerzos, los cuales pueden dar lugar a un fallo de la soldadura. Aunque la erosión del tungsteno no se puede eliminar completamente, se puede controlar. Algunas recomendaciones para limitar la erosión son:

- Tener buen contacto mecánico y eléctrico entre el electrodo y el portaherramientas.
- Utilizar una corriente tan baja como sea posible.
- Utilizar un tamaño de electrodo de tungsteno tan grande como sea posible.
- Utilizar DCEN.
- Utilizar el electrodo y la forma apropiada.
- Utilizar un electrodo de tungsteno aleado.

El calor desde el arco y la resistencia del electrodo de tungsteno al flujo de la corriente deben absorberse a través del portaherramientas y el soplete. Los electrodos de diámetro grande conducen más corriente porque reducen los efectos de calentamiento por resistencia. Por otro lado, los electrodos demasiado grandes pueden producir una temperatura demasiado baja para un arco estable.



**Figura 1.7.** Transferencia de tungsteno erosionado desde el electrodo hacia el baño de fusión de soldadura [151].

En general, la capacidad de transportar corriente directa de electrodo negativo es alrededor de diez veces más que la DCEP. La forma de la punta del electrodo impacta en la temperatura y la erosión del tungsteno. Con DCEN, la punta afilada concentra el arco y mejora el arranque, ya sea con una descarga eléctrica, un corto de voltaje alto o un

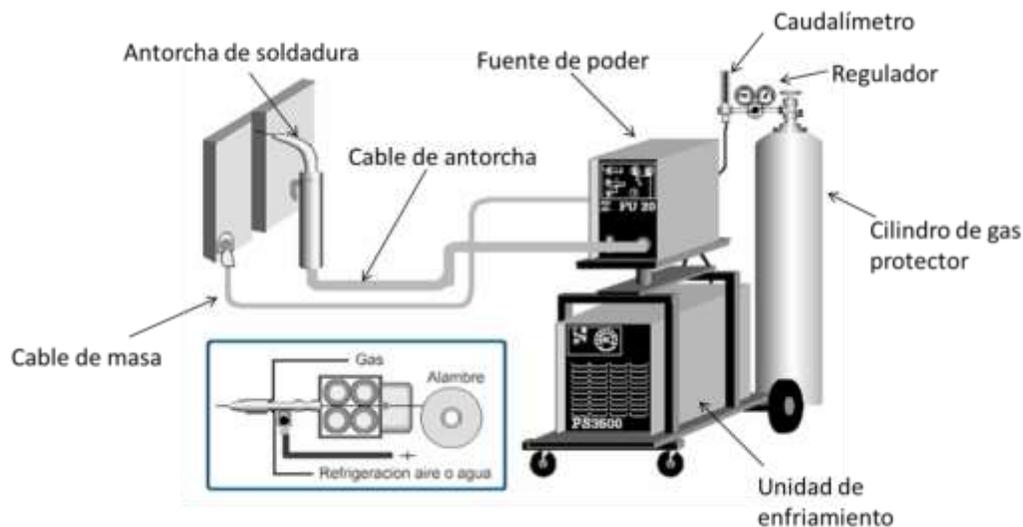


contacto. Debido a que el DCEN no concentra mucho calor en la punta y es relativamente frío, la punta es estable y puede tener un uso prolongado sin daños.

Con corriente alterna, la punta está sujeta a una mayor concentración de calor que con DCEN. Para permitir una masa mayor en la punta que soporte más calor, ésta se redondea. El extremo derretido debe ser pequeño para asegurar la mejor estabilidad del arco. La DCEP proporciona una mayor entrada de calor en la punta del electrodo, por esta razón se suspende una bola ligera de tungsteno al final.

### 1.6.1.2 Equipo del proceso GTAW

El equipo básico para llevar a cabo el proceso GTAW se muestra en la **Figura 1.8**.



**Figura 1.8.** Equipo utilizado en el proceso de soldadura GTAW [150].

La fuente de poder es un generador de corriente continua; o bien, de corriente alterna. Los comandos de control del proceso GTAW se encuentran en un cabezal que puede estar incorporado a la fuente o independientes de ésta. El cilindro de gas de protección, que utiliza gases inertes como el Ar, He, CO<sub>2</sub> o mezcla Ar-He, provee la protección gaseosa requerida durante el proceso de soldadura. En la cabeza del cilindro se ubica un regulador de caudal (caudalímetro) y un manómetro que proporciona la presión dentro del tanque. En la fuente se conecta la antorcha, a través de una manguera o cable, que lleva la corriente eléctrica, el gas protector y, si lo hubiera, el fluido refrigerante. El circuito se cierra a través del cable de masa, que conecta la fuente a la pieza a soldar.



Los sopletes de soldadura GTAW disponibles son de dos tipos: enfriados por agua y enfriados por aire. La eficiencia de transferencia de calor del proceso GTAW puede ser muy baja (20%). Esto significa que el 80% del calor generado no entra en la soldadura. Mucho de este calor queda en el soplete y debe eliminarse por algún tipo de método de enfriamiento. El soplete de soldadura GTAW enfriado por agua es más eficiente para eliminar el calor.

### ***1.6.2 Tipos de juntas***

El área de la superficie del metal que se derrite durante el proceso de soldadura se denomina superficie de contacto. La superficie de contacto puede conformarse antes del proceso de unión para aumentar la resistencia de la soldadura; esto se llama preparación de bordes. La preparación del borde puede ser la misma en ambos miembros de la junta, o cada lado puede tener una forma diferente [148].

El propósito de una junta de soldadura es unir las piezas para distribuir los esfuerzos. Las fuerzas que causan deformación en las uniones soldadas son la tracción, compresión, flexión, torsión y cortante. La capacidad de una junta soldada para resistir estas fuerzas depende tanto del diseño de la junta como de la integridad de la soldadura [148].

El término diseño de junta de soldadura se refiere a la forma en que las piezas de metal se juntan o alinean entre sí. Los cinco diseños básicos de juntas, o tipos de juntas, son: i) uniones a tope, ii) juntas traslapadas, iii) uniones en T, iv) juntas de esquina exteriores, v) juntas de borde. Las cuales se describen a continuación:

- Unión a tope. En una junta a tope, los bordes del metal se unen para que el espesor de la junta sea aproximadamente igual al espesor del material. Las superficies suelen ser paralelas entre sí, aunque puede haber alguna diferencia en el espesor y/o desalineación de las placas. Las juntas a tope se pueden soldar desde un lado o ambos lados.

- Unión por solapado. En una junta solapada, los bordes del metal se superponen, por lo que el espesor de la unión es aproximadamente igual al espesor combinado de ambas piezas de metal base. La distancia que las superficies se superponen entre sí puede variar desde una fracción de pulgada a varias pulgadas. Las soldaduras de traslape generalmente se unen



haciendo una soldadura de filete a lo largo del borde de una placa uniéndola a la superficie de la otra. Existen varias formas alternativas de soldar juntas traslapadas donde la soldadura se realiza a través de una o ambas piezas de metal que unen el traslape en el centro de la superposición. Las soldaduras se pueden hacer en un lado o en ambos lados de la junta.

- Junta en T. En una junta en T, el borde de una pieza de material se coloca en la superficie de otra. Por lo general, las partes se colocan en un ángulo de  $90^\circ$  entre sí. Las uniones en T se pueden unir con una soldadura en ángulo aplicada a las superficies o se puede realizar una soldadura en una ranura pre-cortada en el borde de la placa de unión. En algunos casos, se puede realizar una soldadura de filete sobre una soldadura de ranura. Las soldaduras se pueden hacer en un lado o en ambos lados de la junta.

- Junta de esquina exterior. En una junta de esquina exterior, los bordes del material se juntan formando un ángulo, generalmente alrededor de  $90^\circ$  entre sí. Los bordes pueden encontrarse en la esquina de manera uniforme o pueden superponerse. La junta de esquina exterior puede soldarse por ambos lados, con el exterior como soldadura de ranura y el interior como soldadura de filete.

- Junta de borde. En una junta de borde, las superficies de material se colocan juntas para que los bordes sean parejos. Se pueden formar una o ambas placas doblándolas formando un ángulo. Las juntas de los bordes generalmente están soldadas en un solo lado.

La forma en que las piezas de metal se ajustan puede determinar el diseño de la junta que se debe usar [148]. Para seleccionar el diseño de la junta de soldadura deben considerarse una serie de factores. Algunos involucran el tipo y espesor del material que se está soldando, la posición de soldadura, el proceso, las propiedades termofísicas y los requisitos del código [148].

El proceso de soldadura que se utilizará tiene un efecto importante en la selección del diseño de la junta. La velocidad de desplazamiento, penetración, velocidad de deposición y la entrada de calor también influyen en el tipo de junta utilizado en algunas soldaduras.

A medida que el material incrementa su espesor, debe cambiar el diseño de la junta para garantizar una soldadura sólida. En secciones delgadas, a menudo es posible realizar



soldaduras de penetración completa utilizando una junta cuadrada a tope. Las juntas cuadradas a tope requieren menos tiempo de preparación y menos tiempo de soldadura. Pero con placas o tubos de mayor espesor, el borde debe estar preparado con una ranura en uno o ambos lados. El borde puede tener forma de bisel, ranura en V, ranura en J o ranura en U.

La ranura se puede cortar en cualquiera de las placas o tubos, o en ambos. En algunas placas se puede cortar tanto dentro como fuera de la junta. La ranura puede ser rectificada, cortada con llama, perforada o maquinada en el borde de la placa antes o después del ensamble. Los biseles y las ranuras en V son mejores si se cortan antes de ensamblar las piezas. Las ranuras en J y las ranuras en U se pueden cortar antes o después del ensamblaje. Para la mayoría de los procesos de soldadura, las placas que tienen espesores superiores de 3/8" pueden ranurarse tanto en el interior como en el exterior de la junta.



## CAPITULO 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

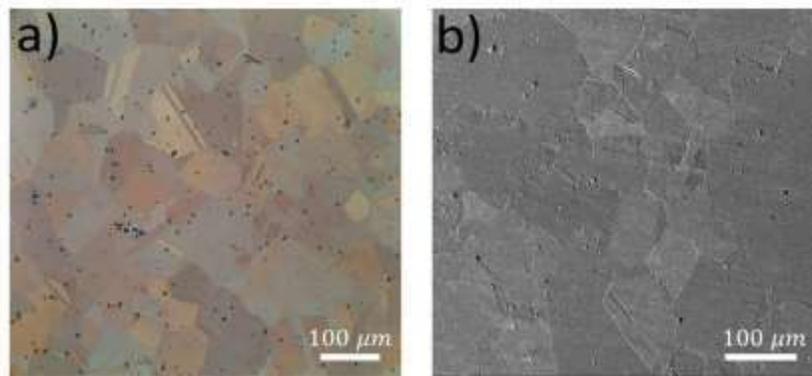
### 2.1 Materiales y composición química

El acero experimental TWIP microaleado con Ti (TWIP-Ti) se fabricó en el laboratorio de Fundición del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH en un horno de inducción. La composición química del acero TWIP-Ti se indica en la **Tabla 2.1.1**.

**Tabla 2.1.1.** Composición química de los aceros TWIP microaleado con Ti y AISI 304L (% en peso).

Material	C	Mn	Si	Al	Ti	N	Fe
TWIP-Ti	0.57	22	1.2	1.8	0.0216	0.012	Bal.
Material	C	Mn	Ni	Cr	Mo	S	Fe
AISI 304L	0.034	1.096	8.32	18.29	0.043	0.003	Bal.

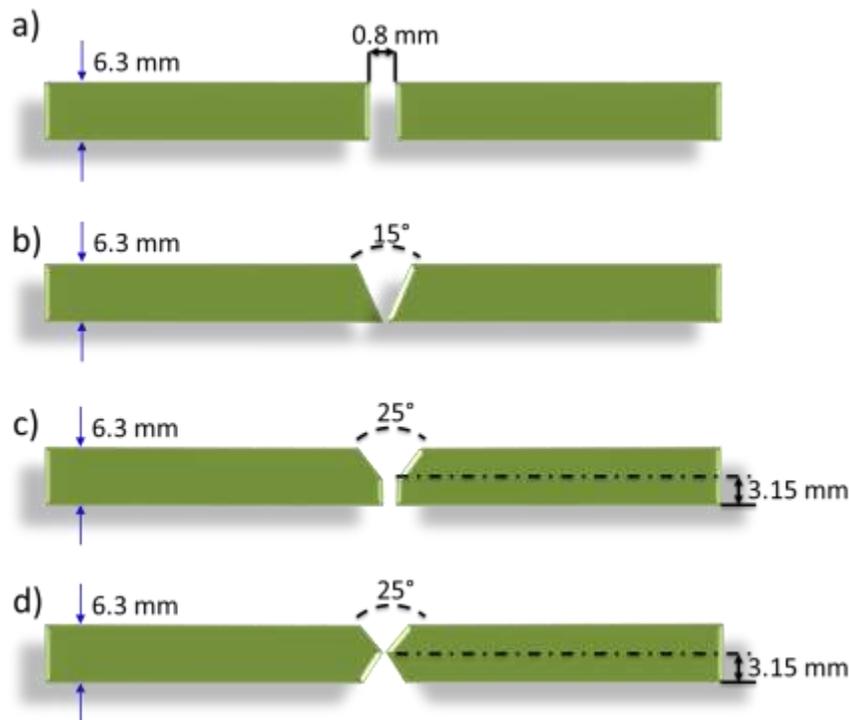
El material fue fundido en moldes de arena y acero, obteniendo lingotes de sección transversal de 70 mm x 60 mm. Posteriormente, se aplicó a dichos lingotes un tratamiento térmico de homogeneización a 1200°C durante 2 h. Después, los lingotes fueron laminados en caliente en dos etapas. En la primera etapa se alcanzó una reducción de espesor del 60%. Mientras que, la segunda etapa produjo una reducción de espesor del 50% obteniendo placas de 6.3 mm de espesor final. Por último, las placas de acero TWIP-Ti recibieron un tratamiento térmico de solubilizado a 1200°C durante 20 min seguido de un temple en agua. La microestructura del material base en condición de solubilizado se muestra en la **Figura 2.1.1**.



**Figura 2.1.1.** Material base en condición de solubilizado a) Micrografía LOM, b) Micrografía SEM.

## ***2.2 Fabricación de probetas de soldadura***

Las probetas de soldadura fueron maquinadas en tres conjuntos ya que, se realizaron uniones a tope tanto en acero TWIP-Ti como en acero AISI 304L, cuya composición química se muestra en la **Tabla 2.1.1**. El primer grupo corresponde a las probetas de soldadura de acero TWIP-Ti en las cuales se aplicaron cuatro preparaciones de junta a tope: i) preparación de bordes rectos, ii) bisel en “V” simple ( $7.5^\circ$ ), iii) bisel en “V” con talón de raíz ( $12.5^\circ$ ) y iv) preparación de bisel doble “V” ( $12.5^\circ$ ) como se muestra en la **Figura 2.1.2**.



**Figura 2.1.2.** Preparaciones de junta a tope utilizadas en los experimentos de soldadura: a) preparación de bordes rectos, b) bisel en “V” simple ( $7.5^\circ$ ), c) bisel en “V” con talón de raíz ( $12.5^\circ$ ), d) preparación de bisel doble “V” ( $12.5^\circ$ ).

Por su parte, en el segundo grupo de probetas de soldadura (acero AISI 304L) además, de las cuatro preparaciones de junta realizadas en el grupo 1, se aplicó la preparación de medio bisel ( $20^\circ$ ). Las probetas de soldadura, tanto de acero TWIP-Ti (condición de solubilizado) como AISI 304L, fueron maquinadas en dimensiones de  $100 \times 45 \times 6.3$  mm (largo, ancho y espesor).

El tercer grupo de probetas fue empleado para llevar a cabo un par de experimentos adicionales de soldadura GTAW en placas de acero TWIP-Ti. En estas uniones se midieron los esfuerzos residuales y la deformación post-soldadura. Estas probetas fueron maquinadas en dimensiones de  $40 \times 20 \times 6.3$  mm (largo, ancho y espesor) y se aplicaron las preparaciones de junta i y iv (**Figura 2.1.2**).



### 2.3 Procedimiento de soldadura GTAW

Para obtener uniones con penetración completa mediante el proceso GTAW en espesores de placa superiores a 3 mm, se requiere de un material de aporte según lo indicado por Jeffus *et al.* [146]. Esto debido a la baja relación profundidad/ancho del proceso GTAW [151]. Por otro lado, para obtener uniones soldadas de calidad, el factor clave es el control de los parámetros de operación tales como: intensidad de corriente, velocidad de soldadura y preparación de junta.

Actualmente no existe de forma comercial un material de aporte específico para el acero TWIP. Algunos estudios previos han empleado aportes aplicables al acero austenítico inoxidable. Por ejemplo, Májlinger *et al.* [152] aplicaron el proceso de arco metálico protegido con gas (GMAW por sus siglas en inglés) en una unión disímil TWIP-TRIP utilizando como metal de aporte el electrodo AWS ER 307 y diferentes aportes térmicos (451-710 J/mm) en placas de 1.4 mm de espesor.

Por su parte, Nagesh *et al.* [153] aplicaron un diseño factorial fraccional al proceso GTAW concluyendo que la intensidad de corriente y la velocidad de soldadura controlan el calor de aporte. Mientras que, la preparación de junta y la separación de raíz contribuyen a aumentar la penetración de soldadura.

En este trabajo de investigación, el proceso GTAW fue aplicado tanto en el acero TWIP-Ti como en el AISI 304L sin material de aporte (autógeno). Las uniones soldadas se llevaron a cabo de manera automatizada con el fin de mantener la velocidad de avance y la longitud de arco constantes. Tanto en las uniones de una pasada (preparaciones de junta i, ii, iii y v) como de dos pases de soldadura (preparación de junta iv) se utilizaron distintos parámetros de soldadura con el propósito de conseguir penetración completa mediante bajos aportes térmicos.

Durante la primera parte de experimentos de soldadura realizados en el acero AISI 304L (1 pasada de soldadura) se utilizaron diferentes configuraciones de diseño de junta aplicando la misma intensidad de corriente. Esto con el fin de establecer relaciones entre la



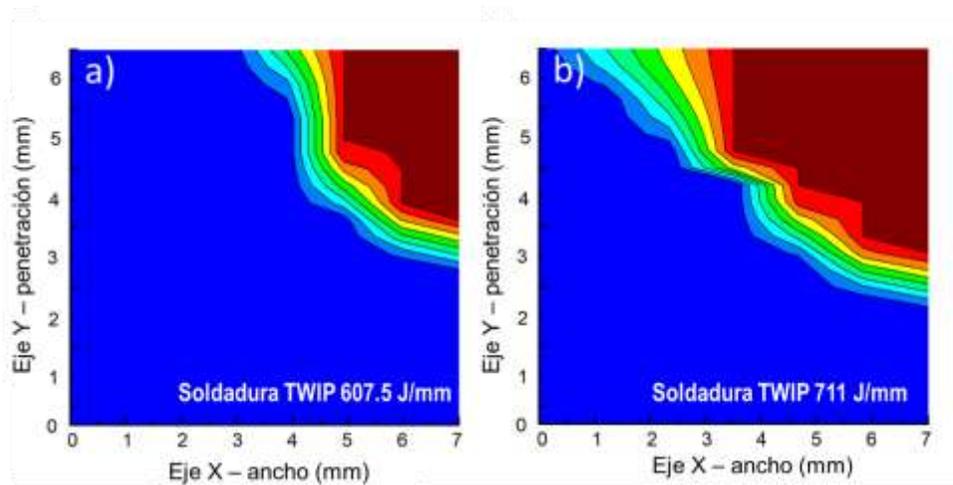
calidad del cordón y penetración con el diseño de junta. Y posteriormente, replicar dichas condiciones óptimas de soldeo en el acero TWIP-Ti.

En la literatura se reportan amperajes en un rango de 85A-100A utilizados en el proceso GTAW [154-155] para unir láminas de acero TWIP con espesores de 1-3 mm. Dado el espesor de placa superior utilizado en este estudio (6.3 mm). La segunda parte de experimentos realizados en las placas de acero TWIP-Ti (1 pasada de soldadura) aplicó intensidades de corriente baja, intermedia y elevada en probetas con las preparaciones de junta que mejores resultados proporcionaron durante la primera fase experimental.

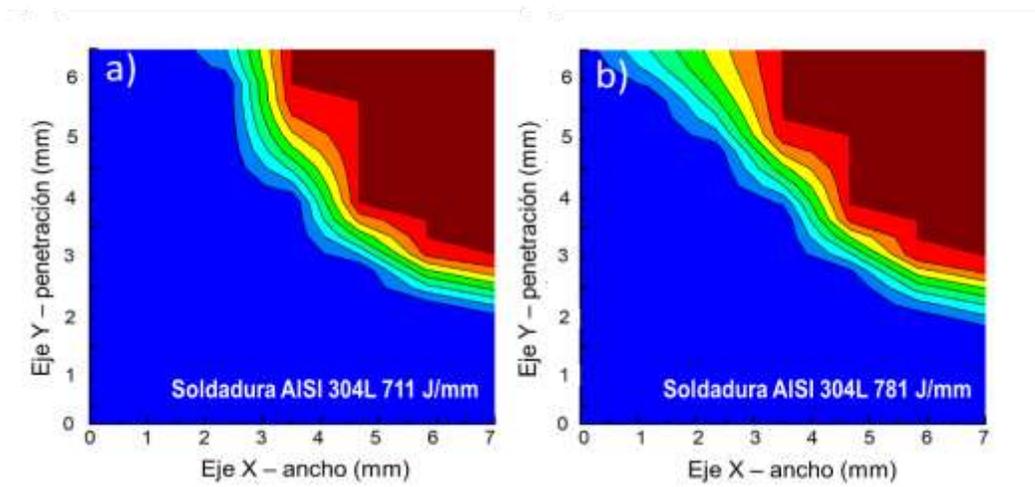
Con el objetivo de reducir aún más el aporte térmico aplicado en la unión de acero TWIP-Ti se realizaron experimentos utilizando dos pases de soldadura (tercera parte de experimentos). Previo a la etapa de soldadura, se llevaron a cabo estimaciones de la penetración mediante un modelo FEM térmico. Tomando como referencia los amperajes reportados en la literatura, se realizaron simulaciones con los aportes térmicos más bajos posibles.

Después del primer cordón de soldadura, se dejó enfriar el ensamble hasta temperatura ambiente y posteriormente se aplicó el segundo pase de soldadura. La **Figura 2.1.3** muestra las penetraciones estimadas para 711 J/mm y 607.5 J/mm en el plano medio transversal del ensamble de acero TWIP-Ti. Ambos aportes térmicos permiten conseguir penetración completa en la unión. Sin embargo, el aporte térmico mayor (711 J/mm) podría generar penetración excesiva en una pasada, produciéndose una falta de llenado prominente en la superficie de cada cordón. Por lo cual, se seleccionó el aporte más bajo (607.5 J/mm) como el óptimo para producir uniones de calidad en el acero TWIP-Ti. Además, este aporte representó una reducción del 15% en la energía térmica suministrada, lo cual es importante para reducir defectos microestructurales en el acero TWIP-Ti.

Del mismo modo, se realizaron estimaciones numéricas de las penetraciones en ensambles de doble pasada de soldadura en el acero AISI 304L (**Figura 2.1.4**) para aportes térmicos de 781 J/mm y 711 J/mm. Nuevamente, se seleccionó el aporte térmico más bajo con el propósito de mitigar los defectos de forma del cordón y microestructurales.



**Figura 2.1.3.** Predicciones del modelo FE para la penetración conseguida en un pase de soldadura en la unión de acero TWIP-Ti para los aportes térmicos de: a) 607.5 J/mm, b) 711 J/mm.



**Figura 2.1.4.** Predicciones del modelo FE para la penetración conseguida en un pase de soldadura en la unión de acero AISI 304L para los aportes térmicos de: a) 711 J/mm, b) 781 J/mm.

Finalmente, la cuarta parte de experimentos de soldadura se llevó a cabo en las probetas de acero TWIP-Ti de menores dimensiones ( $40 \times 40 \times 6.3$  mm) aplicando preparaciones de junta de borde recto y doble “V” (**Figura 2.1.2**). Del mismo modo, se realizaron estimaciones numéricas de la penetración de soldadura en estas probetas. Debido a las



menores dimensiones de placas fue posible reducir aún más el aporte térmico. No obstante, también se utilizó un aporte térmico superior al óptimo para determinar el efecto de este parámetro en el campo mecánico de soldadura. Los parámetros del proceso de soldadura GTAW tanto en acero TWIP-Ti como AISI 304L utilizados en cada etapa experimental se muestran en las **Tablas 2.1.2-2.1.5**, respectivamente.

**Tabla 2.1.2.** Parámetros del proceso GTAW utilizados en las placas de acero AISI 304L con diferentes preparaciones de junta (etapa experimental 1).

Prueba	Corriente (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/s)	Separación de placa (mm)	Electrodo	Diámetro electrodo (mm)	Longitud de arco (mm)
304L-105-R	105	11.5	1.16	0.85	EWTh-2	3.175	1.5
304L-105-B12.5	105	11.8	1.16	(bisel 12.5°)	EWTh-2	3.175	1.5
304L-105-B20	105	11.5	1.16	(medio bisel 20°)	EWTh-2	3.175	1.5
304L-105-B7.5	105	11.5	1.16	(bisel 7.5°)	EWTh-2	3.175	1.5



**Tabla 2.1.3.** Parámetros del proceso GTAW utilizados en las placas de acero TWIP-Ti con diferentes preparaciones de junta (etapa experimental 2).

Prueba	Corriente (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/s)	Separación de placa (mm)	Electrodo	Diámetro electrodo (mm)
TW-91-B	91	11	1.16	0.85 mm	EWTh-2	3.175
TW-160-R	160	12.5	1.57	(bisel 12.5° con talón)	EWTh-2	3.175

**Tabla 2.1.4.** Parametros óptimos del proceso GTAW estimados por el modelo numérico FE de campo térmico para uniones de doble pasada (etapa experimental 3).

Prueba	Corriente (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/s)	Separación de placa (mm)	Electrodo	Diámetro electrodo (mm)
TW-87-DB	87	10.8	1.16	(bisel doble 12.5°)	EWTh-2	1.6
304L-100-DB	100	11	1.16	(bisel 12.5° con talón)	EWTh-2	1.6

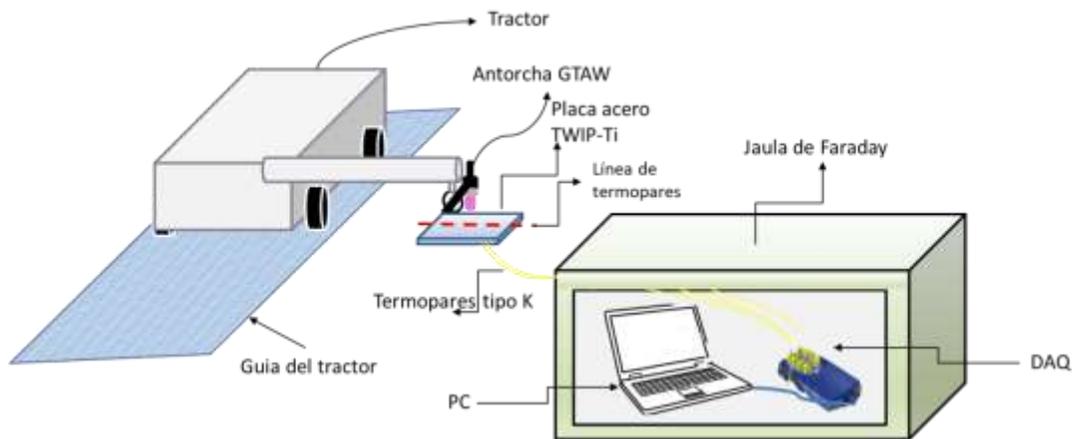
**Tabla 2.1.5.** Parámetros de soldadura del proceso GTAW utilizados en las probetas de acero TWIP-Ti de menores dimensiones (etapa experimental 4).

Prueba	Corriente (A)	Voltaje (V)	Velocidad de avance (mm/s)	Separación de placa (mm)	Electrodo	Diámetro electrodo (mm)
TWR-87-DB	87	10.2	1.16	(bisel doble 12.5°)	EWTh-2	1.6
TWR-78-R	78	8	1.16	Separación 0.8 mm	EWTh-2	1.6



### 2.3.1 Medición del historial térmico de soldadura

En las etapas experimentales de soldadura 2 y 3 realizadas tanto en probetas de acero TWIP-Ti como AISI 304L, el historial térmico de soldadura fue medido mediante arreglos de termopares tipo “K” y un módulo de adquisición de datos (DAQ) marca Omega modelo TC-08. Los termopares fueron colocados en puntos intermedios al avance de la piletta de soldadura ya que, la temperatura al inicio y final del cordón es más alta o baja en comparación con la temperatura que se desarrolla durante el avance de la fuente de calor [159]. La **Figura 2.1.5** muestra el arreglo de los experimentos de soldadura.



**Figura 2.1.5.** Arreglo experimental de los ensayos de soldadura GTAW autógena.

Los historiales térmicos medidos experimentalmente fueron utilizados para validar los resultados numéricos de modelación FE del campo térmico de soldadura y determinar las velocidades de enfriamiento en las regiones críticas. En la etapa experimental 2, realizada en probetas acero TWIP-Ti, se aplicó un arreglo lineal de termopares como el que se muestra en la **Figura 2.1.6**. Mientras que, la etapa 3 experimental utilizó arreglos alternado y lineal de termopares (**Figura 2.1.7**).

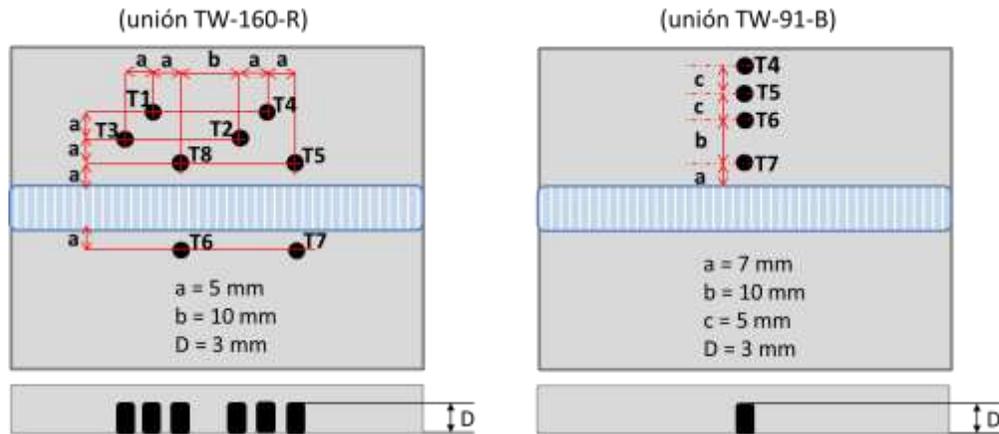


Figura 2.1.6. Arreglos de termopares utilizados en la fase experimental 2.

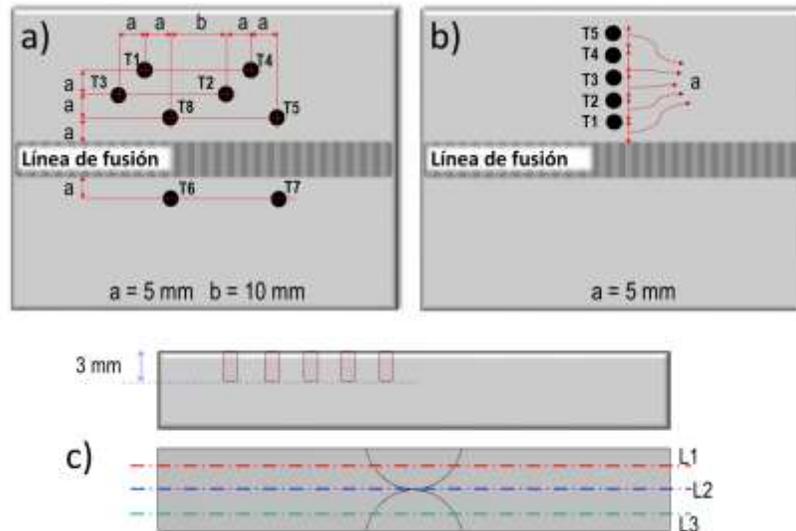


Figura 2.1.7. Arreglos de termopares utilizados en la fase experimental 3: a) unión TW-87-DB, b) unión 304L-100-DB.

En las etapas experimentales de soldadura 1 y 4 no se realizaron mediciones de temperatura ya que, en la primera etapa el objetivo se concentró en establecer la relación óptima penetración-preparación de junta además, se utilizó el mismo aporte térmico (Tabla 2.1.2). Por su parte en la etapa 4, las probetas de soldadura fueron utilizadas para realizar mediciones de esfuerzo residual y validar el modelo numérico FE mecánico de soldadura.



Por lo que, no se introdujo ninguna preparación que alterara la distribución de dichos esfuerzos.

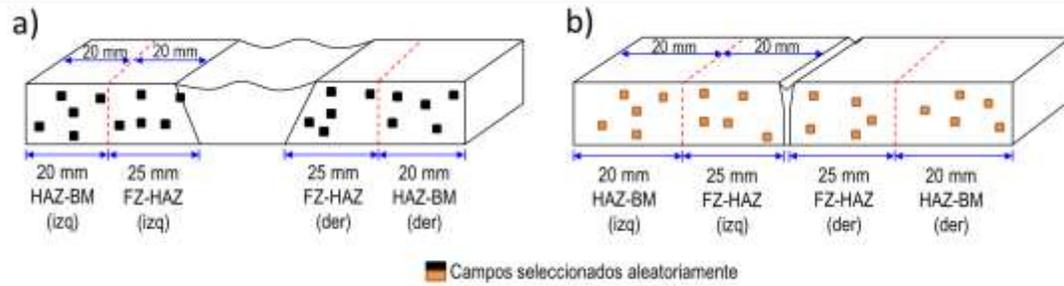
## ***2.4 Caracterización metalográfica***

Posterior al proceso de soldadura, las uniones provenientes de las etapas experimentales 1-3 fueron cortadas y preparadas metalográficamente. En el caso de las probetas de acero TWIP-Ti, la preparación metalográfica se realizó en 4 etapas: I) desbaste mecánico con papel abrasivo de distinta granulometría, II) pulido de probetas utilizando pasta de diamante de  $9\ \mu\text{m}$ ,  $6\ \mu\text{m}$  y  $3\ \mu\text{m}$ , III) ataque químico con nital al 10 % durante 2 s y IV) ataque con metabisulfito de potasio durante 25 s. Obteniendo un ataque coloreado de las probetas que mejoró el contraste de granos y zona dendrítica del cordón de soldadura. Las etapas I-II del procedimiento anterior fueron aplicadas en la preparación metalográfica de las probetas de acero AISI 304L. Sin embargo, para realizar el ataque químico se utilizó una solución 45 ml HCl + 15 ml HNO<sub>3</sub> durante 40 s.

Las muestras de las uniones soldadas así como de material base tanto del acero TWIP-Ti como del acero AISI 304L fueron analizadas mediante microscopía óptica (LOM por sus siglas en inglés) y electrónica de barrido de emisión de campo (FE-SEM por sus siglas en inglés) para la aplicación de microanálisis químicos (EPMA por sus siglas en inglés) y mapeos en regiones de interés. Mediante el análisis de microscopía se midieron las extensiones de las zonas críticas de soldadura: zona de fusión (FZ), zona afectada por el calor (HAZ) y material base (BM) así como, la microsegregación del C y Mn, y la presencia de partículas, compuestos o fases distintas a la austenita.

### ***2.4.1 Medición de tamaño de grano***

A fin de tener un resultado representativo de la medición del tamaño de grano en las regiones críticas de soldadura del acero TWIP-Ti, las probetas fueron divididas en 4 regiones como se muestra en la **Figura 2.1.8**.



**Figura 2.1.8.** Regiones de análisis y puntos aleatorios para la toma de micrografías LOM de las probetas de soldadura: a) TW-160-R (1500 J/mm), b) TW-91-B (757 J/mm).

La FZ-HAZ abarcó desde el límite del cordón de soldadura hasta la HAZ y la HAZ-BM que consideró el resto de la probeta. En estas regiones se tomaron 30 micrografías de forma aleatoria mediante un algoritmo de números aleatorios de acuerdo con la norma ASTM E112 [157]. Esto con el fin de obtener una muestra significativa de cada región (**Figura 2.1.8**). De las probetas de material base (BM) en condición de solubilizado y post-laminación (acero TWIP-Ti), también fueron tomadas 30 micrografías.

### 2.5 Medición de microdureza

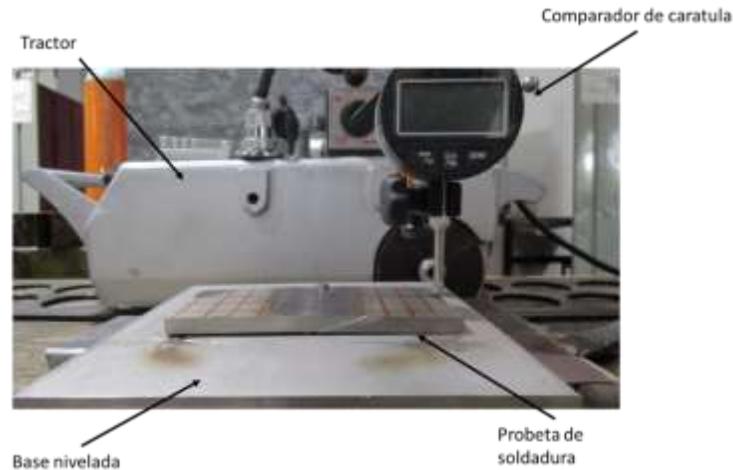
La microdureza de las probetas de material base y soldadura de ambos materiales fueron medidas de acuerdo con la norma ASTM E384 [158]. La medición se llevó a cabo en 2 líneas de barrido para la probeta de material base con una separación entre identaciones de 1500  $\mu\text{m}$ . En las uniones soldadas, las mediciones de microdureza Vickers se llevaron a cabo en tres líneas: L1 (parte superior del cordón), L2 (parte central del cordón) y L3 (parte inferior del cordón) (**Figura 2.1.7c**), con una separación entre identaciones de 500  $\mu\text{m}$ . En todas las pruebas se aplicó una carga de 10 g con un tiempo de carga de 15 s.

### 2.6 Medición de la deformación transversal

Como ya se mencionó, la deformación post-soldadura se llevó a cabo en las probetas de acero TWIP-Ti de menores dimensiones correspondientes a la etapa 4 experimental (uniones TWR-87-DB y TWR-78-R). En estas uniones, posterior a cada pase de soldadura



se llevó a cabo la medición de la deformación transversal mediante un indicador de caratula, una vez que el ensamble alcanzó el equilibrio térmico (**Figura 2.1.9**).



**Figura 2.1.9.** Arreglo experimental para la medición de la distorsión post-soldadura.

## ***2.7 Modelo computacional***

### ***2.7.1 Modelo térmico FE de soldadura***

Para simular el fenómeno térmico no lineal y la deformación térmica de soldadura en las placas de acero TWIP-Ti fue utilizado un modelo computacional FE. Este modelo permitió analizar la deformación generada durante el proceso de soldadura por la expansión/contracción del material en función de la preparación de junta, así como el efecto del aporte térmico en las propiedades mecánicas y tamaño de grano.

Asimismo, este modelo FE fue utilizado para estimar el ciclo térmico de soldadura en las uniones realizadas en acero AISI 304L. Las estimaciones numéricas permitieron establecer análisis comparativos del comportamiento termofísico de los aceros TWIP-Ti y AISI 304L.

#### ***2.7.1.1 Ecuaciones gobernantes***

El modelo computacional resolvió numéricamente la ecuación de difusión de calor en estado transitorio (ecuación 74) en ANSYS Mechanical® para estimar la distribución de temperaturas durante el ciclo térmico de soldadura.



$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) + S_h \quad (74)$$

Donde  $\rho$ ,  $c_p$  y  $k$  representan la densidad, calor específico y conductividad térmica del material (TWIP-Ti/AISI 304L), respectivamente. El término  $S_h$  representa la fuente de calor del proceso de soldadura GTAW.

Conocida la distribución de temperaturas se calculó la deformación térmica ( $\varepsilon^T$ ) a partir de la ecuación (75).

$$\Delta \varepsilon^T = \left( \frac{d\alpha_0}{dT} T + \alpha_0 \right) T \quad (75)$$

Las consideraciones del modelo matemático del campo térmico se enlistan a continuación.

1.- El modelo de fuente de calor utilizado fue el propuesto por Goldak *et al.* [79]. La representación matemática del aporte volumétrico de la fuente doble elipsoidal está dada por:

$$q(x, y, \xi) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{abc_f \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3 \left(\frac{x^2}{a^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{\xi^2}{c_f^2}\right)\right) \quad (76)$$

$$q(x, y, \xi) = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{abc_r \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-3 \left(\frac{x^2}{a^2} + \frac{y^2}{b^2} + \frac{\xi^2}{c_r^2}\right)\right) \quad (77)$$

Donde  $Q$  representa el aporte de calor, las funciones de ponderación  $f_f$  y  $f_r$  indican la distribución volumétrica del calor y son iguales a 0.6 y 1.4 respectivamente,  $a$ ,  $b$ ,  $c_f$  y  $c_r$  corresponden a los parámetros geométricos de la fuente doble elipsoidal,  $x$ ,  $y$ ,  $z$  son coordenadas espaciales y  $\xi$  es la coordenada no inercial de la fuente de calor. Este modelo considera la intensidad de corriente ( $I$ ), el voltaje ( $V$ ) y la eficiencia del proceso de soldadura ( $\eta$ ), la cual fue supuesta del 70% para el proceso GTAW. El recorrido de la fuente de calor en distintas direcciones en cada pase de soldadura fue incorporado al modelo computacional mediante un código de programación realizado en Mechanical APDL®.



2.- Las propiedades termofísicas del acero TWIP-Ti se consideraron variables con la temperatura y fueron obtenidas con ayuda del software JMatPro® 9.0. Después se aplicó un ajuste a las curvas de predicción y se obtuvieron las siguientes expresiones:

$$k = 15.787 + 0.0135T \quad (78)$$

$$\rho = 7545.5 - 1.03T + 9.72 \times 10^{-4}T^2 - 5.6 \times 10^{-7}T^3 \quad (79)$$

$$Cp = 635 + 3229e^{-2\left(\frac{T-1340.3}{66.23}\right)^2} \quad (80)$$

4.- Se consideró la variación de la entalpia con la temperatura para estimar la penetración conseguida en cada pasada de soldadura.

3.- La temperatura inicial fue la temperatura ambiente ( $T_{\infty}$ ) para las uniones obtenidas en una pasada.

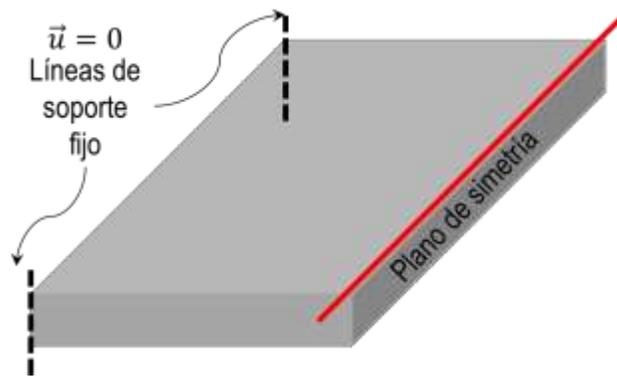
5.- En el caso de las soldaduras obtenidas mediante doble pasada, la temperatura del ensamble previo a la aplicación del primer pase de soldadura fue considerada igual a la temperatura de los alrededores ( $T_{\infty}$ ). Posteriormente, la aplicación del segundo pase de soldadura se realizó hasta que el ensamble alcanzó el equilibrio térmico con los alrededores.

### 2.7.1.2 Condiciones de frontera e inicial

Las condiciones de frontera e inicial del análisis térmico se indican en la **Tabla 2.1.6**. Se consideraron las pérdidas al ambiente por convección y radiación en la zona de fusión y las pérdidas por convección en el resto de la placa. Por su parte, las condiciones de frontera del análisis de deformación se muestran en la **Figura 2.2.1**.

**Tabla 2.1.6.** Condiciones de frontera e inicial del campo térmico de soldadura

Condición de frontera	Temperatura
Pared superior e inferior	$k\nabla T = h_1(T - T_{\infty}) + \varepsilon\sigma_a(T^4 - T_{atr}^4)$
Paredes laterales	$k\nabla T = h(T - T_{\infty})$
Condición inicial	$T = T_{\infty} \quad t = 0$



**Figura 2.2.** Condiciones de frontera del modelo mecánico de deformación.

Trabajos de investigación previos han considerado constante el coeficiente de convección  $h$  [163-164], otros han establecido una relación entre la temperatura y dicho coeficiente [165-166]. En este trabajo se realizó un análisis de convección libre para determinar  $h$  considerando la variación de la temperatura de película ( $T_f$ ), la cual es un promedio de la temperatura superficial de la placa ( $T$ ) y la temperatura de los alrededores ( $T_\infty$ ).

$$T_f = \frac{T + T_\infty}{2} \quad (81)$$

La viscosidad cinemática ( $\nu$ ), conductividad térmica ( $k$ ), difusividad térmica ( $\vartheta$ ) y el número de Prandtl ( $Pr$ ) del aire fueron considerados variables con la temperatura de película y tomados de la literatura [167]. Se calculó el número de Raleigh ( $Ra$ ) (ecuación 9.2) para determinar el régimen de la capa límite térmica que se produce en las superficies verticales y horizontales de las placas de acero TWIP-Ti

$$Ra = \frac{g\beta(T - T_\infty)L_c^3}{\nu\vartheta} \quad (82)$$

Donde  $g$  es la gravedad y  $\beta$  es el recíproco de la temperatura de los alrededores. Tanto para las superficies verticales como horizontales se utilizó una longitud característica ( $L_c$ ) calculada a partir del área superficial de la pared ( $A_s$ ) y su perímetro ( $P$ ).

$$L_c = \frac{A_s}{P} \quad (83)$$



El número de Nusselt se calculó a partir de las ecuaciones (84) y (85) [166-167] para superficies verticales y horizontales, respectivamente. La ecuación 86 es una fórmula de corrección para  $\overline{Nu} \leq 10$ . Posteriormente, se calculó el coeficiente de convección a partir de la ecuación (87).

$$\overline{Nu} = 0.68 + \frac{0.67Ra^{1/4}}{\left[1 + (0.492/Pr)^{16}\right]^{4/9}} \quad (84)$$

$$\overline{Nu} = \frac{0.56Ra^{1/4}}{\left[1 + (0.492/Pr)^{16}\right]^{4/9}} \quad (85)$$

$$\overline{Nu}_c = \frac{1.4}{\ln(1 + 1.4/\overline{Nu})} \quad (86)$$

$$h = \frac{k\overline{Nu}}{L_c} \quad (87)$$

### 2.7.1.3 Malla FE

Dos aspectos clave para los métodos numéricos discretos (FEM y FVM) son el tipo y calidad de malla utilizada para subdividir el dominio de cálculo. La malla se encuentra directamente relacionada con la precisión de los resultados numéricos [168]. Para determinar la malla de elementos finitos óptima en función del tamaño y calidad de elementos, la cual proporciona mayor precisión en sus estimaciones del historial térmico, tiempo de cálculo computacional relativamente bajo, se aplicó un DoE basado en el método Taguchi [169].

La malla para el análisis del campo térmico se conformó por elementos hexaédricos tipo SOLID90, los cuales son una versión de alto orden del elemento SOLID70 de 8 nodos utilizado típicamente en la simulación de soldadura [172-175]. Una pequeña porción de elementos “wedge” de 15 nodos pertenecientes también al tipo SOLID 90 fueron utilizados para mallar las líneas oblicuas de la FZ.

La métrica de malla fue medida considerando la calidad de los elementos, relación de aspecto, jacobiano, skewness y la calidad ortogonal. La **Tabla 2.1.7** resume los valores



promedio de la métrica de las 27 mallas utilizadas para el DoE y las 3 mallas de los experimentos de confirmación. En general, se obtuvieron mallas de buena calidad en función de la calidad ortogonal, la cual debe ser cercana a 1, y el skewness, debe tender a cero, dos parámetros fundamentales en las mallas FEM [174].

**Tabla 2.1.7.** Métricas promedio de las mallas FE utilizadas en el análisis estadístico Taguchi.

Parámetro	Valor promedio (mallas experimentales)	Promedio (malla experimental de confirmación)
Calidad de elemento	0.46	0.36
Relación de aspecto	5.072	6.283
Jacobiano	1.16	1.099
Skewness	0.0601	0.0054
Calidad ortogonal	0.978	0.977

#### 2.7.1.4 Diseño de experimentos (DoE) para evaluación de calidad de malla

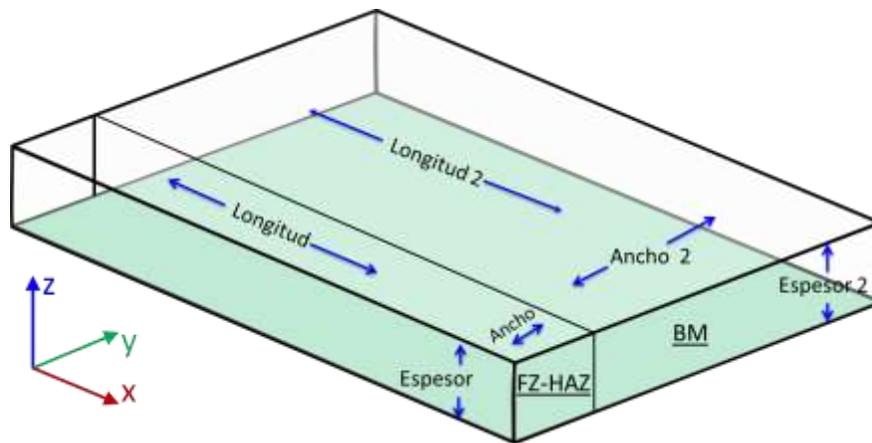
El método Taguchi transformó los resultados experimentales a una razón “señal/ruido” (S/N) utilizada para medir la desviación de las características de calidad de la variable de respuesta [169]. Las variables de respuesta analizadas fueron el tiempo de cálculo, la variación de la temperatura pico y la variación de la temperatura estimada por el modelo FEM en un punto del dominio de cálculo (denominado Temperatura A) respecto al valor medido experimentalmente (**Figura 2.2**).

Tres niveles para los parámetros geométricos de malla fueron considerados en el DoE (**Tabla 2.1.8**). Éstos se muestran gráficamente en el dominio de cálculo de la **Figura 2.2.2**. La matriz de experimentos del arreglo ortogonal  $L_{27} (3^7)$  de 16 grados de libertad, sin considerar la interacción entre los parámetros y los resultados de las variables de respuesta obtenidas en cada experimento se muestra en la **Tabla 2.1.9**.



**Tabla 2.1.8.** Codificación de los parámetros geométricos y sus niveles.

Codificación	Parámetro geométrico	Unidad	Nivel 1	Nivel 2	Nivel 3
A	Ancho	mm	0.25	1.25	2
B	Longitud	mm	0.5	1.5	2.5
C	Espesor	mm	0.25	0.875	1.5
D	Ancho 2	mm	0.5	1.5	2.7
E	Longitud 2	mm	1	3	5
F	Espesor 2	mm	1.5	2.25	3
G	Bias	-	1.5	3	4.5



**Figura 2.2.1.** Parámetros geométricos de malla considerados en el DoE Taguchi.



**Tabla 2.1.9.** Matriz experimental y resultados de las variables de respuesta.

No. Experimento	Parámetros geométricos (codificación)							Valores de la variable de respuesta		
	A	B	C	D	E	F	G	Tiempo de cálculo (s)	Variación de temperatura pico (°C)	Variación de temperatura A (°C)
1	1	1	1	1	1	1	1	253	34.9	72.9
2	1	1	1	1	2	2	2	179	34.9	70.46
3	1	1	1	1	3	3	3	180	34.8	66.49
4	1	2	2	2	1	1	1	35	35.3	69.63
5	1	2	2	2	2	2	2	25	35.3	69.39
6	1	2	2	2	3	3	3	44	35.3	69.5
7	1	3	3	3	1	1	1	22	41	65
8	1	3	3	3	2	2	2	15	41.2	56.9
9	1	3	3	3	3	3	3	19	41.3	65.65
10	2	1	2	3	1	2	3	41	36	56.96
11	2	1	2	3	2	3	1	40	35.9	56.52
12	2	1	2	3	3	1	2	38	36	58.71
13	2	2	3	1	1	2	3	41	35.5	25.26
14	2	2	3	1	2	3	1	15	35.5	34.88
15	2	2	3	1	3	1	2	30	34.9	48.91
16	2	3	1	2	1	2	3	27	40.9	39.42
17	2	3	1	2	2	3	1	22	40.7	46.7
18	2	3	1	2	3	1	2	21	40.7	39.59
19	3	1	3	2	1	3	2	28	35	47.81
20	3	1	3	2	2	1	3	26	35.1	24.91
21	3	1	3	2	3	2	1	22	34.9	40.11
22	3	2	1	3	1	3	2	25	35	38.96
23	3	2	1	3	2	1	3	23	35	27.06
24	3	2	1	3	3	2	1	25	34.9	20.88



25	3	3	2	1	1	3	2	22	41	33.27
26	3	3	2	1	2	1	3	39	40.8	29.55
27	3	3	2	1	3	2	1	13	40.9	23.11

En la malla FE se buscó la característica de calidad *lo más bajo lo mejor* para las tres variables de respuesta. Las relaciones S/N obtenidas se muestran en la **Tabla 2.2**. Una razón S/N alta corresponde a un diseño robusto y a una mejor calidad característica [177], en este caso la razón S/N fue calculada a partir de:

$$\frac{S}{N} = \eta = -10 \log(M. S. D.) \quad (88)$$

$$M. S. D. = \frac{1}{M} \sum_{i=1}^m S_i^2 \quad (89)$$

**Tabla 2.2.** Relaciones S/N para las variables de respuesta.

No. Experimento	S/N ratio (dB)		
	Tiempo de cálculo	Variación temperatura pico	Variación de temperatura A
1	-48.06	-30.86	-37.25
2	-45.06	-30.86	-36.96
3	-45.11	-30.83	-36.46
4	-30.88	-30.96	-36.86
5	-27.96	-30.96	-36.83
6	-32.87	-30.96	-36.84
7	-26.85	-32.26	-36.26
8	-23.52	-32.30	-35.10
9	-25.58	-32.32	-36.34
10	-32.26	-31.13	-35.11
11	-32.04	-31.10	-35.04
12	-31.60	-31.13	-35.37
13	-32.26	-31.00	-28.05



14	-23.52	-31.00	-30.85
15	-29.54	-30.86	-33.79
16	-28.63	-32.23	-31.91
17	-26.85	-32.19	-33.39
18	-26.44	-32.19	-31.95
19	-28.94	-30.88	-33.59
20	-28.30	-30.91	-27.93
21	-26.85	-30.86	-32.07
22	-27.96	-30.88	-31.81
23	-27.23	-30.88	-28.65
24	-27.96	-30.86	-26.39
25	-26.85	-32.26	-30.44
26	-31.82	-32.21	-29.41
27	-22.28	-32.23	-27.28

#### ***2.7.1.5 Análisis estadístico de la malla***

El análisis de variación (ANOVA) fue utilizado para determinar en función de las razones S/N (**Tabla 2.2**) los parámetros geométricos estadísticamente significativos en las variables de respuesta. Las **Tablas 2.2.1-2.2.3** muestran el ANOVA para el tiempo de cálculo, la variación de la temperatura pico y temperatura A, respectivamente.



**Tabla 2.2.1.** Resultados del análisis ANOVA para el tiempo de cálculo.

Codificación	Parámetro geométrico	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrado medio	F	Contribución %
A	Ancho	2	89.74	44.87	0.35	8.57
B	Longitud	2	296.94	148.47	1.16	28.35
C	Espesor	2	176.96	88.48	8.85	16.9
D	Espesor 2	2	256.86	128.43	13.78	24.53
E	Longitud 2	2	162.35	81.17	7.46	15.50
F	Espesor 2	2	50.49	25.25	2.08	4.82
G	Bias	2	13.96	6.98	0.60	1.33
Error		2				
Total		16	1047.3			100

**Tabla 2.2.2.** Resultados del análisis ANOVA para la variación de la temperatura pico.

Codificación	Parámetro geométrico	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrado medio	F	Contribución %
A	Ancho	2	0.043	0.021	0.217	0.416
B	Longitud	2	10.22	5.112	3023.07	98.439
C	Espesor	2	0.072	0.036	0.37	0.698
D	Espesor 2	2	0.039	0.019	0.19	0.375
E	Longitud 2	2	0.003	0.001	0.015	0.03
F	Espesor 2	2	0.0024	0.0012	0.012	0.023
G	Bias	2	0.002	0.001	0.0099	0.019
Error		2				
Total		16	10.386			100



**Tabla 2.2.3.** Resultados del análisis ANOVA para la variación de la temperatura en el punto A.

Codificación	Parámetro geométrico	Grados de libertad	Suma de cuadrados	Cuadrado medio	F	Contribución n %
A	Ancho	2	209.53	104.77	113.25	75.3
B	Longitud	2	26.15	13.07	4.86	9.40
C	Espesor	2	5.78	2.89	1	2.07
D	Espesor 2	2	7.85	3.92	1.37	2.82
E	Longitud 2	2	2.94	1.47	0.50	1.05
F	Espesor 2	2	12.62	6.31	2.23	4.53
G	Bias	2	13.36	6.68	2.38	4.8
Error		2				
Total		16	278.23			100

A partir de la prueba F de Fisher ( $F > 4$ ) [176] y la contribución (%) se determinó que el tamaño de los elementos longitudinales, en el espesor de placa y transversales son los más significativos en el tiempo de cálculo computacional. El tamaño de elementos utilizado para mallar el largo y ancho de soldadura son significativos en la variación de la temperatura del punto A. Mientras que, el tamaño de los elementos longitudinales es el parámetro más importante en la variación de la temperatura pico.

En los tres análisis estadísticos, los elementos longitudinales coinciden como el parámetro significativo. Heinze *et al.* [177] y Schenk *et al.* [168] analizaron previamente este parámetro en mallas utilizadas para simular numéricamente el campo mecánico de soldadura. Estos autores sugirieron no realizar un engrosamiento de la malla en las regiones lejanas al cordón de soldadura a través del aumento de la longitud de los elementos, ya que esto afecta la precisión de los resultados.



Tomando en cuenta el ANOVA y la razón máxima S/N de cada parámetro geométrico (**Figura 2.2.2**) se determinó el tamaño de los elementos de malla para los diseños óptimos que proporcionan un menor tiempo de cálculo computacional, la menor variación de la temperatura pico y la temperatura A. La **Tabla 2.2.4** muestra los valores de los parámetros geométricos para los tres diseños óptimos de las variables de respuesta consideradas en este estudio.

**Tabla 2.2.4.** Diseños óptimos para las variables de respuesta.

Parámetro geométrico	Nivel óptimo		
	Tiempo de cálculo	Variación de la temperatura pico	Variación de la temperatura A
Ancho	3	3	3
Longitud	3	2	2
Espesor	3	1	3
Ancho 2	3	1	1
Longitud 2	2	3	2
Espesor 2	2	1	2
Bias	1	2	3

Las predicciones de los diseños óptimos se obtuvieron a partir de la razón S/N promedio y la ecuación (88) para el valor de la respuesta. La comparación entre dichas predicciones y los resultados obtenidos en las simulaciones de confirmación se muestran en la **Tabla 2.2.5**. Las mejoras en la razón S/N de las pruebas experimentales de confirmación y la media de los 27 experimentos realizados en el DoE fueron de 15, 0.49 y 7.101 dB para el tiempo de cálculo, la variación de la temperatura pico y temperatura A, respectivamente.

$$\hat{\eta} = \eta_m + \sum_{i=1}^0 (\hat{\eta}_i - \eta_m) \quad (90)$$



**Tabla 2.2.5.** Predicciones de los resultados del diseño óptimo vs resultados del experimento de confirmación.

	Predicción (diseño óptimo)	Experimento de confirmación
Código de experimento	A3B3C3D3E2F2G1	A3B3C3D3E2F2G1
Tiempo de cálculo	12.96 min	7 min
Razón S/N	-22.25 dB	-16.9 dB
Código de experimento	A3B2C1D2E3F1G2	A3B2C1D2E3F1G2
Variación de temperatura pico	35.18 °C	35 °C
Razón S/N	-30.92 dB	-30.88 dB
Código de experimento	A3B2C3D1E2F2G3	A3B2C3D1E2F2G3
Variación de temperatura A	27.93 °C	19.8 °C
Razón S/N	-28.92 dB	-25.93 dB

La selección de los niveles de cada parámetro se basó en su frecuencia para conseguir una de las características de calidad. La mayoría de los niveles seleccionados coincidieron con el diseño óptimo establecido para obtener la menor variación en la temperatura del punto de referencia A. Los resultados mostrados en la **Tabla 2.2.6** indican que el menor tiempo de cálculo y menor variación de temperaturas se produce con la configuración: A3B2C3D1E2F2G1, la cual fue tomada como el diseño óptimo de malla.

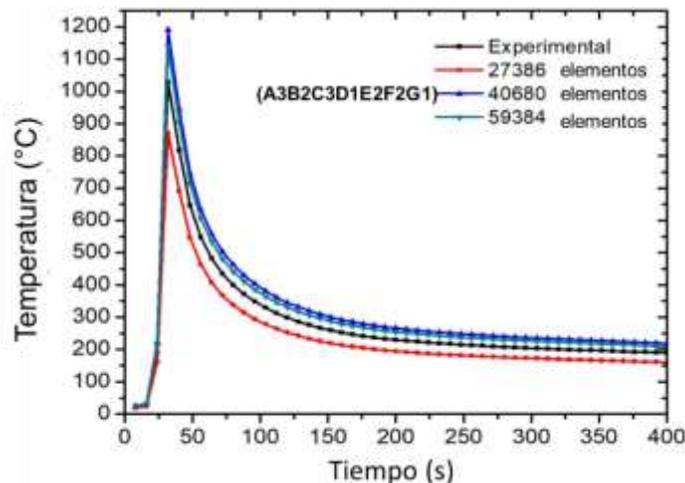


**Tabla 2.2.6.** Comparación de las relaciones S/N del diseño óptimo para el tamaño de elementos de malla variando el factor bias.

Experimento	Tiempo de cálculo (min)	Variación de temperatura pico (°C)	Variación de temperatura A (°C)
3c (A3B2C3D1E2F2G1)	21	35.4	19.8
4c (A3B2C3D1E2F2G2)	23	35.4	26.26
5c (A3B2C3D1E2F2G3)	25	35.4	39.26

### 2.7.1.6 Estudio de independencia de la solución de la malla

Un estudio de independencia de solución de la malla fue aplicado a la solución numérica FE del campo térmico de soldadura, dada su importancia en la solución general del problema termomecánico. La **Figura 2.2.3** muestra la comparación entre las estimaciones de temperatura obtenidas por tres modelos FE (incluida la malla óptima A3B2C3D1E2F2G1) con diferente número de nodos y elementos así como, el historial térmico medido experimentalmente en el punto A cercano a la FZ (**Figura 2.2**) a través del arreglo de termopares tipo K.



**Figura 2.2.2.** Estudio de independencia de solución de la malla del campo térmico (comparación de ciclos térmicos en punto A).



### 2.7.1.7 Solución del modelo numérico

El método Galerkin fue utilizado para obtener la formulación débil del problema térmico (ecuación 74), considerando las condiciones de frontera naturales e inicial ( $T = T_\infty$  para  $t = 0$ ) establecidas. El teorema de Green-Gauss fue aplicado para realizar la integración por partes de la ecuación residual ponderada.

$$\iiint_V \left( \frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{dT}{dx} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{dT}{dy} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{dT}{dz} \right) + q - m \frac{\partial T}{\partial t} \right) N_i dV = 0 \quad (91)$$

$$\iint_S (\alpha T + \beta) N_i dS + \iiint_V \left( -k \frac{\partial N_i}{\partial x} \left( \frac{dT}{dx} \right) - k \frac{\partial N_i}{\partial y} \left( \frac{dT}{dy} \right) - k \frac{\partial N_i}{\partial z} \left( \frac{dT}{dz} \right) + q N_i - m \frac{\partial T}{\partial t} N_i \right) dV = 0 \quad (92)$$

Donde  $m = \rho C p$ ,  $\alpha$  y  $\beta$  son parámetros especificados en la frontera del dominio de cálculo. La ecuación matricial (ecuación 93) obtenida de la sustitución de las funciones forma del elemento de malla fue resuelta numéricamente mediante el método iterativo completo de Newton-Raphson.

$$[m]\{\dot{T}\} + ([K_k + K_\alpha])\{T\} = \{r_q\} + \{r_\beta\} \quad (93)$$

$$m = \iiint (m N N^T) dV \quad K_k = \iiint B C B^T dV \quad K_\alpha = - \iint \alpha (N N)^T dS \quad r_q = \iiint q N dV$$

$$r_\beta = \iint \beta N dS$$

(94)

Donde  $B = \partial N_i / \partial x_n$ ,  $C$  y  $q$  corresponden a la rigidez del sistema y a la fuente de calor, respectivamente.

La solución del modelo matemático térmico se obtuvo en 3090 iteraciones utilizando un paso de tiempo de 0.5 s y una tolerancia de 0.1% para el cálculo de la convergencia de calor. Por su parte, el modelo mecánico requirió de 5600 iteraciones y una tolerancia de 1% en la convergencia de la fuerza. El modelo computacional fue resuelto en una estación de trabajo con un procesador Intel core i7-6500U 3.1 GHz 16GB RAM.



## 2.7.2 Modelo mecánico FE de soldadura

Para llevar a cabo la estimación de los esfuerzos residuales y la deformación que se generan durante el proceso de soldadura GTAW en placas de acero TWIP-Ti. Los resultados de campo térmico fueron vinculados a la simulación del campo mecánico; es decir, se resolvió un problema termomecánico desacoplado.

### 2.7.2.1 Ecuaciones gobernantes

El problema no lineal de la determinación de esfuerzos residuales y deformación de soldadura contempló la solución numérica incremental [178] de la relación deformación unitaria ( $\varepsilon$ )-desplazamiento ( $\mathbf{u}$ ) (ecuación 95), deformación unitaria-esfuerzo ( $\sigma$ ) (ecuación 10.6) y la ecuación de equilibrio mecánico (ecuación 97).

$$\varepsilon = \mathbf{u}/L \quad (95)$$

$$\Delta\sigma = \frac{EH'}{E+H'}\Delta\varepsilon - \left\{ \frac{EH'}{E+H'} \left( \alpha - \frac{1}{E^2} \frac{dE}{dT} \sigma \right) - \frac{E}{E+H'} \frac{d\sigma_Y}{dT} \right\} \Delta T - \frac{EH'}{E+H'} \dot{\varepsilon}^c \Delta t \quad (96)$$

$$\sigma_{ij} + \rho b_i = 0 \quad (97)$$

Donde  $\varepsilon^{total}$  es la deformación unitaria total, la cual para está dada por las deformaciones térmica ( $\varepsilon^T$ ), elástica ( $\varepsilon^e$ ), plástica  $\varepsilon^P$  y creep ( $\varepsilon^c$ ) [178].

$$\varepsilon^{total} = \varepsilon^T + \varepsilon^e + \varepsilon^P + \varepsilon^c \quad (98)$$

El vector  $\mathbf{u}$  incluye los desplazamientos nodales en las coordenadas espaciales x, y, z y L es una escala de longitud. Las consideraciones aplicadas a este modelo fueron:

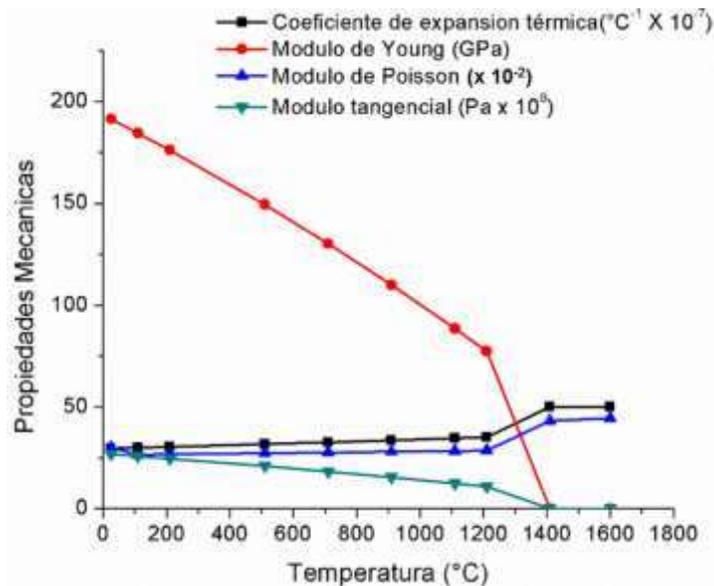
- En el análisis esfuerzo-deformación de soldadura el comportamiento elástico fue simulado con la ley de Hooke y el comportamiento plástico se resolvió mediante un modelo plástico de tasa independiente.
- Se tomó en cuenta la variación de las propiedades mecánicas (E, H',  $\alpha$ ,  $\sigma_Y$  y  $\nu$ ) con la temperatura (**Figura 2.2.4**) según su importancia en la precisión del cálculo de esfuerzos residuales y distorsión [179].



- El efecto de las transformaciones de fase en estado sólido en la deformación no fue considerado, ya que el acero TWIP-Ti mantiene la fase austenítica estabilizada en el rango de temperaturas:  $T \leq T_{solidus}$  así como  $T_{solidus} \leq T \leq T_{liquidus}$ .
- La deformación creep fue despreciada en la simulación del campo mecánico de soldadura dado el tiempo relativamente corto del ciclo térmico de soldadura [180].
- Se consideraron los modelos de endurecimiento isotrópico y cinemático para el cálculo de la incompatibilidad no elástica que se produce durante el ciclo termomecánico de soldadura.
- Se consideró en las simulaciones del campo mecánico el criterio de fluencia de Von Misses [181].

$$f(\sigma, \sigma_y) = \sigma_e - \sigma_y \quad \text{con} \quad \sigma_m = \sqrt{\frac{3}{2} \left( \sigma : \sigma - \frac{1}{3} \sigma^2 \right)} \quad (99)$$

Donde  $\sigma_y$  es el esfuerzo de fluencia y  $\sigma_m$  es el esfuerzo efectivo de von Misses [181].



**Figura 2.2.3.** Variación de las propiedades mecánicas del acero TWIP-Ti con la temperatura estimadas por el software JMatPro® 9.0.



Al aplicar las consideraciones anteriores al modelo matemático, la relación esfuerzo-deformación unitarias (ecuación 96) y la ecuación de la deformación unitaria total (ecuación 98) se modificaron:

$$\Delta\sigma = \frac{EH'}{E+H'} \Delta\varepsilon - \left\{ \frac{EH'}{E+H'} \left( \alpha - \frac{1}{E^2} \frac{dE}{dT} \sigma \right) - \frac{E}{E+H'} \frac{d\sigma_Y}{dT} \right\} \Delta T \quad (100)$$

$$\varepsilon = \varepsilon^T + \varepsilon^e + \varepsilon^P \quad (101)$$

Los esfuerzos resultantes deben satisfacer la ecuación de equilibrio (ecuación 97). Mientras que, la deformación unitaria total ( $\varepsilon^{total}$ ) debe cumplir la condición de compatibilidad (ecuación 102), cuando esta condición no es igual a cero, se dice que existe incompatibilidad  $R_c$  y, por lo tanto, esfuerzos residuales (ecuación 103).

$$\left[ \frac{\partial^2 \varepsilon'_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon'_y}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \gamma'_{xy}}{\partial x \cdot \partial y} \right] + \left[ \frac{\partial^2 \varepsilon''_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon''_y}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \gamma''_{xy}}{\partial x \cdot \partial y} \right] = 0 \quad (102)$$

$$R_c = - \left[ \frac{\partial^2 \varepsilon''_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon''_y}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \gamma''_{xy}}{\partial x \cdot \partial y} \right] \quad (103)$$

La ecuación (104) es la regla de flujo plástico asociada a las superficies de fluencia de los modelos: isotrópico y cinemático. Esta regla representa la evolución de la deformación plástica del material en relación con el potencial plástico ( $\varphi$ ) y el incremento de la deformación no elástica ( $d\varepsilon$ ).

$$d\varepsilon^P = d\varepsilon \frac{\partial \varphi}{\partial \sigma} \quad (104)$$

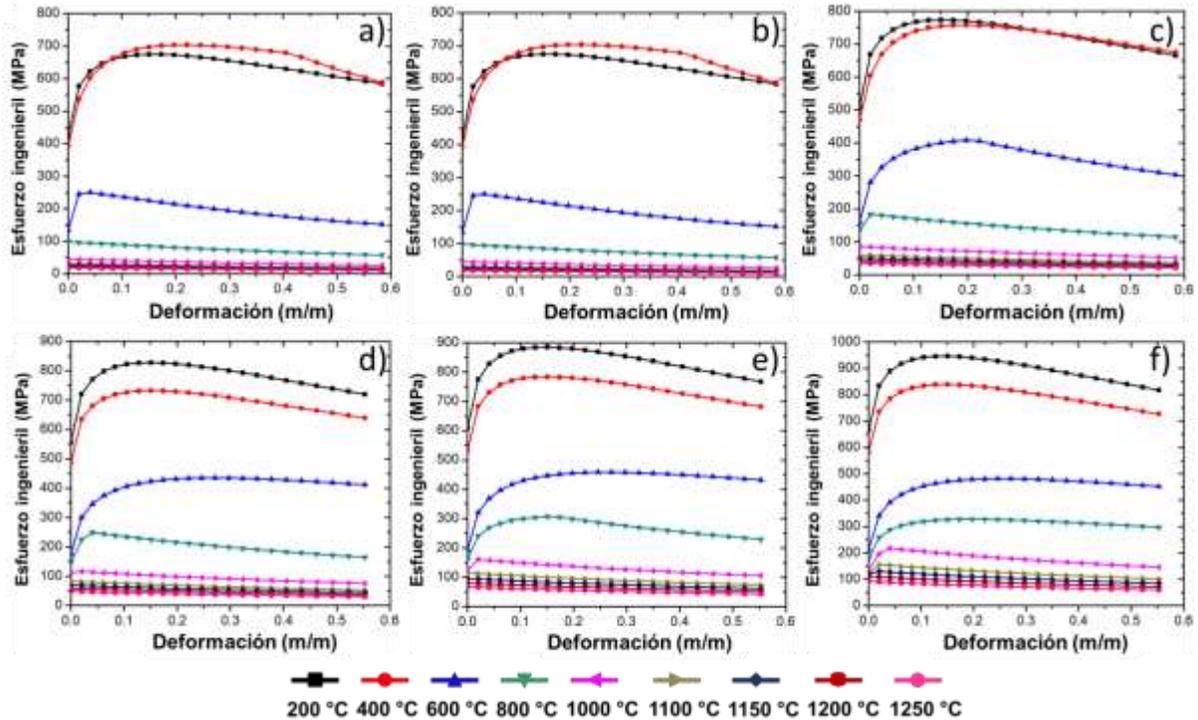
La interacción entre los esfuerzos térmicos ( $\sigma_{ij}$ ) y las deformaciones ( $\varepsilon_{ij}$ ) fue calculada a través de la siguiente relación:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij} + \lambda s_{ij} + \left[ \alpha + \frac{\partial \alpha}{\partial T} (T - T_0) \right] dT \quad (105)$$

La **Figura 2.2.4** muestra las curvas esfuerzo-deformación estimadas por JMatPro 9.0 ® para el acero TWIP-Ti a diferentes temperaturas y velocidades de deformación: 0.001, 0.01, 0.1, 1, 10 y 100 s<sup>-1</sup>. Estas curvas fueron utilizadas para la definición del material dentro del modelo mecánico resuelto en ANSYS Mechanical ® con el fin de encontrar la velocidad de

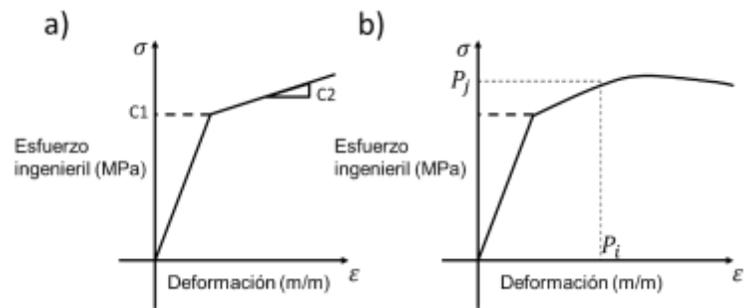


deformación que mejor predice el desarrollo de esfuerzos residuales de soldadura en el acero TWIP-Ti.



**Figura 2.2.4.** Curvas esfuerzo-deformación del acero TWIP-Ti a diferentes temperaturas y velocidades de deformación: a)  $0.001 \text{ s}^{-1}$ , b)  $0.01 \text{ s}^{-1}$ , c)  $0.1 \text{ s}^{-1}$ , d)  $1 \text{ s}^{-1}$ , e)  $10 \text{ s}^{-1}$ , f)  $100 \text{ s}^{-1}$ .

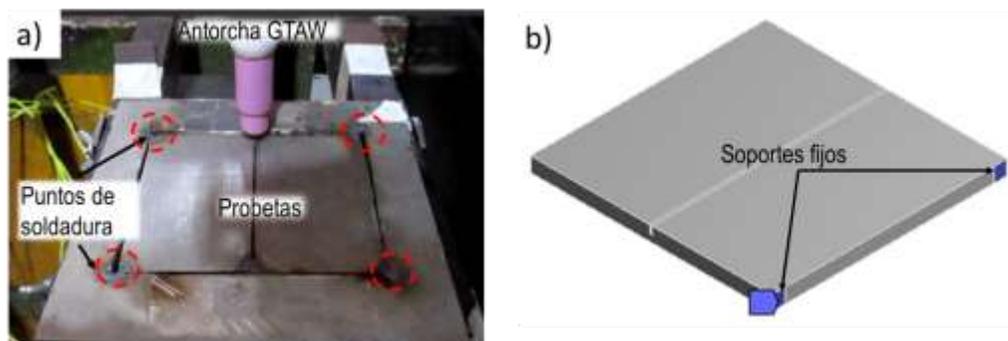
Para los modelos de endurecimiento bilineales (isotrópico y cinemático) se definieron los parámetros C1 y C2 de la relación constitutiva, los cuales de acuerdo con el diagrama de la **Figura 2.2.6** corresponden al límite de fluencia ( $\sigma_Y$ ) y el módulo tangencial ( $H'$ ). Para los modelos multilineales (isotrópico y cinemático), la variación de la relación esfuerzo-deformación plástica fue definida para definir los parámetros  $P_i$  y  $P_j$  del modelo constitutivo (**Figura 2.2.6**).



**Figura 2.2.5.** A) relación bilineal esfuerzo-deformación b) relación multilinear esfuerzo deformación.

### 2.7.2.2 Condiciones de frontera

La distribución nodal de temperaturas se convirtió en una condición de frontera natural. En este caso, las temperaturas fueron definidas como “cargas térmicas” a través de un código de programación realizado en Mechanical APDL<sup>®</sup>. Mientras que, las condiciones de frontera esenciales fueron los soportes fijos definidos en las porciones de arista (**Figura 2.2.7a**) que restringieron las traslaciones en el dominio de cálculo. Esta condición fue representada por el punteo realizado en las placas previo al proceso de soldadura (**Figura 2.2.7b**).



**Figura 2.2.6.** a) condiciones de frontera esenciales definidas en el dominio de cálculo, b) punteo de las placas de acero TWIP-Ti a la placa respaldo.



## ***2.8 Procesamiento de imágenes aplicado al análisis estadístico microestructural***

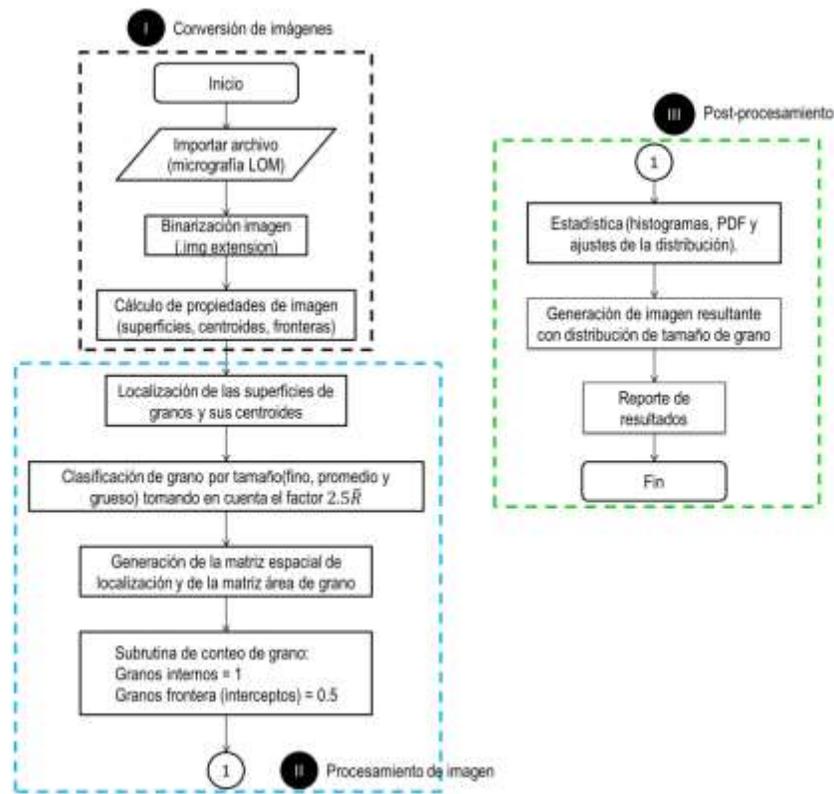
Dada la distribución no uniforme de temperaturas del proceso de soldadura, se presentaron regiones de recristalización/crecimiento de grano durante el ciclo térmico en el acero TWIP-Ti. Para identificar las regiones de recristalización y crecimiento de grano se realizó un exhaustivo análisis de micrografías LOM obtenidas de las uniones soldadas TW-91-B y TW-160-R (**Tabla 2.1.3**). El análisis estadístico y descripción del comportamiento de la distribución del tamaño de grano en las uniones soldadas de acero TWIP-Ti se realizó mediante procesamiento de imágenes en Matlab® por medio de un código “in-house” que permitió realizar conteos, mediciones y ubicaciones de grano basados en su tamaño.

El código “in-house” de procesamiento de imagen desarrollado en Matlab® representó una herramienta eficiente y precisa en el análisis microestructural, sobretodo en microestructuras bimodales como la que se presentaron en el acero TWIP-Ti. Ya que, los métodos de intercepto lineal y planímetro establecidos en la norma ASTM E112 [157] presentan altos porcentajes de error y desviación en las estimaciones de tamaño de grano promedio en distribuciones bimodales.

Asimismo, el procesamiento de imágenes permitió el estudio del crecimiento anormal de grano en las uniones soldadas de alto y bajo aporte térmico. Este fenómeno ha sido reportado previamente por Dini *et al.* [182] y Yoo *et al.* [183] en los aceros TWIP Fe-31Mn-3Al-3Si y Fe-28Mn-Al-C, respectivamente.

### ***2.8.1 Algoritmo de solución***

Un código “in-house” integrado por las subrutinas mostradas en la **Figura 2.2.8**, fue desarrollado con el fin de obtener información detallada de la evolución microestructural en el acero TWIP-Ti. Cabe señalar que, los conteos de grano realizados por la subrutina 2 “procesamiento” (**Figura 2.2.8**) respetaron los criterios establecidos en la norma ASTM E112 [157] para el tratamiento de interceptos.



**Figura 2.2.7.** Subrutinas del código “in-house” de procesamiento de imágenes en Matlab® para el análisis de micrografías post-soldadura del acero TWIP-Ti.

Para el cálculo de la función de distribución de probabilidad (PDF) se consideró la distribución logarítmica normal (ecuación 106).

$$f(x) = \frac{1}{x\sigma\sqrt{2\pi}} e^{-(\ln(x)-\mu)^2/2\sigma^2} \quad (106)$$

El procedimiento descrito en la sección 2.5 *Medición de tamaño de grano* para la toma de micrografías aleatorias en el BM y probetas de soldadura fue aplicado en el análisis de procesamiento de imagen. Cada micrografía fue denominada “campo” y se analizó mediante el código “in-house” de procesamiento de imagen con el fin de obtener condiciones promedio de cada muestra (solubilizado y post-soldadura) y región (FZ-HAZ y HAZ-BM).



## 2.9 Modelo MC-Voronoi microestructural de soldadura

Un modelo termo-microestructural desacoplado fue desarrollado para simular los fenómenos de crecimiento de grano y recristalización estática (SRX por sus siglas en inglés) que se producen en la HAZ del acero TWIP-Ti durante el ciclo térmico del proceso de soldadura GTAW autógeno. El modelo propuesto consideró el uso de teselaciones Voronoi y post-procesamiento de imagen para obtener una adecuada representación de la morfología de grano austenítico. Adicionalmente, se desarrolló un modelo simplificado para representar gráficamente los granos con maclas de recocido tanto en microestructuras de crecimiento de grano como de recristalización, calculados a partir del historial térmico.

La distribución de temperaturas del campo térmico de soldadura, obtenidas numéricamente mediante el modelo FE térmico descrito en la sección 2.8.1, fueron vinculadas al modelo microestructural mediante funciones de interpolación de alto orden. Para simular el crecimiento de grano se acoplaron los métodos MC-EDB [123] con teselaciones de Voronoi a través de un código de programación desarrollado en Matlab®.

Por su parte, la simulación de granos recristalizados consideró las velocidades de enfriamiento experimentales, conteos de grano y temperaturas pico estimadas por el modelo FE térmico para determinar la tasa de generación de granos ( $\phi$ ).

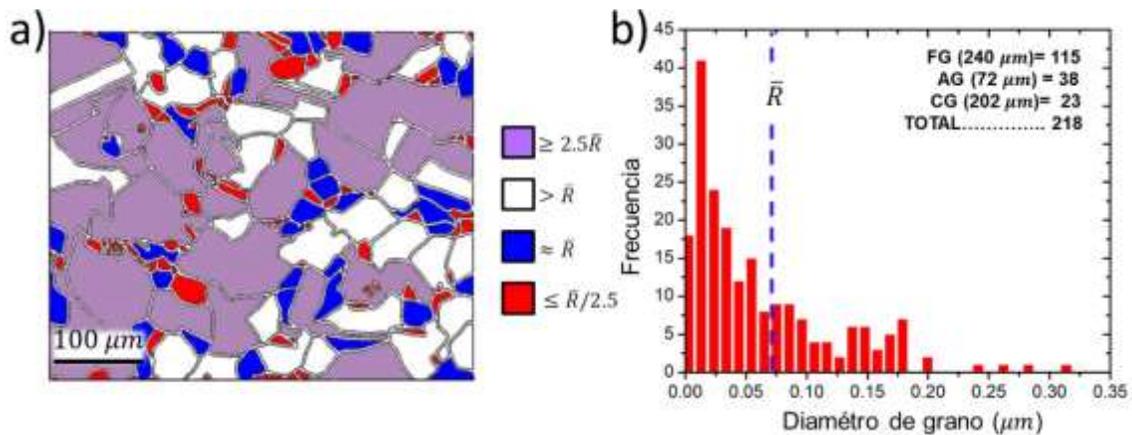
El modelo Voronoi-MC propuesto modificó las probabilidades de crecimiento de grano [184-187] y recristalización considerando el tamaño inicial de grano ( $L_0$ ), lo cual permitió simular estos fenómenos de forma precisa.

En esta sección se describe el algoritmo del modelo termo-microestructural MC-Voronoi propuesto para simular los fenómenos de crecimiento de grano y SRX en la HAZ de uniones soldadas de acero TWIP-Ti. El modelo se integró de 3 módulos de simulación microestructural, un módulo clasificador y un apéndice de representación de maclas de recocido, los cuales se describen en las siguientes secciones.

## 2.9.1 Módulos del programa

### 2.9.1.1 Material base

Al aplicar el proceso de laminación en caliente con 2 etapas de reducción de espesor (60% y 50%) y un tratamiento térmico de solubilizado ( $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  durante 1200 s) seguido de un temple en agua se produjo una microestructura bimodal en el acero TWIP-Ti, como se muestra en la **Figura 2.2.9**.



**Figura 2.2.8.** a) Micrografía LOM binarizada del BM en condición de solubilizado, b) Histograma de distribución de tamaño de grano del BM.

Las micrografías LOM tomadas aleatoriamente de esta condición (BM) fueron analizadas estadísticamente mediante procesamiento de imágenes en Matlab®. Los centroides de granos pequeños, promedio y grandes, clasificados con el criterio de  $2.5\bar{R}$  [188] en un espacio  $\mathbb{R}^2$  fueron utilizados como núcleos generadores de celdas Voronoi para representar una “microestructura Voronoi preliminar” (MVP) del acero TWIP-Ti.

La comparación de las distribuciones de tamaño de grano así como la media de los tamaños de granos pequeños, promedio y grandes fueron utilizados como criterios para realizar el ajuste de la microestructura MVP a una condición más realista del acero TWIP-Ti en condición de solubilizado. Es importante mencionar que los centroides de granos pequeños, promedio y grandes de la microestructura MVP no corresponden al total de granos del material base (BM) como se muestra en la **Figura 2.2.9b**. Para compensar los



granos restantes, se incorporaron centroides con ubicaciones aleatorias en la microestructura MVP mediante la siguiente relación:

$$r_i = (b - a) * rand(N, 2) + a \quad (107)$$

Donde  $a$  y  $b$  representan los límites del espacio  $\mathbb{R}^2$ ,  $N$  es el número de centroides agregados y  $r_i$  es el vector con las coordenadas aleatorias de dichos centroides. Se utilizó un número de iteraciones  $N_{iter}$  para modificar las coordenadas del vector  $r_i$  dentro de la microestructura MVP. Se definió un porcentaje de error del 10% entre los tamaños de grano (pequeños, promedio y grandes) promedio medidos experimentalmente y los obtenidos mediante la simulación con teselaciones Voronoi. Un error del 10% fue adecuado según la norma ASTM E112 [157] para el porcentaje de precisión relativa (%RA).

Para evitar el traslape de los centroides  $N$  agregados con los centroides de la microestructura MVP se ejecutó un código de rastreo en cada iteración mediante el comando “Knnsearch”. Si algún par de coordenadas del vector  $r_i$  resultó coincidente con las coordenadas de un centroide de MVP, las primeras se multiplicaron por un número aleatorio  $b_i$  ( $0 < b_i < 1$ ). Los centroides de las celdas Voronoi que formaron la microestructura BM final fueron almacenados en el vector “select\_normal”.

### 2.9.1.2 Clasificador

A partir de la microestructura BM se calculó el área de cada celda de Voronoi y se formó el vector  $\vec{A}$ . Así mismo, se obtuvieron los vectores  $\vec{v}$  de coordenadas de los vértices en  $\mathbb{R}^2$  y  $\vec{c}$  con los centroides de cada celda.

La distribución transitoria de temperaturas en el plano medio transversal de soldadura fue almacenada en la matriz “Matrix\_Temp”, donde las temperaturas nodales fueron ubicadas de acuerdo con sus coordenadas espaciales ( $x, y, z = 0.5L$ ) en el dominio de cálculo. La “Matrix\_Temp” redujo el almacenamiento de información y facilitó el manejo de datos durante la transferencia de resultados entre la malla macroscópica de FE y la malla microscópica (campo microestructural). Esta interacción se logró a través del uso de funciones de interpolación de alto orden para un elemento rectangular de 6 nodos.



Previamente, con el fin de reducir el volumen de información almacenada y el tiempo de cálculo, Chen *et al.* [189] también utilizaron funciones de interpolación para vincular las temperaturas de un modelo 3D térmico con el tiempo de avance MC. Las funciones de interpolación utilizadas se ajustaron adecuadamente al comportamiento no lineal posición-temperatura estimado por el modelo FE.

El tamaño utilizado en la malla microscópica de referencia fue  $\lambda = 10 \mu m$ . Las temperaturas de los vértices de las celdas de Voronoi del BM fueron calculadas a partir de las funciones de forma del vector  $\mathbf{N}$  (ecuación 108) y la matriz “Matrix\_Temp”. Una vez asignadas las temperaturas a cada vértice de celda Voronoi, se obtuvo un promedio a partir de dichas temperaturas. La temperatura promedio fue asignada al centroide y posteriormente, utilizada como la temperatura media de grano.

$$\vec{N} = \left\{ -\frac{s(s-a)(t-b)}{4a^2b}, \frac{(s-a)(a+s)(t-b)}{2a^2b}, \frac{s(a+s)(t-b)}{4a^2b}, \dots, \frac{s(a+s)(b+t)}{4a^2b}, -\frac{(s-a)(a+s)(b+t)}{2a^2b}, \frac{s(s-a)(b+t)}{4a^2b} \right\} \quad (108)$$

Por último, se realizó una clasificación del mecanismo de evolución microestructural según la temperatura de cada celda de Voronoi como se indica en la **Tabla 2.2.7**. Cabe señalar que los vectores  $\vec{A}$  y de temperatura media de grano ( $\vec{T}$ ) fueron definidos como variables globales para ser utilizados en cualquier módulo microestructural.

**Tabla 2.2.7.** Clasificación de los módulos de simulación microestructural MC-Voronoi de la HAZ del acero TWIP-Ti en función del historial térmico.

Rango de temperatura ( $T$ )	Módulo microestructural
$495 \text{ °C} \leq T \leq 874 \text{ °C}$	Nucleación
$T > 874 \text{ °C}$	Crecimiento de grano
$T < 495 \text{ °C}$	Material base



Las celdas Voronoi cuya  $T < 495^\circ\text{C}$  se mantuvieron sin alteración fueron almacenadas en el vector “select\_normal”, el cual se integró con las coordenadas del centroide de celda y sus áreas para ser considerados en los análisis estadísticos.

### 2.9.1.3 Módulo de crecimiento de grano

Si la temperatura de grano es mayor que  $874^\circ\text{C}$ , tanto la temperatura como el área de celda Voronoi se integran al vector “select\_growth”. Para generar el crecimiento de grano se aplicó el método MC acoplado con el modelo EDB [123] para relacionar el tiempo de cálculo real ( $t$ ) del modelo térmico con el tiempo de avance MC ( $t_{MCS}$ ).

El  $t_{MCS}$  se calculó a partir de la ecuación (109), y posteriormente se aplicó la ecuación (110) para calcular el tamaño de grano final ( $L$ ) como función del tamaño de malla microestructural ( $\lambda$ ) y el  $t_{MCS}$ .

$$(t_{MCS})^{nn_1} = \left(\frac{L_0}{K_1\lambda}\right)^n + \frac{K}{(K_1\lambda)^n} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)t \quad (109)$$

$$L = K_1\lambda(t_{MCS})^{n_1} \quad (110)$$

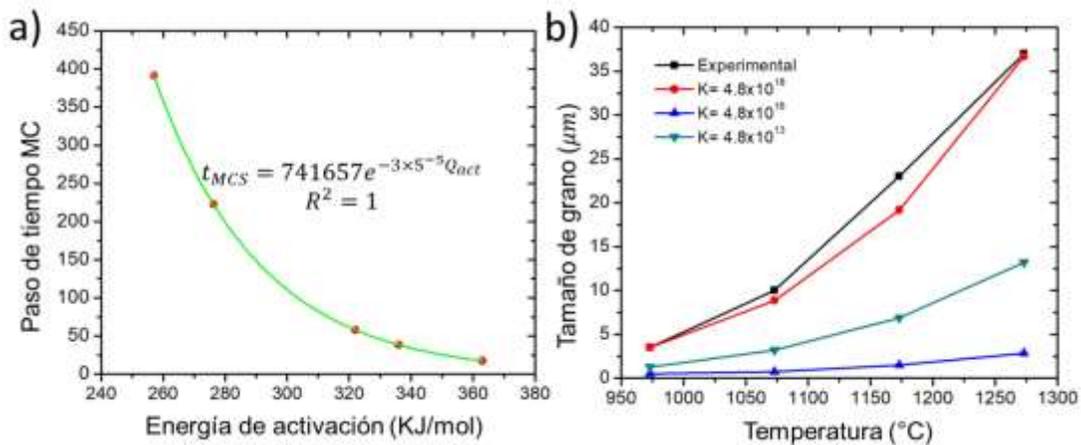
La energía de activación de crecimiento de grano ( $Q_c$ ) utilizada en el modelo MC fue  $363 \text{ KJ/mol}$ , la cual fue reportada por De las Cuevas *et al.* [190] para el acero TWIP 22Mn-0.6C. Por otro lado, para simular el crecimiento de grano mediante el modelo potencial en un acero TWIP similar (22Mn-0.6C), Scott *et al.* [191] utilizaron la energía de activación para la difusión del Mn (Tabla 2.2.8). Hamada *et al.* [192-193] reportaron valores de las energías de activación aparente ( $Q_{app}$ ) y de SRX ( $Q_{SRX}$ ) para aceros TWIP con contenidos variables de Al (Tabla 2.2.8).



**Tabla 2.2.8.** Energías de activación reportadas en la literatura para diferentes composiciones químicas de acero TWIP.

Energía de activación $Q$ (KJ/mol)	Acero TWIP
257	Fe-25%Mn-2%Al [33]
276.2	Fe-22%Mn-0.6%C [32]
326	Fe-25%Mn-3%Al [34]
336	Fe-25%Mn-0%Al [34]
363	Fe-22%Mn-0.6%Al [26]

Considerando los diferentes valores de  $Q$  reportados en la literatura (**Tabla 2.2.8**), se determinó una relación logarítmica entre la energía de activación y el  $t_{MCS}$  como se muestra en la **Figura 2.3**. Bajas energías de activación (difusión del Mn y  $Q_{app}$ ) sobre-estimaron el  $t_{MCS}$  y con ello el tamaño de grano final.



**Figura 2.2.9.** a) Relación energía de activación vs tiempo de cálculo MC, b) Efecto del incremento del factor pre-exponencial  $K$  en la predicción del crecimiento de grano isotérmico del acero TWIP Fe-17%Mn-0.6%C [192].

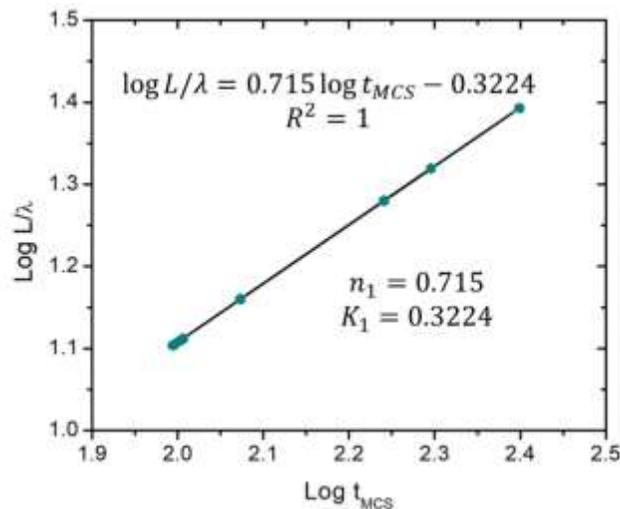
En función de la energía de activación de crecimiento de grano se realizó un ajuste del factor pre-exponencial ( $K$ ) de  $4.8 \times 10^{13}$  utilizado por Scott *et al.* [191] para simular crecimiento de grano isotérmico en el acero TWIP Fe-22%Mn-0.6%C. La suposición del



incremento del factor pre-exponencial con el aumento de la energía de activación se comprobó calculando el crecimiento de grano isotérmico en el acero TWIP Fe-17%Mn-0.6%C con  $Q = 360$  KJ/mol así como, los datos experimentales proporcionados por Koyama *et al.* [194].

Como puede verse en la **Figura 2.3b**, al incrementar  $K$  las predicciones MC se ajustan mejor a los tamaños de grano medidos después de los tratamientos térmicos de recocido realizados a temperaturas de 973 K, 1073 K, 1173 K y 1273 K durante 1800 s [194]. En el modelo MC-Voronoi se utilizó un factor pre-exponencial de  $4.8 \times 10^{24}$  para el acero TWIP-Ti estudiado, el cual proporcionó los resultados más precisos.

La **Figura 2.3.1** muestra el gráfico del  $\log L/\lambda$  vs  $\log t_{MCS}$ , así como el ajuste lineal de la curva a través del cual se determinaron las constantes  $n_1$  y  $K_1$  para crecimiento isotérmico de grano a una temperatura promedio de 1127 °C. Dicha temperatura representó un promedio entre la temperatura de liquidus del acero TWIP-Ti (1380 °C) y la temperatura de inicio de crecimiento de grano (874 °C), como fue establecido en los trabajos de Sista *et al.* [195] y Mishra *et al.* [196].

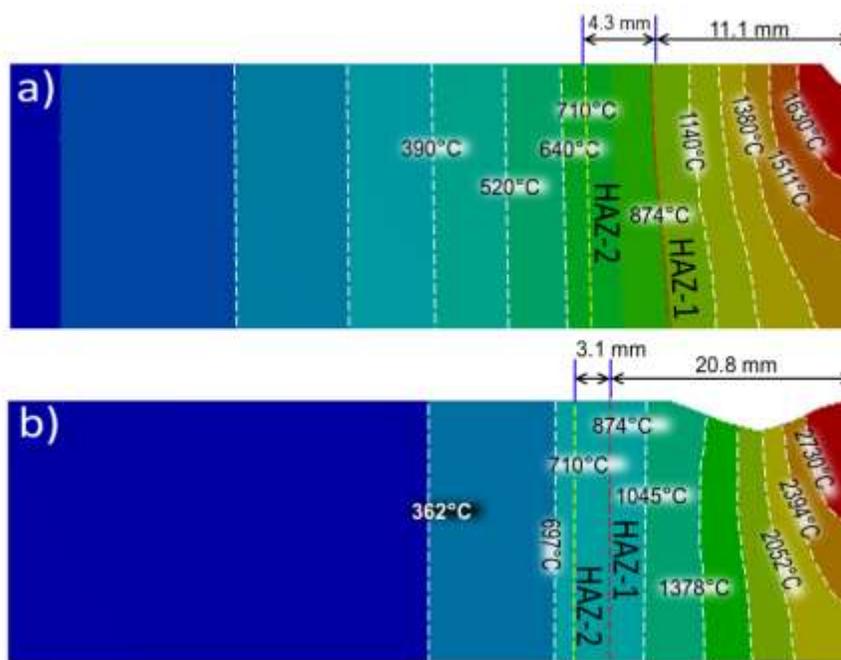


**Figura 2.3.** Ajuste de la curva  $\log L/\lambda$  vs  $\log t_{MCS}$  de crecimiento de grano isotérmico del acero TWIP-Ti a  $T=1227$  K. Los valores de  $K_1$  y  $n_1$  son 0.322 y 0.715, respectivamente.



Finalmente, el exponente de crecimiento ( $n$ ) fue ajustado a 4.5. Se tomó como referencia  $n = 4.26$  reportado por Scott *et al.* [191]. El exponente de crecimiento considerado ( $n = 4.5$ ) disminuyó la varianza del análisis de regresión realizado para el crecimiento isotérmico del acero TWIP-Ti (**Figura 2.3.1**).

Una característica distintiva de la evolución microestructural en el acero TWIP-Ti fue la distribución bimodal del tamaño de grano en las regiones de alta temperatura. La bimodalidad fue una característica “heredada” del BM en condición de solubilizado. Las elevadas temperaturas que se producen en la HAZ-1 (**Figura 2.3.2b**) favorecieron el crecimiento de los granos más grandes a expensas de los granos recrystalizados.



**Figura 2.3.1.** Estimación FE de la distribución de temperaturas en la HAZ de las uniones soldadas de acero TWIP-Ti con a) bajo aporte térmico (probeta TW-91-B), b) alto aporte térmico (probeta TW-160-R).

El fenómeno de crecimiento de grano se representó de forma adecuada mediante el cálculo de una probabilidad  $P$  de crecimiento [197] calculada a partir de la siguiente relación:



$$P = \frac{t_{MCS}}{t_{MCX_{MAX}}} \quad (111)$$

Sin embargo, para mantener la distribución bimodal del acero TWIP-Ti a altas temperaturas, la probabilidad anterior consideró la relación área de celda/área máxima (ecuación 112), con el objetivo de favorecer el crecimiento de los granos de mayor tamaño ( $> 2.5\bar{R}$ ). La probabilidad modificada ( $P_{Gr}$ ) se calculó con la ecuación (112). Para seleccionar las celdas de crecimiento se consideraron valores de  $P_{Gr} \geq 65\%$ . Los centroides de las celdas seleccionadas se almacenaron en el vector “vec\_probability”.

$$P_{Gr} = P \times \left( \frac{A_i}{A_{max}} \right) \quad (112)$$

Para simular el crecimiento en las celdas Voronoi seleccionadas se calculó un incremento de área ( $A_{inc}$ ) a partir del tamaño de grano final ( $L$ ) obtenido previamente como función del  $t_{MCS}$ .

$$A_f = L^2 \quad (113)$$

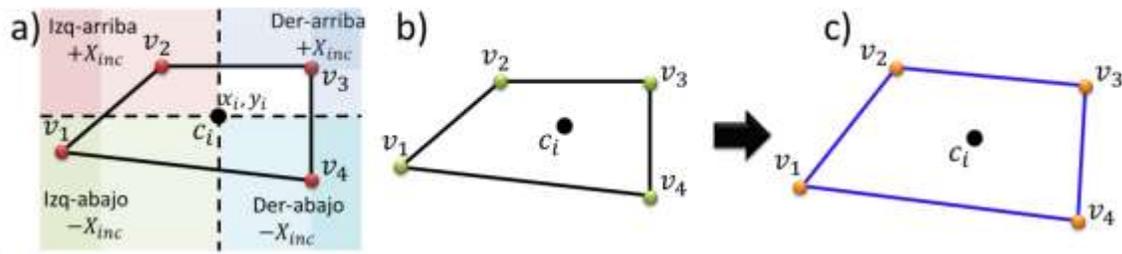
$$A_{inc} = A_f - A_0 \quad (114)$$

Donde  $A_f$  y  $A_0$  representan las áreas final e inicial, respectivamente. El incremento del tamaño de grano obtenido ( $A_{inc}$ ) fue incorporado a las celdas seleccionadas del vec\_probability, a través de la modificación de las coordenadas de los vértices de las celdas de Voronoi por un factor  $X_{inc}$  como se expresa en las ecuaciones (115-116).

$$\frac{A_{inc}}{No\ vertices} = d \quad (115)$$

$$d = \sqrt{2X_{inc}} \quad (116)$$

Previamente, cada vértice de celda Voronoi fue transformado a un escalar mediante el comando “cell2mat” y clasificado según su posición dentro de la celda, como se muestra en la **Figura 2.3.3a**. De acuerdo con la clasificación de vértices, se le asignó un signo a  $X_{inc}$  con el fin de producir el crecimiento de celda (**Figura 2.3.3b**).



**Figura 2.3.2.** a) Clasificación de la posición de los vértices de celda Voronoi basada en el centroide generador, b) Simulación de crecimiento de celda Voronoi al sumar algebraicamente  $X_{inc}$  a los vértices, c) Crecimiento de la celda Voronoi.

El crecimiento de grano produjo una reducción del número de granos promedio en la HAZ-1 en comparación con el BM, indicando el consumo de granos recristalizados durante el crecimiento. Para representar este efecto en el modelo MC-Voronoi, nuevamente se aplicaron relaciones de proximidad tanto al vector de centroides  $\vec{v}$  como al vector de áreas de celda ( $\vec{A}$ ). Los puntos más cercanos a los centroides de las celdas incluidas en `vect_probability`, cuyas áreas de celda son  $< A_i/2.5A_{prom}$  fueron guardados en el vector “`grain_delete`”. Dichas celdas fueron eliminadas de la microestructura, simulando así el “consumo” de éstas por parte de la celda de mayor área ( $\geq 2.5A_{prom}$ ) con alta probabilidad de crecimiento ( $P_{Gr} \geq 0.65$ ).

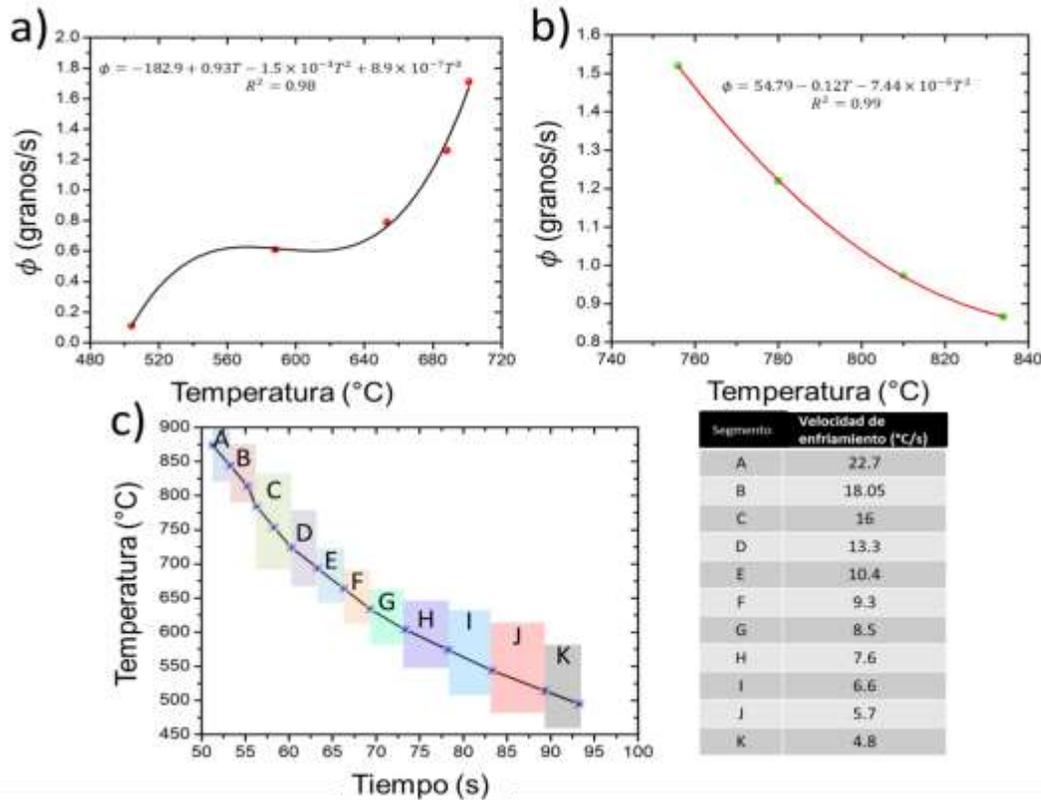
#### 2.9.1.4 Módulo de recristalización

Las celdas de Voronoi cuya temperatura de grano estuvo en el rango  $495^{\circ}\text{C} \leq T \leq 874^{\circ}\text{C}$  formaron parte del vector “`select_nuclei`”. Según la temperatura de celda se asignó una velocidad de enfriamiento ( $C.R.$ ) de acuerdo con la **Figura 2.3.4c**. La curva  $C.R.$  se construyó a partir de datos experimentales del historial térmico de soldadura medido a través de termopares tipo “K” ubicados en la HAZ-1 y HAZ-2 de las soldaduras GTAW de alto y bajo aporte térmico.

Dependiendo de la temperatura de celda se asignó la velocidad de enfriamiento. A partir de ésta se calculó el tiempo de descenso desde la temperatura pico ( $T_p$ ) hasta  $495^{\circ}\text{C}$ , límite inferior del proceso SRX. Las velocidades de generación/consumo de granos ( $\phi$ ) reportadas



en [206] fueron comparadas con la  $T_p$  estimada numéricamente mediante el modelo térmico FE, como se muestra en la **Figura 2.3.4**. Para obtener expresiones útiles, la curva  $\phi - T_p$  fue dividida en dos rangos de temperaturas: 495°C-710°C y 710°C-874°C.



**Figura 2.3.3.** Relaciones tasa generación/consumo de granos ( $\phi$ ) vs  $T_p$  para los rangos de temperatura: a) 495°C-710°C, b) 710°C-874°C, c) Curva linealizada de la velocidad de enfriamiento ( $C.R.$ ) vs tiempo obtenida de los ciclos térmicos de soldadura medidos experimentalmente.

A partir de la tasa  $\phi$  y el “time\_nuclei” calculado mediante la ecuación (117), se determinó el número de núcleos que pueden producirse alrededor de una celda Voronoi.

$$time\ nuclei = \frac{T_p - 495}{C.R.} \quad (117)$$

De acuerdo con los resultados experimentales, donde se produjo recristalización disminuyó el tamaño de grano promedio. Esto indicó que la recristalización se llevó a cabo



de forma preferencial en aquellos granos que poseen áreas promedio/pequeñas. Recordando que los límites de grano son sitios preferenciales para la nucleación, por lo que ésta se produce de forma más efectiva en los granos más pequeños. Considerando lo anterior, se definió la probabilidad de recristalización ( $P_r$ ) como:

$$P_r = 1 - (\text{Temperatura de grano} \times \vec{A}_i) \quad (118)$$

Se eligieron los centroides de celdas Voronoi con  $P_r \geq 75\%$ . El vector “*nucleation*” se formó con los centroides de celdas y el número de núcleos a generarse. Mediante relaciones de proximidad se obtuvieron las coordenadas espaciales de los centroides de celdas Voronoi más cercanas a las celdas seleccionadas del vector *nucleation*.

Posteriormente, se generaron puntos intermedios por medio del comando “*linspace*” entre el centroide seleccionado del vector *nucleation* y los puntos vecinos localizados. Los puntos generados se convirtieron en centroides de celdas Voronoi de los nuevos granos recristalizados. Todos los puntos intermedios generados se incorporaron al vector inicial  $\vec{v}$  del BM. Mediante el comando “*unique*” se eliminaron posibles coordenadas repetidas de centroides.

#### 2.9.1.5 Algoritmo de generación de granos maclados

Para complementar la simulación microestructural de la HAZ del acero TWIP-Ti se desarrolló el módulo simplificado “*TWIN\_Gen*”, el cual consideró información del ciclo térmico de soldadura y datos experimentales LOM, con el fin de realizar una representación de los granos con maclas de recocido pero, sin considerar su morfología y las causas de su formación. Este módulo fue agregado como apéndice de los módulos previos de recristalización, crecimiento de grano y material base.

Mediante una muestra estadísticamente significativa de micrografías LOM del acero TWIP-Ti en condiciones de solubilizado y post-soldadura se realizaron conteos de grano con maclas de recocido. La **Tabla 2.2.9** muestra los resultados promedio de dichos conteos.



**Tabla 2.2.9.** Número promedio de granos con maclas de recocido obtenidos de las micrografías LOM tomadas aleatoriamente en el acero TWIP-Ti en condiciones de solubilizado y post-soldadura.

Condición	Granos maclados (promedio)	TG (granos maclados/ granos totales)
Laminado en caliente	8	0.024
Solubilizado	9	0.076
FZ-HAZ (TW-91-B)	9	0.029
HAZ-BM (TW-91-B)	7	0.032
FZ-HAZ (TW-160-R)	2	0.02
HAZ-BM (TW-160-R)	3	0.031

Los campos LOM de las probetas de soldadura fueron correlacionados, de acuerdo a su ubicación en la muestras, con el historial térmico estimado numéricamente. Esto con el fin de establecer una relación entre el número de granos maclados promedio y los rangos de temperatura. A partir de la clasificación por rangos de temperatura de los granos maclados se determinó la proporción Granos maclados/Granos totales (TG), la cual ayudó a simular la presencia de granos con maclas de recocido en las microestructuras Voronoi post-soldadura y BM.

El módulo “TWIN\_Gen” llevo a cabo la multiplicación de la proporción TG por el número de celdas clasificadas por rango de temperatura. Este resultado fue redondeado al entero próximo mediante el comando “*ceil*” para obtener el número de granos con macla de recocido.

Los granos maclados fueron seleccionados mediante un algoritmo de números aleatorios de los vectores “select\_nuclei”, “select\_growth” y “select\_normal” que contienen a los centroides de las celdas Voronoi de los módulos de recristalización, crecimiento de grano y BM, respectivamente. A estas celdas se les asigno un color distintivo (color negro) para



representar gráficamente los granos maclados en las microestructuras Voronoi post-soldadura y BM.

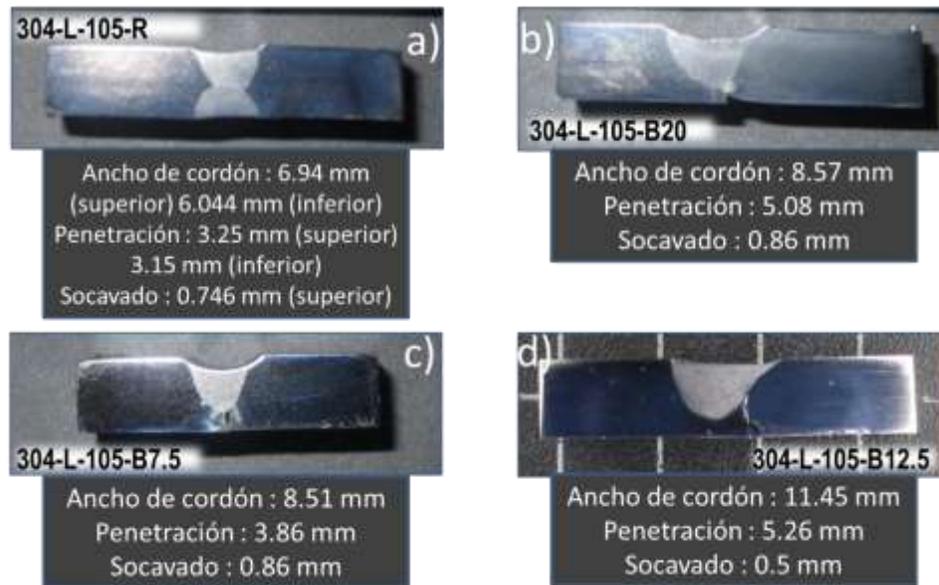


## CAPITULO III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### *3.1 Resultados experimentales de soldaduras TWIP/ AISI 3014 L*

Los experimentos de soldadura GTAW realizados en placas de acero TWIP-Ti y AISI 304L consideraron procesos de una y dos pasadas en diferentes configuraciones de junta (**Tablas 2.1.2-2.1.5**). Se sabe que las preparaciones con bisel se utilizan preferencialmente en procesos de soldadura con aporte para favorecer la penetración y mejorar la resistencia de la unión [146]. En este caso se utilizaron biseles de menor tamaño con el fin de proporcionar una separación de placa graduada y medir su efecto tanto en la penetración como en la calidad del cordón. Por su parte, las uniones de doble pasada permitieron reducir la intensidad de corriente de cada cordón. No obstante, se requiere establecer los parámetros adecuados para conseguir penetración completa.

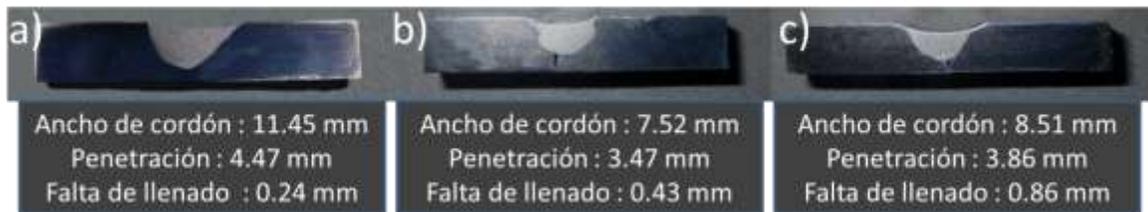
La **Figura 3.1.1** muestra las macrografías y características geométricas de los cordones de soldadura obtenidos para las juntas a tope, biseladas en V simple ( $7.5^\circ$  y  $12.5^\circ$ ) y bisel medio ( $20^\circ$ ) bajo los parámetros indicados en la **Tabla 2.1.2**. La unión a tope de doble pasada mejoró la penetración al incrementar el aporte térmico con una reducción considerable de falta de llenado superficial (**Figura 3.1.1a**), la cual fue obtenida en los experimentos que aplicaron juntas biseladas (**Figuras 3.1.1b y 3.1.1c**).



**Figura 3.1.1.** Macrográficas y características geométricas de los cordones obtenidos con los parámetros de soldadura indicados en la **Tabla 2.1.2** (acero AISI 304L).

Por su parte, el incremento del ángulo de bisel de  $7.5^\circ$  a  $12.5^\circ$  produjo una mayor penetración debido al aumento de la separación de placa (**Figura 3.1.1c**), pero también la falta de llenado fue mayor. En la unión de bisel medio la antorcha fue inclinada  $20^\circ$  con el fin de producir la fusión en el lado sin biselar y utilizar este material como relleno. Lo anterior, mejoró la penetración (**Figura 3.1.1b**). Sin embargo, la falta de llenado excesiva generada en todas las uniones biseladas descartó su aplicación.

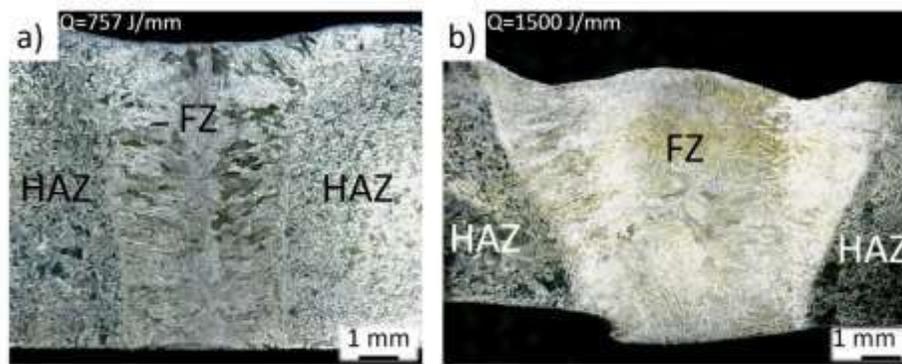
Las preparaciones de junta de bisel  $7.5^\circ$  y  $12.5^\circ$ , así como la preparación de bordes rectos fueron aplicadas en el acero TWIP-Ti dados los buenos resultados de penetración conseguidos en el acero AISI 304L. La **Figura 3.1.2** muestra la forma del cordón de soldadura y la profundidad de penetración obtenidas con las preparaciones biseladas y de bordes rectos en un pase de soldadura. Para mejorar la profundidad de penetración en la junta a tope y establecer una referencia de comparación experimental, se utilizó alto aporte térmico en una unión de acero TWIP-Ti (**Tabla 2.1.3**, unión TW-160-R).



**Figura 3.1.2.** Ancho del cordón de soldadura y falta de llenado obtenido con diferentes diseños de junta en las soldaduras TWIP-Ti: a) Bisel V simple (12.5 °), b) Bisel V simple (7.5 °), y c) Preparación de bordes rectos.

Se realizó una modificación de diseño en la preparación de juntas biseladas añadiendo una cara de raíz igual a la mitad del espesor de placa y un espacio de raíz de 0.85 mm (**Figura 2.1.2c**), con el objetivo de reducir el llenado insuficiente y permitir la movilidad del material fundido.

Se utilizó un alto aporte de calor en la preparación de junta de bordes rectos ( $Q = 1500$  J/mm) y un aporte térmico menor en la preparación con bisel en V simple (12.5°) y talón de raíz (**Tabla 2.1.3**,  $Q = 757$  J/mm) obteniendo en ambos casos, soldaduras de penetración completa (**Figura 3.1.3**). Estas uniones fueron importantes para el desarrollo de la presente investigación. Ya que, permitieron evaluar el efecto térmico, mecánico y microestructural en el acero TWIP-Ti en condiciones de alto y bajo aporte térmico y así, establecer una evaluación integral de la soldabilidad de este material.



**Figura 3.1.3.** Sección transversal de los cordones de soldadura obtenidos de las preparaciones de juntas a tope: a) Bisel V simple ( $12.5^\circ$ ) con talón de raíz (unión TW-91-B), b) Bordes rectos (unión TW-160-R).

Como ya se mencionó, un efecto indeseable generado por el espacio entre placas es la falta de llenado en la parte superior del cordón de soldadura, que reduce su calidad [146]. El espacio uniforme (0.85 mm) utilizado en la preparación de bordes rectos aumentó este defecto (**Figura 3.1.2a**), mientras que la separación gradual a través de la ranura de simple “V” redujo considerablemente la falta de llenado. En ángulos de bisel más altos, la profundidad de penetración y el llenado insuficiente aumentaron (**Figuras 3.1.2b y 3.1.2c**).

Lo anterior, se puede explicar por el volumen de llenado en ambas preparaciones de junta y las características geométricas de los cordones de soldadura. La separación de placa en la parte superior de la junta de bordes rectos fue de 0.85 mm. Mientras que, en la preparación “V” simple fue de 1.68 mm. Cuando se forma la pileta de soldadura, se fundió una cantidad menor de material en la junta de bordes rectos, que concentra el calor en la mitad superior de la soldadura en un pequeño volumen. De acuerdo con Ueda *et al.* [178], la difusión de calor radial produce una gran expansión en la parte superior y una mayor contracción de calor en la parte inferior. Por otro lado, en la unión de bisel en “V” simple, el calor tiene una mejor distribución en la parte superior de la junta debido a la reducción gradual en esta zona, lo que aumenta el volumen de llenado y reduce el gradiente térmico.

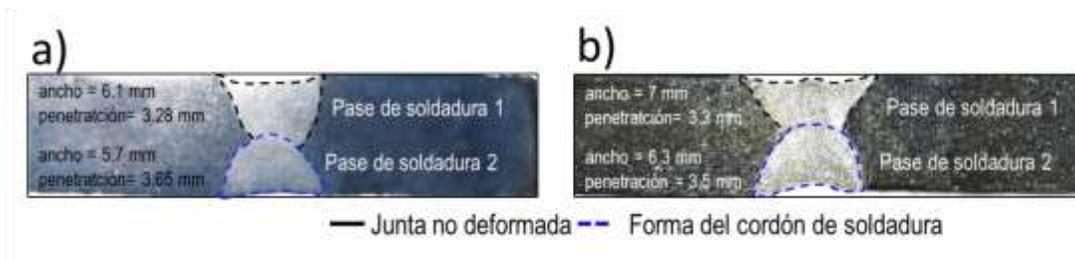
Este fenómeno fue corroborado en el ancho de los cordones de soldadura obtenidos mediante ambas preparaciones de junta. Para la unión de bordes rectos, el ancho fue de 8.5 mm. Mientras que, la unión de bisel en “V” simple presentó un ancho mayor (11.5 mm)



debido a la concentración de calor (**Figura 3.1.2**). Este aspecto también fue relacionado con las propiedades mecánicas de las uniones. Particularmente, en las uniones TW-160-R y TW-91-B en el cordón de mayor ancho, las dendritas columnares fueron más largas para mantener una alta tasa de disipación de calor. Esto restringió la zona de crecimiento dendrítica equiaxial, que a su vez promueve el aumento de la dureza y reduce el tamaño de grano promedio en la FZ.

Como ha sido reportado en la literatura, el aporte térmico es el factor principal que afecta la soldabilidad del acero TWIP dados los efectos negativos que produce en su microestructura y propiedades mecánicas [4]. Con el fin de mitigar dichos efectos y favorecer la aplicación del proceso GTAW autógeno como alternativa viable para la unión del acero TWIP-Ti en mayores espesores de placa. Se realizaron uniones de doble pasada tanto en el acero TWIP-Ti como AISI 304L, dados los buenos resultados obtenidos en las pruebas preliminares (**Tabla 2.1.2**) en cuanto a calidad del cordón, penetración y la posibilidad de reducir el aporte térmico por pasada.

En la **Figura 3.1.4** se muestran las macrografías de las uniones soldadas obtenidas en acero TWIP-Ti (unión TW-87-DB) y AISI 304L (unión 304L-100-DB) con los parámetros indicados en la **Tabla 2.1.4**. Como lo predijo el modelo térmico FEM se consiguieron penetraciones completas en ambas uniones. La preparación de junta de bisel en doble “V” permitió obtener cordones de penetraciones casi similares, siendo mayor la penetración obtenida con el segundo cordón (**Figura 3.1.4**). El talón de 0.3 mm estableció un límite para la penetración del primer cordón de soldadura, evitando una penetración excesiva y falta de llenado prominente en la superficie. A su vez, la parte inferior del primer cordón actuó como “pasada de raíz” para el segundo pase de soldadura, obteniendo nuevamente un cordón con poca falta de llenado.



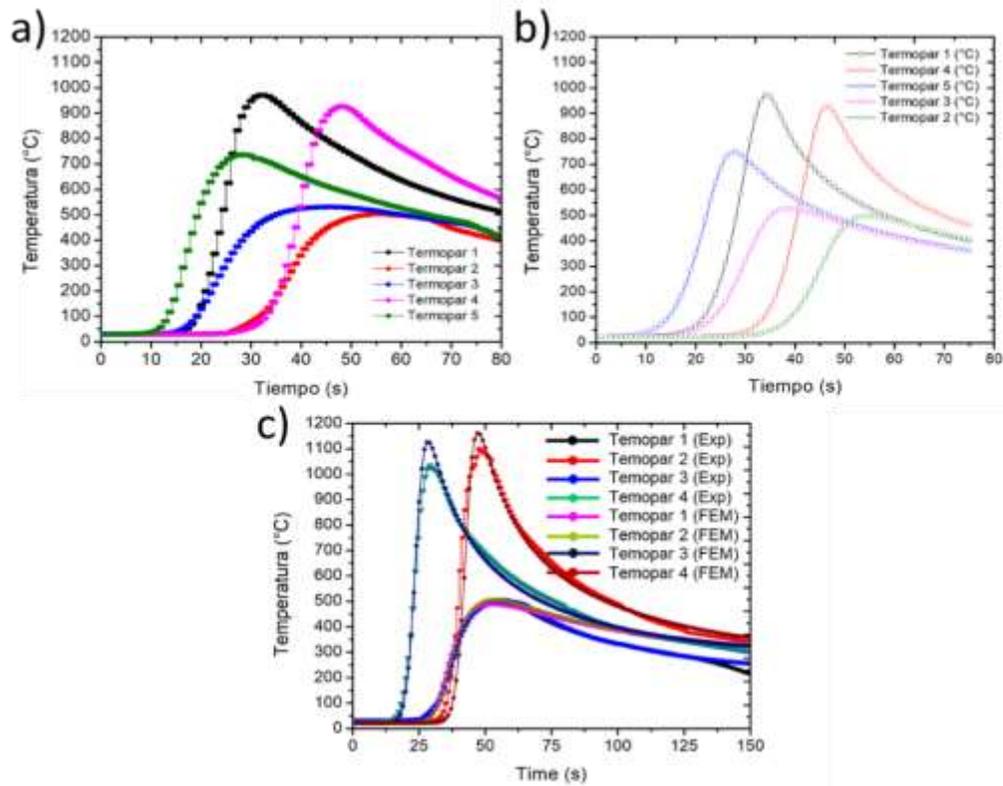
**Figura 3.1.4.** Macrografía de la sección transversal del cordón de soldadura y su dimensión para dos pasadas de soldadura en a) Acero AISI 304L, b) Acero TWIP-Ti.

El uso de una separación de placa gradual mediante el uso de un bisel no convencional ( $25^\circ$ ) (**Figura 2.1.2d**) disminuyó la cantidad de material requerido para rellenar la junta, lo cual también contribuyó a reducir el desplazamiento excesivo del material fundido desde la superficie.

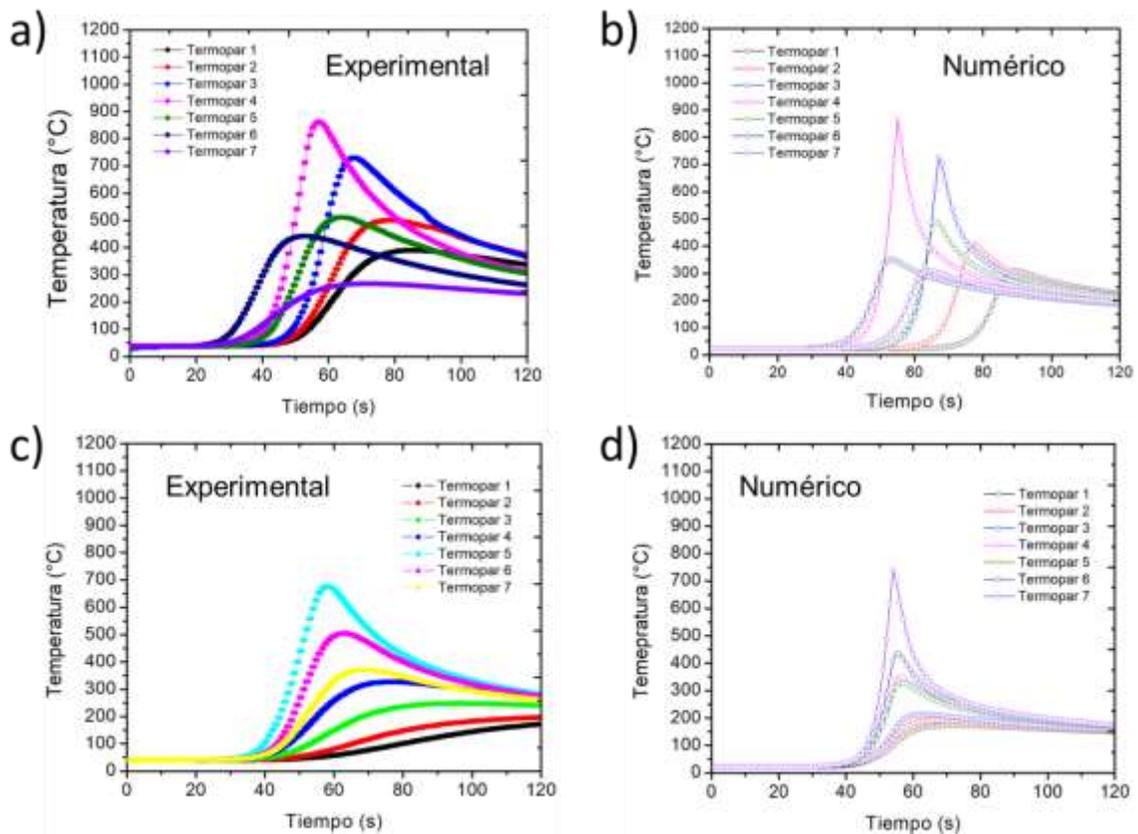
### ***3.2 Resultados del modelo computacional de campo térmico de soldadura y validación experimental***

Para validar los resultados del modelo computacional del campo térmico se llevó a cabo la comparación de los historiales térmicos medidos experimentalmente y estimados a través del modelo FE durante el proceso de soldadura GTAW en placas de acero AISI 304 y TWIP-Ti (etapas experimentales 2 y 3). En el proceso de validación se utilizó la malla FE óptima (A3B2C3D1E2F2G1) determinada por el análisis DoE (ver sección 2.7.1.5). lo anterior, debido a la importancia de la calidad de malla en la precisión de los resultados a un bajo costo computacional, lo cual es deseable en los modelos numéricos [198].

La **Figura 3.1.5** muestra la comparación de historiales térmicos de la fase experimental 1 (uniones TW-160-R y TW-91-B) y las estimaciones numéricas FE. Por su parte, la **Figura 3.1.6** muestra los ciclos térmicos experimental y numérico de la fase experimental 3 (uniones TW-87-DB y 304L-100-DB).



**Figura 3.1.5.** Comparación del historial térmico de soldadura obtenido experimental y numéricamente por el modelo FE para: a-b) Unión TW-91-B, c) Unión TW-160-R.



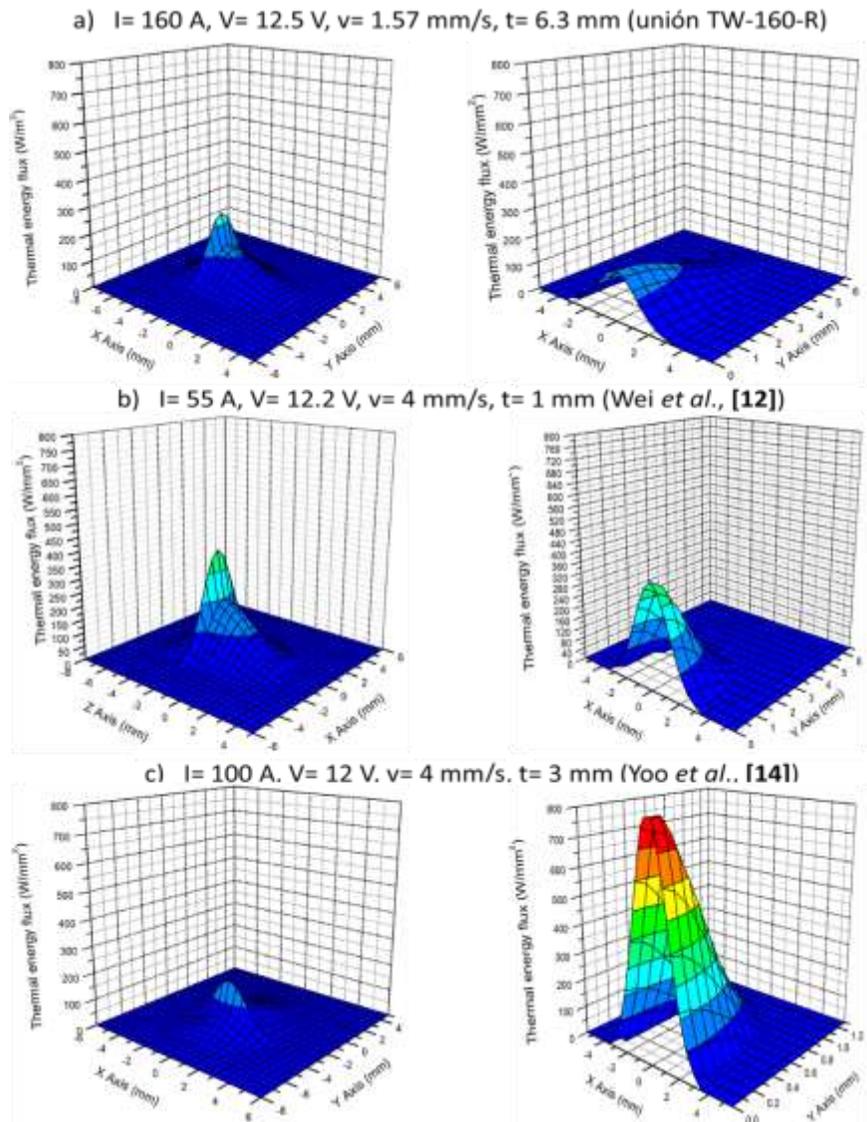
**Figura 3.1.6.** Comparación de los historiales térmicos experimental y numérico de la pruebas de soldadura: a-b) TW-87-DB b-c) 304L-100-DB.

Como ya se mencionó, el aporte de calor de soldadura afecta la composición química (dilución y segregación de C y Mn), el tamaño de grano y promueve el agrietamiento en caliente en el acero TWIP [4]. Por lo que, solo un pequeño rango de intensidades de corriente es aplicable en la soldadura del acero TWIP [1], lo que limita el espesor del ensamble.

Un caso especial se presenta al aumentar el espesor de la junta, de modo que el efecto 3D de la disipación de calor afecta la distribución de temperaturas en el material base. Cuantitativamente, este fenómeno se analizó a través del modelo numérico FE. La **Figura 3.1.7** muestra la distribución del flujo de calor de la fuente en los planos transversal y longitudinal de soldadura para los parámetros establecidos en la **Tabla 2.2.3** (unión TW-160-R) y los parámetros definidos en dos trabajos de investigación previos [12, 155] para el



proceso de soldadura GTAW autógeno aplicado en placas de acero TWIP de bajo espesor. Como se puede ver, en el plano transversal a menor espesor, la concentración del flujo de calor en la parte superior de la piletta de soldadura aumenta debido a sus dimensiones (Figura 3.1.7).

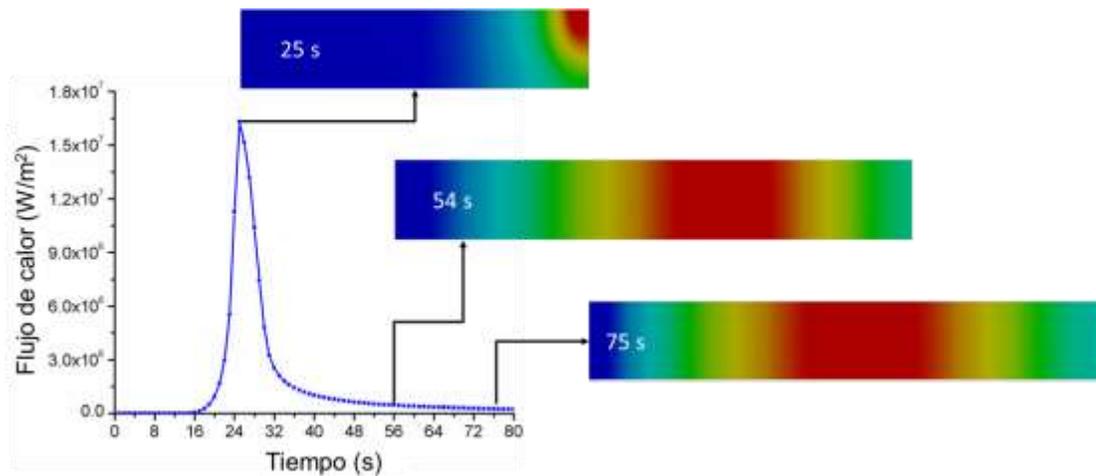


**Figura. 3.1.7.** Flujo de energía térmica en la dirección de soldadura transversal y longitudinal.

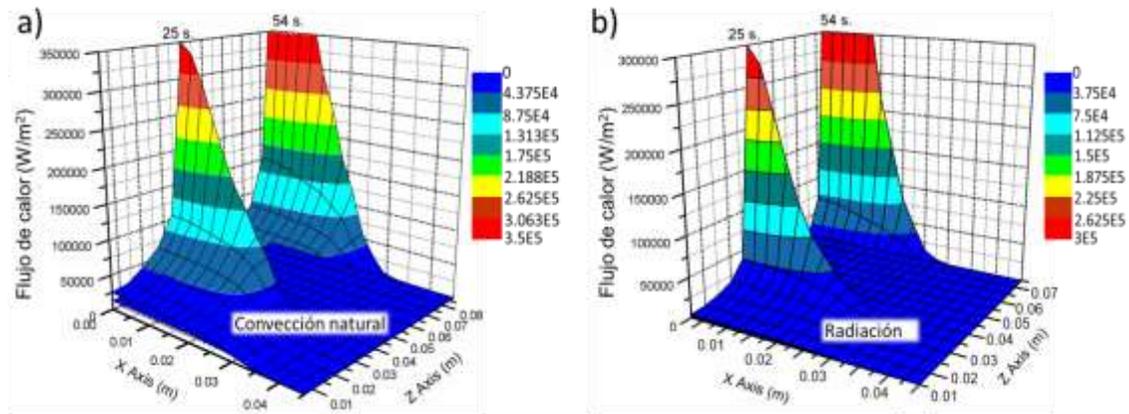
El efecto de disipación de calor 3D en la soldadura se muestra en la **Figura 3.1.8** indicando que la difusión de calor en el espesor de placa es preponderante durante el ciclo



de calentamiento, lo que afecta la energía térmica necesaria para incrementar la penetración de soldadura. Por otro lado, las pérdidas de calor en la superficie (convección natural y radiación) están limitadas al área de exposición [165]. En este caso, las muestras de soldadura son componentes de dimensiones reducidas ( $0.01 \text{ m}^2$  de superficie expuesta) y su efecto es mucho menor durante el ciclo de calentamiento en comparación con la difusión de calor radial (Figuras 3.1.8 y 3.1.9), más bien, estos mecanismos actúan efectivamente durante el ciclo de enfriamiento, una vez que finalizó el proceso de soldadura.



**Figura 3.1.8.** Estimaciones mediante el modelo numérico FEM de variación transitoria de difusión de calor en la sección transversal de la soldadura TW-160-R.



**Figura 3.1.9.** Estimaciones mediante el modelo numérico FE de convección natural y transferencia de calor por radiación en la soldadura TW-160-R en dos instantes durante el proceso de soldadura.

Durante la soldadura de placas de bajo espesor donde la difusión radial de calor es insignificante, la concentración del aporte térmico genera efectos indeseables, particularmente microestructurales. Si aumenta el espesor de placa en las uniones soldadas, se amplía el rango de intensidades de corriente y preparaciones de junta aplicables al acero TWIP. Al mismo tiempo, se obtienen soldaduras de mayor calidad y los defectos metalúrgicos disminuyen.

En el presente estudio, un enfoque FEM-Matlab® fue utilizado para determinar las condiciones óptimas del proceso GTAW autógeno; es decir, un aporte de calor adecuado para lograr la máxima penetración, reduciendo los efectos térmicos dañinos en el acero TWIP-Ti. Para definir el aporte de calor a través del enfoque FEM-Matlab®, se consultaron investigaciones previas. Sin embargo, la literatura relacionada con la aplicación del proceso GTAW en uniones soldadas de acero TWIP es escasa [4].

Por ejemplo, Yoo *et al.* [155] utilizaron el proceso GTAW con un aporte térmico de 225 J/mm en placas de acero TWIP (Fe-18Mn-0.6C) de 3 mm de espesor, obteniendo penetración intermedia y agrietamiento en caliente. Mujica *et al.* [154] aplicaron un aporte térmico de 126 J/mm para el proceso GTAW en placas de acero TWIP (Fe-21Mn-0.24C-11Cr-0.03Ni) de 3 mm de espesor, consiguiendo penetración completa en una sola pasada



sin agrietamiento en caliente. Finalmente, Wei *et al.* [12] utilizaron un aporte térmico de 168 J/mm en una unión de láminas (1 mm de espesor) de acero TWIP (Fe-25Mn-3Al-3Si). Este aporte térmico generó una HAZ prominente y redujo las propiedades mecánicas de la soldadura en comparación con una unión soldada obtenida por medio de LBW.

Como puede verse, el aporte térmico y la profundidad de penetración de soldadura son variables, así como sus efectos microestructurales. Por lo tanto, las intensidades de corriente de 85 A, 94 A y 100 A se evaluaron mediante el modelo numérico FE además de la unión TW-160-R. La velocidad de soldadura y la longitud del arco se mantuvieron constantes en todas las pruebas y los análisis se realizaron en el plano medio transversal.

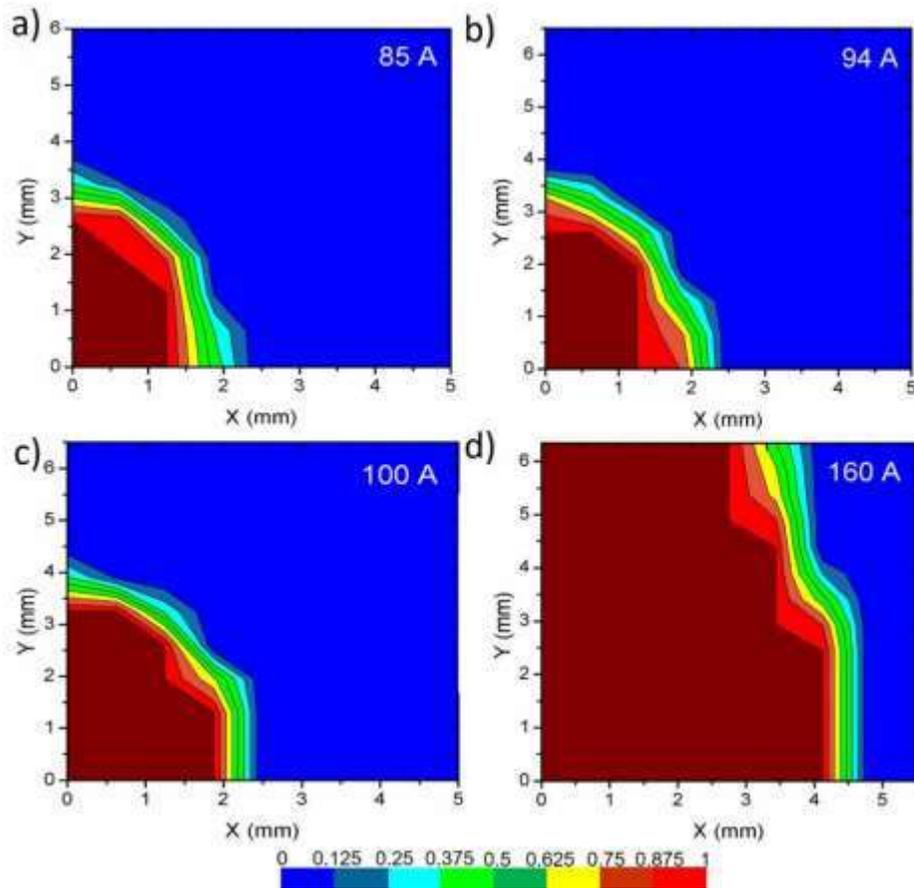
La **Figura 3.2** muestra los resultados numéricos FE vinculados a Matlab® a través del modelo de entalpia [199] (ecuaciones 119-121), que se implementó mediante un código de programación propio, para la predicción de la penetración de soldadura. El modelo de entalpia también permitió el cálculo de la energía total suministrada al material base por el proceso de soldadura, como se muestra en la **Figura 3.2.1**.

$$H = h + \Delta H \quad (119)$$

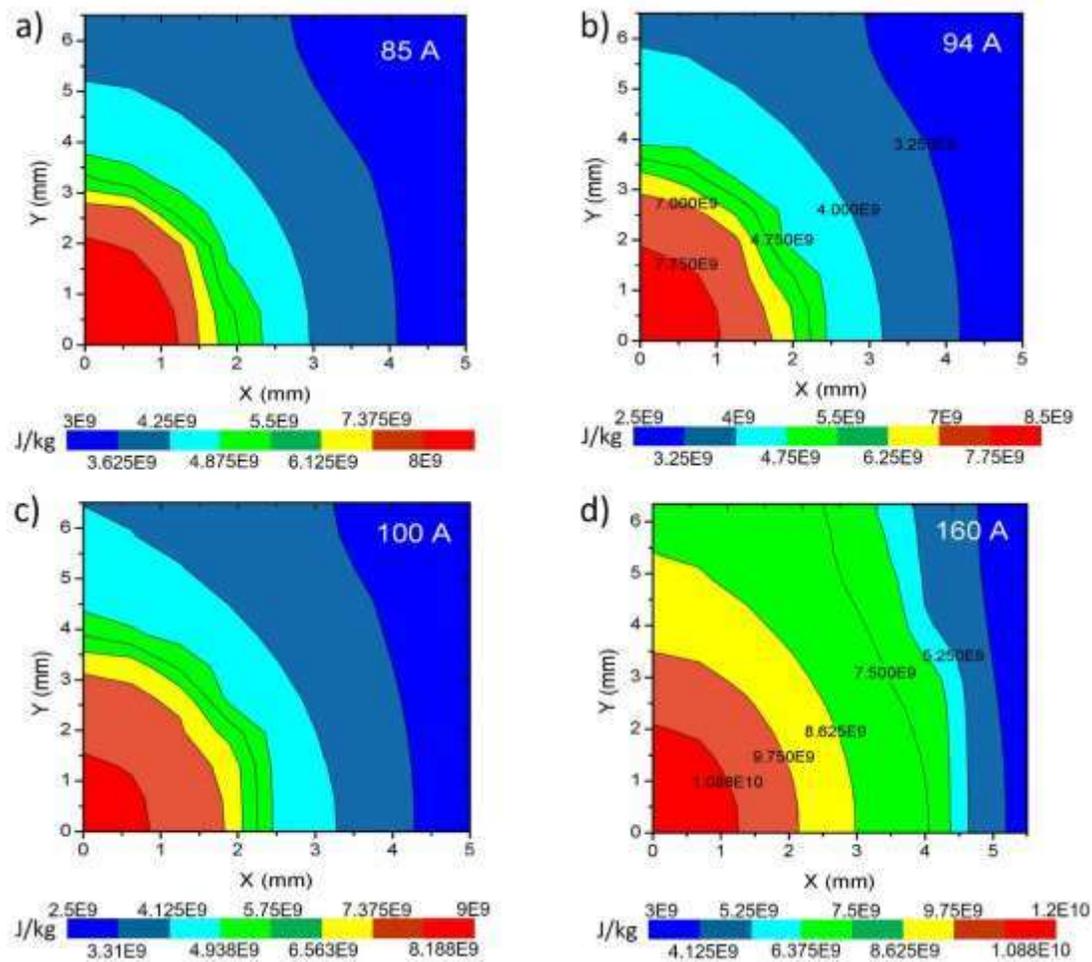
$$h = \int_{T_{ref}}^T C_p dT \quad (120)$$

$$\Delta H = fL \text{ donde}$$

$$\begin{aligned} f &= 0; T < T_{solidus} \\ f &= 1; T > T_{liquidus} \\ f &= \frac{T - T_{solidus}}{T_{liquidus} - T_{solidus}}; T_{solidus} < T < T_{liquidus} \end{aligned} \quad (121)$$



**Figura 3.2.** Penetración de soldadura en placas de acero TWIP-Ti de 6.3 mm de espesor estimada numéricamente para las intensidades de corriente: a) 85 A, b) 94 A, c) 100 A, d) 160 A.



**Figura 3.2.1.** Distribución de energía térmica en la sección transversal de placas de acero TWIP-Ti de 6.3 mm de espesor estimada numéricamente para las intensidades de corriente de: a) 85 A, b) 94 A, c) 100 A, d) 160 A.

Cuando se reduce el aporte térmico, disminuyen tanto la penetración como la energía térmica suministrada al material (**Figuras 3.2 y 3.2.1**). De acuerdo con los resultados obtenidos por el modelo numérico FE, la penetración total en espesores de placa de acero TWIP-Ti  $\geq 6.3$  mm, con preparación de junta de bordes rectos, en un pase de soldadura y bajo aporte térmico ( $I < 100$  A) no es factible (**Figura 3.2**). La penetración total de la soldadura en un espesor de placa  $\geq 6.3$  mm requiere una entrada de calor de 1365 J/mm que es equivalente a una intensidad de corriente de 130 A.

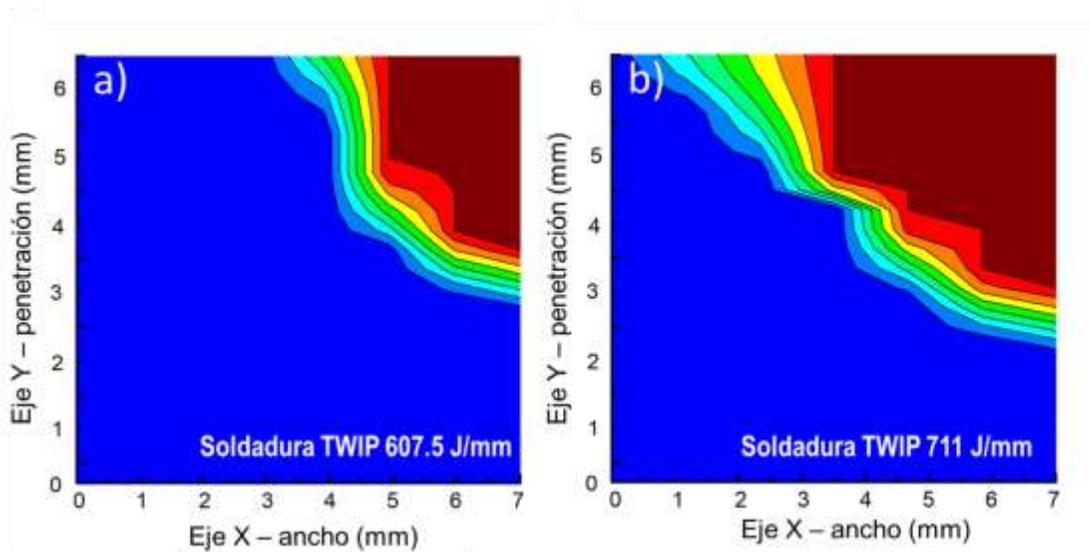


Tomando en cuenta la energía térmica suministrada (**Figura 3.2.1**) y la penetración (**Figura 3.2**), el aporte térmico de 778 J/mm ( $I = 94$  A) proporcionó los mejores resultados. Este aporte fue probado en la unión TW-91-B (**Tabla 2.1.3**) brindando condiciones adecuadas para mitigar la segregación de Mn en la FZ y producir un tamaño de grano menor en la HAZ.

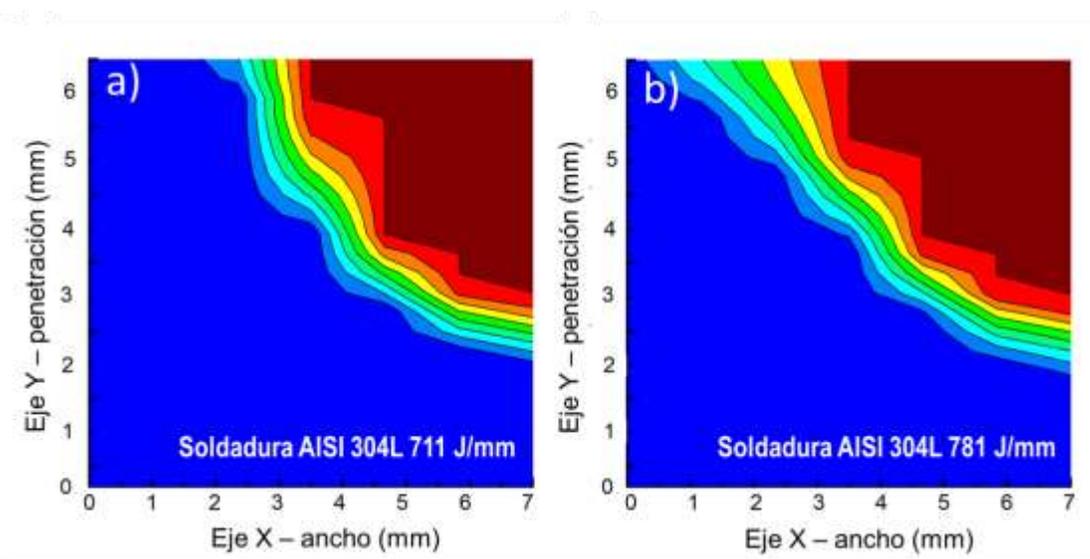
Con el objetivo de reducir aún más el aporte térmico aplicado en la unión de acero TWIP-Ti se realizaron experimentos utilizando dos pases de soldadura (tercera parte de experimentos). Previo a la etapa de soldadura, se llevaron a cabo estimaciones de la penetración mediante el enfoque FEM-Matlab®. Nuevamente, tomando como referencia los amperajes reportados en la literatura, se realizaron simulaciones con los aportes térmicos más bajos posibles.

Después del primer cordón de soldadura, se dejó enfriar el ensamble hasta temperatura ambiente y posteriormente se aplicó el segundo pase de soldadura. La **Figura 3.2.2** muestra las penetraciones estimadas para 711 J/mm (91 A) y 607.5 J/mm (87 A) en el plano medio transversal del ensamble de acero TWIP-Ti. Ambos aportes térmicos permiten conseguir penetración completa en la unión. Sin embargo, el aporte térmico mayor (711 J/mm) podría generar penetración excesiva en una pasada, produciéndose una falta de llenado prominente en la superficie de cada cordón. Por lo cual, se seleccionó el aporte más bajo (607.5 J/mm) como el óptimo para producir uniones de calidad en el acero TWIP-Ti. Además, representa una reducción del 15% en la energía térmica suministrada, lo cual es importante para reducir defectos microestructurales en el acero TWIP-Ti.

Del mismo modo, se realizaron estimaciones numéricas de las penetraciones en ensambles de doble pasada de soldadura en el acero AISI 304L (**Figura 3.2.3**) para los aportes térmicos de 781 J/mm y 711 J/mm. Nuevamente, se seleccionó el aporte térmico más bajo con el propósito de mitigar los defectos de forma del cordón y microestructurales.



**Figura 3.2.2.** Predicciones del modelo FE para la penetración conseguida en un pase de soldadura en la unión de acero TWIP-Ti para los aportes térmicos de: a) 607.5 J/mm, b) 711 J/mm.



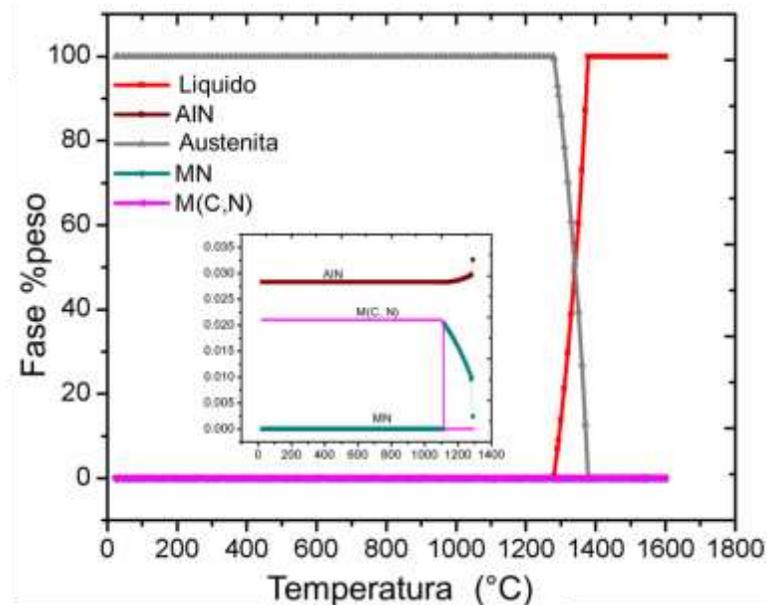
**Figura 3.2.3.** Predicciones del modelo FE para la penetración conseguida en un pase de soldadura en la unión de acero AISI 304L para los aportes térmicos de: a) 711 J/mm, b) 781 J/mm.



Adicionalmente, a partir de las predicciones numéricas de la energía térmica suministrada al material, se estimaron las extensiones de las regiones críticas de soldadura (FZ, PMZ y HAZ), que generalmente se miden de forma experimental a partir del crecimiento de grano y de las variaciones de microdureza con el aporte térmico [12, 62, 202]. La estimación numérica para las extensiones de regiones críticas a partir de la energía térmica es un resultado importante, ya que proporciona una aproximación integral tanto de la afección térmica como de la penetración obtenida a través de parámetros de soldadura específicos.

Adams [203] propuso una correlación teórico-empírica para calcular la temperatura pico como una función de una distancia normal “Y” a la línea de fusión, la cual es aplicable a un proceso de soldadura de una pasada y penetración completa (ecuación 122). Sin embargo, esta correlación requiere establecer una temperatura crítica  $T_0$ , a la cual se produce un cambio microestructural característico de la región a estimar. Sin embargo, el acero TWIP-Ti se caracteriza microestructuralmente por una fase austenítica estable en un amplio rango de temperaturas (**Figura 3.2.4**), por lo que estos cambios de fase no pueden utilizarse para caracterizar las regiones críticas de soldadura en este material.

$$\frac{1}{T_P - T_0} = \frac{4.13 \rho C_p t Y}{H_{net}} + \frac{1}{T_m - T_0} \quad (122)$$



**Figura 3.2.4.** Predicciones del software JMatPro® 9.1.2 para las fases de acero TWIP-Ti.

La **Tabla 3.1** muestra una comparación entre las extensiones de la FZ, PMZ y HAZ estimadas mediante la correlación teórico-empírica (ecuación 122), el enfoque FEM-Matlab® y experimentalmente. Tanto el modelo numérico como la correlación teórico-empírica presentaron un alto error en la estimación de la PMZ, que se midió experimentalmente mediante micrografías FE-SEM a 10000x. Mientras que, la extensión de la HAZ fue subestimada por la correlación teórico-empírica, en comparación con la predicción del modelo numérico, que es más realista de acuerdo con trabajos de investigación previos [12, 57]. La extensión de la FZ se estimó con buena precisión a través del enfoque FEM-Matlab® gracias a la precisión de los resultados del campo térmico proporcionado por la malla FE óptima. Por lo tanto, la cuantificación de la entrada de energía térmica (cambio de entalpia) al material durante el proceso de soldadura es un método adecuado para estimar la extensión de las regiones críticas de soldadura. Además, la entrada de energía térmica puede estar asociada con el tipo de inclusiones no metálicas generadas durante el proceso de soldadura en la FZ, PMZ y HAZ.

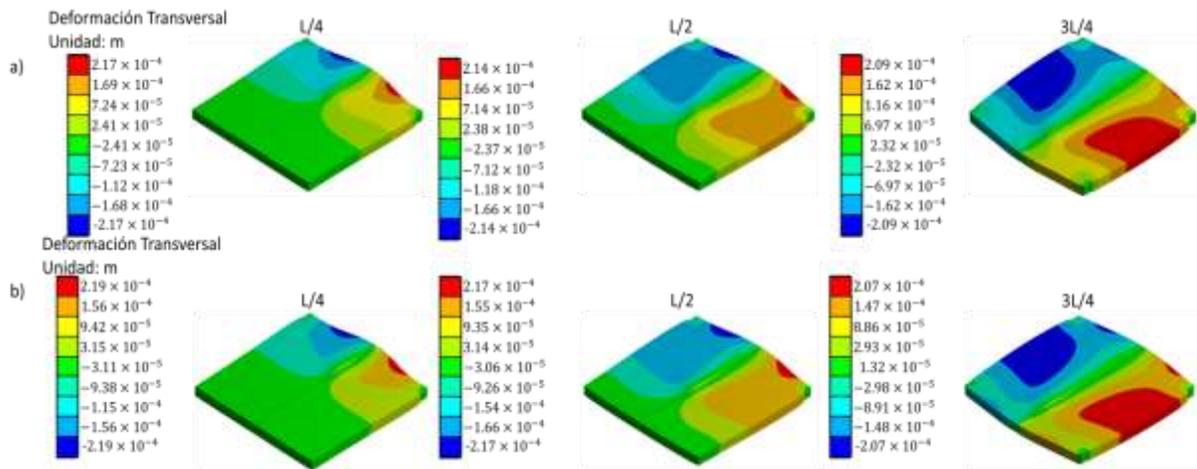


**Tabla 3.1.** Extensiones de regiones críticas de soldadura calculadas mediante correlación teórico-empírica (Ecuación 13) Addams [43], abordaje FEM-Matlab® y micrografías FE-SEM.

Zona	Estimación FEM-Matlab® (mm)		Predicción a partir de la ecuación de Addams [211] (mm)		Experimental (mm)	
	TW-160	TW-91	TW-160	TW-91	TW-160	TW-91
FZ	3.5	1.9	--	--	4	3
PMZ	0.6	0.58	0.7	0.45	0.2	0.08
HAZ	5.2	2.8	2	1.3	--	--

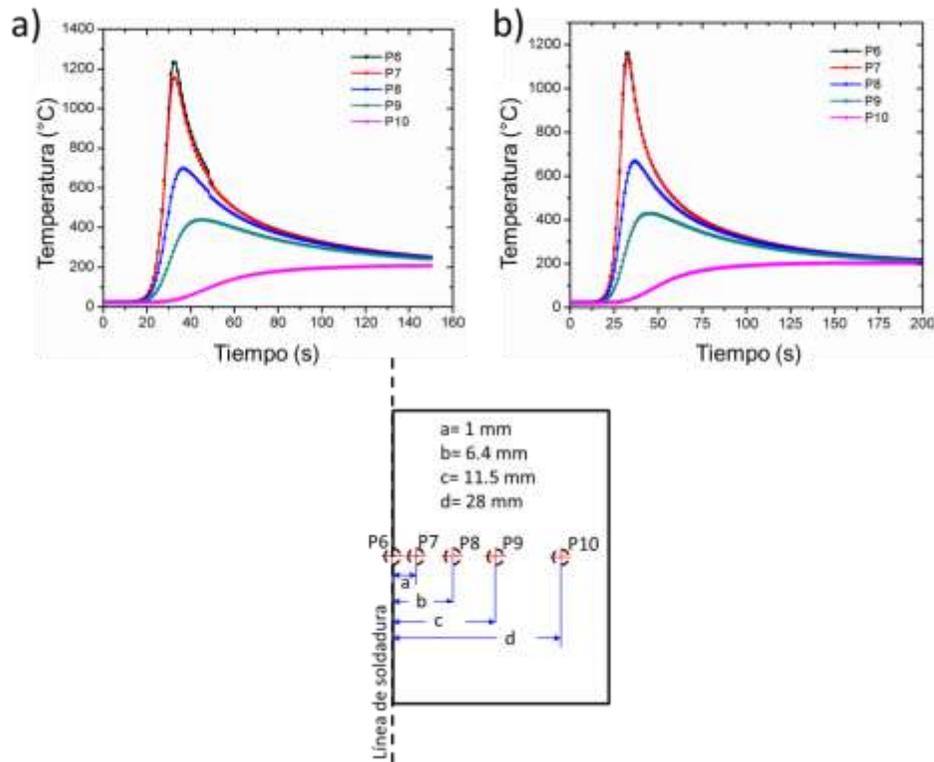
### ***3.3 Resultados del modelo computacional de campo mecánico de soldadura y validación experimental***

Mediante el modelo computacional FE, se realizó una predicción de la deformación de soldadura en uniones a tope con preparaciones de junta de bordes planos y bisel “V” simple (12.5°) con talón de raíz, considerando un aporte térmico bajo. La **Figura 3.2.5** muestra la estimación de la deformación transversal en ambas configuraciones de junta.



**Figura 3.2.5.** Distribución de la deformación transversal de soldadura en L/4, L/2 y L/3 generada por el aporte térmico de 717 J/mm para las uniones a tope: a) Bordes planos, b) Bisel "V" simple (12.5°) con talón de raíz.

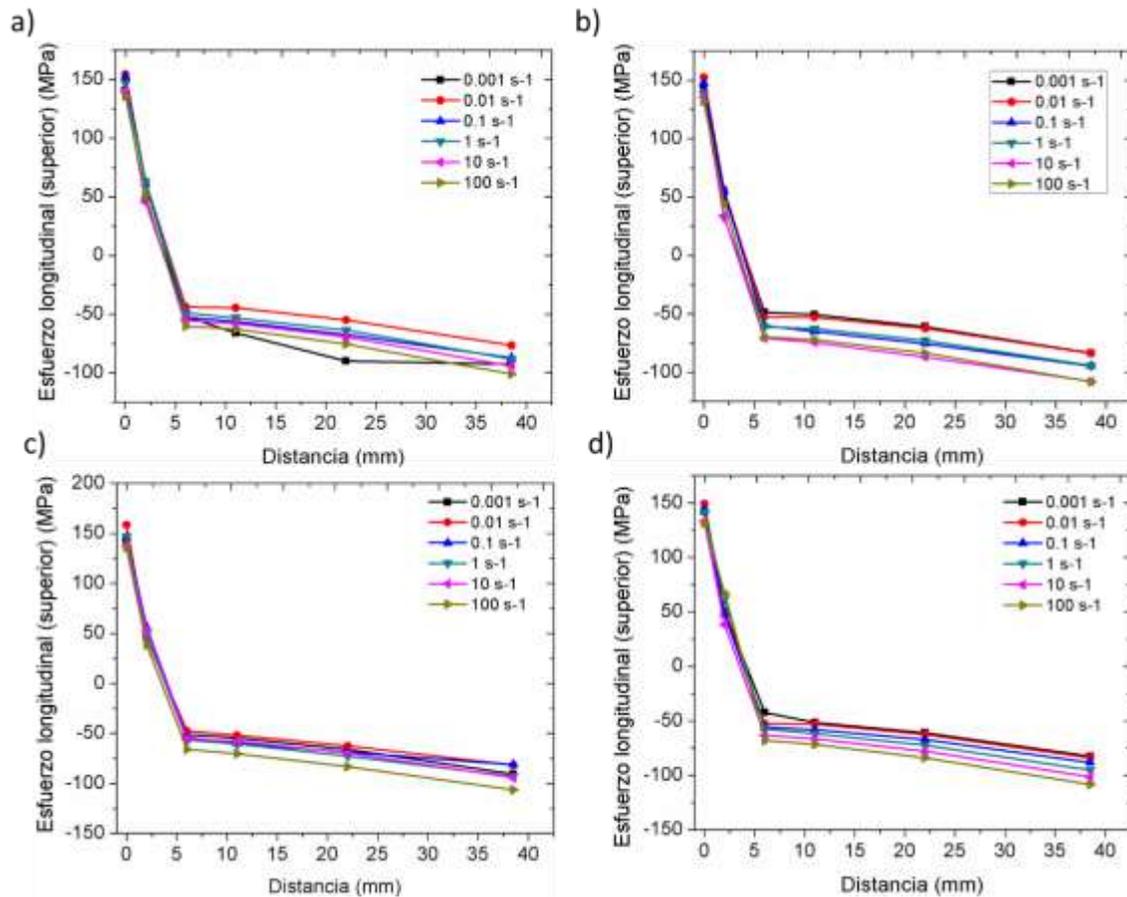
La pérdida de la separación de raíz en la parte inferior de la soldadura se debe a la contracción, que afectó a su vez la penetración de soldadura. Esta pérdida fue más significativa en la preparación de bordes planos debido a la distribución de temperaturas. Con el mismo aporte térmico (717 J/mm), la preparación de bordes planos tiene un historial de temperaturas pico mayor que la junta en "V" simple (12.5°) con talón de raíz, como se muestra en la **Figura 3.2.6**. Por lo que, un bajo aporte térmico aunado a la preparación en "V" simple (12.5°) con talón de raíz favorecen el incremento de la penetración como se observó en la unión TW-91-B (**Figura 3.1.3**).



**Figura 3.2.6.** Temperaturas máximas estimadas en las soldaduras con preparaciones de junta: a) Bordes rectos, b) Bisel V simple (12.5°) con talón de raíz.

### 3.4 Esfuerzos residuales y deformación de soldadura. Análisis numérico y experimental

El modelo termomecánico FE evaluó los modelos de endurecimiento isotrópico y cinemático para encontrar el más adecuado al comportamiento elastoplástico del acero TWIP-Ti durante el ciclo térmico de soldadura. La **Figura 3.2.7** muestra la distribución del esfuerzo residual longitudinal en diferentes puntos de la sección transversal de la unión TWR-87-DB considerando el rango de velocidades de deformación de  $0.001 \text{ s}^{-1} - 100 \text{ s}^{-1}$  (**Figura 2.2.5**).



**Figura 3.2.7.** Esfuerzo residual estimado a distintas tasas de deformación por los modelos: a) Isotrópico bilineal, b) Isotrópico multilineal, c) Cinemático bilineal, d) Cinemático multilineal.

En general, ambos modelos (y todas las velocidades de deformación) presentan resultados similares en cuanto a la tendencia de distribución. Los esfuerzos residuales de tensión se concentran en la región del cordón de soldadura y los esfuerzos de compresión en regiones alejadas [9, 202]. La literatura señala que el modelo isotrópico tiende a sobreestimar el valor del esfuerzo residual mientras que, el modelo cinemático predice valores inferiores en magnitud [203].

Al simular los esfuerzos residuales con las curvas de deformación del acero TWIP-Ti proporcionadas por el software JMatPro® 9.1. La velocidad de deformación de 0.001 s<sup>-1</sup> presentó los mayores esfuerzos de tensión y los menores de compresión (**Figura 3.2.7**). Por



su parte, la tasa de  $100 \text{ s}^{-1}$  generó los esfuerzos de tensión más bajos y de compresión más altos. La tasa de  $0.01 \text{ s}^{-1}$  resultó la condición promedio de esfuerzo residual tanto a tensión como a compresión en ambos modelos (**Figura 3.2.7**).

La **Tabla 3.2** concentra los esfuerzos residuales promedio máximos y mínimos de tensión-compresión estimados por cada modelo de plasticidad. La diferencia más importante entre los esfuerzos máximos de tensión es del 6% entre el modelo cinemático bilineal (158 MPa) y el cinemático multilineal (149 MPa). Por otro lado, la diferencia máxima entre los esfuerzos más elevados de compresión es del 7% entre los modelos cinemático multilineal (108.49 MPa) y el modelo isotrópico bilineal (-101 MPa). Las predicciones y variaciones del esfuerzo residual entre ambos modelos son relativamente pequeñas (**Tabla 3.2**) por lo que pueden ser consideradas despreciables.

**Tabla 3.2.** Esfuerzos promedio de tensión y compresión estimados por los modelos de endurecimiento isotrópico y cinemático para las velocidades de deformación:  $0.001 \text{ s}^{-1}$ ,  $0.01 \text{ s}^{-1}$ ,  $0.1 \text{ s}^{-1}$ ,  $1 \text{ s}^{-1}$ ,  $10 \text{ s}^{-1}$ ,  $100 \text{ s}^{-1}$ .

Esfuerzo residual longitudinal (MPa)								
Veloc. deformación	Isotrópico bilineal		Isotrópico multilineal		Cinemático bilineal		Cinemático multilineal	
	Max.	Min.	Max.	Min.	Max.	Min.	Max.	Min.
$0.001 \text{ s}^{-1}$	154.4	136	152.5	132	158.5	135.9	149.3	131.2
$0.01 \text{ s}^{-1}$	62.8	45.7	56.4	33	55.8	38.6	67.1	38.3
$0.1 \text{ s}^{-1}$	-43.7	-60.5	-48.6	-70.8	-47.5	-65.8	-42.3	-68
$1 \text{ s}^{-1}$	-44.7	-66.2	-50.5	-74.4	-51.9	-70.4	-51.5	-71.5
$10 \text{ s}^{-1}$	-54.9	-90	-61	-86.7	-62.5	-83.3	-61.2	-83.8
$100 \text{ s}^{-1}$	-76.6	-101	-83.6	-108	-81.3	-106.4	-82.5	-108.5

El modelo cinemático multilineal a la velocidad de deformación de  $0.01 \text{ s}^{-1}$  fue seleccionado para representar el fenómeno de desarrollo de esfuerzos residuales y deformación durante el proceso de soldadura GTAW en placas de acero TWIP-Ti. Si bien,



pudo haberse seleccionado el modelo isotrópico multilineal, ya que de acuerdo a los resultados obtenidos la diferencia es mínima, la literatura establece que los modelos cinemáticos son los más precisos para la representación de esfuerzos en soldadura [205-206].

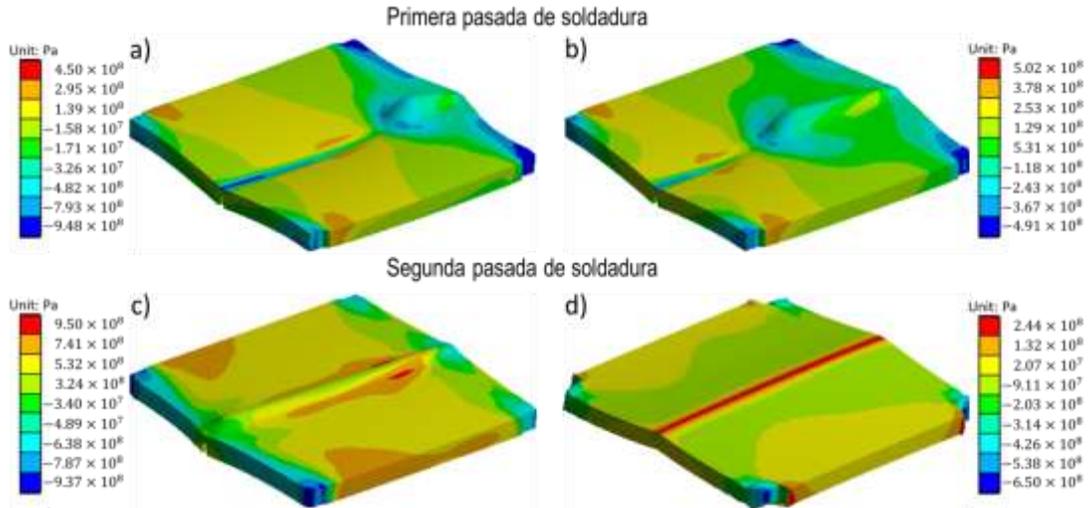
En regiones próximas a la FZ donde las temperaturas son más elevadas, el tamaño de grano en el acero TWIP-Ti presenta alta heterogeneidad [207], lo cual afecta a las propiedades mecánicas y por ende a la magnitud del esfuerzo residual. Dado que este efecto es muy complicado de considerar en la modelación de campo mecánico, es natural que se genere dicha variación en esta región, sin embargo no es considerable.

Las **Figuras 3.2.8** y **3.2.9** muestran las estimaciones del modelo termomecánico FE (con modelo de endurecimiento cinemático multilineal) de la distribución del esfuerzo residual longitudinal durante el ciclo térmico de soldadura en las uniones TWR-87-DB y TWR-78-R de acero TWIP-Ti, respectivamente. Se observa el cambio de tensión a compresión en el ensamble según el avance de la fuente de calor (**Figuras 3.2.8a-b** y **3.2.9a-b**). Durante la etapa de enfriamiento, el esfuerzo comienza a estabilizarse y muestra la distribución característica de soldadura (**Figuras 3.2.8d** y **3.2.9d**): tensión en la FZ y compresión en el material más alejado a ésta [10, 206-207].

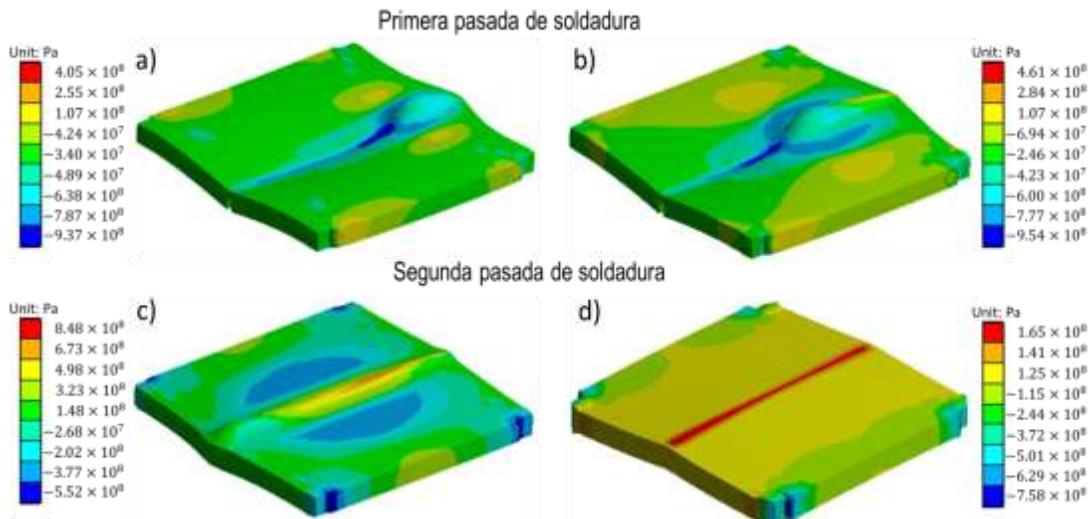
Se registraron esfuerzos de tensión en la parte superior de ambos ensambles y de compresión en la parte inferior después del segundo pase de soldadura (**Figuras 3.2.8d** y **3.2.9d**), lo cual es coincidente con los resultados reportados por Teng *et al.* [211]. En la unión TWR-87-DB (mayor aporte térmico) se generaron los esfuerzos residuales de mayor magnitud (**Figuras 3.2.8** y **3.2.9**) de acuerdo con lo establecido por la literatura [11, 207]. La comparación del esfuerzo residual longitudinal estimado en las uniones TWR-87-DB y TWR-78-R de acero TWIP-Ti con los resultados experimentales reportados por Mujica *et al.* [57] para una unión disímil TWIP-TRIP mostraron buena correlación. Ellos midieron un esfuerzo de tensión máximo longitudinal de 180 MPa cercano a la FZ para un aporte térmico de 300 J/mm. En este trabajo para los aportes térmicos de 610 J/mm y 410 J/mm (**Tabla 2.1.5**) se estimaron esfuerzos de tensión máximos de 245 MPa y 165 MPa,



respectivamente. Estos valores se vieron afectados por los parámetros del proceso, dimensiones de la pieza (mayor espesor) y nivel de embridamiento.



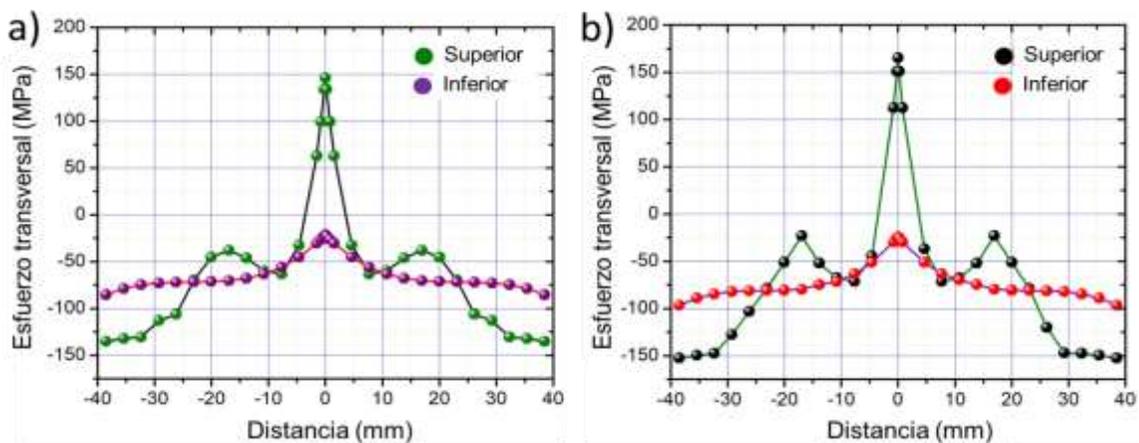
**Figura. 3.2.8.** Distribución del esfuerzo residual longitudinal estimado por el modelo de endurecimiento cinemático multilíneal en la unión soldada de acero TWIP-Ti con aporte térmico de 610 J/mm en los instantes de tiempo: a) 10 s., b) 25 s., c) 70 s., d) 600 s.



**Figura 3.2.9.** Distribución del esfuerzo residual longitudinal estimada por el modelo de endurecimiento cinemático multilíneal en la unión soldada de acero TWIP-Ti con aporte térmico de 410 J/mm en los instantes de tiempo: a) 10 s., b) 25 s., c) 70 s., d) 600 s.



La **Figura 3.3** muestra la estimación numérica FE de la distribución del esfuerzo residual transversal obtenido después del primer pase de soldadura para las uniones realizadas con bajo y alto aporte térmico. Nuevamente, se observa la relación directa entre la temperatura y los esfuerzos residuales. Se generaron esfuerzos de tensión en la cara superior donde la energía térmica tuvo una mayor concentración. Cabe señalar que, los esfuerzos de compresión en la cara posterior no se igualan en magnitud a los de tensión (**Figura 3.3**). Esto debido a la abertura “V” que existe en el plano de junta (**Figuras 3.2.8a-b** y **3.2.9a-b**), la cual actuó como “liberador” del esfuerzo.



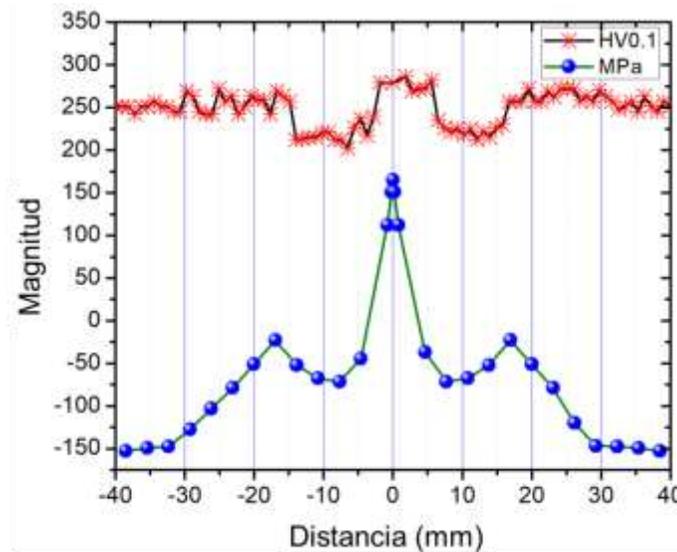
**Figura 3.3.** Distribución del esfuerzo residual transversal post-soldadura (primer pasada) estimada en las caras superior e inferior de las uniones soldadas de acero TWIP-Ti con aporte térmico de a) 410 J/mm, b) 610 J/mm.

La tendencia de concentración de los esfuerzos residuales de tensión máximos en la región del cordón de soldadura fue correlacionada con los valores de microdureza transversales, los cuales fueron medidos en el plano medio de la unión de bajo aporte térmico. De acuerdo con los resultados de microdureza, la FZ y parte de la HAZ, medidos experimentalmente a partir del perfil de dureza, son coincidentes con la región de máximo esfuerzo de tensión como se muestra en la **Figura 3.3.1**. A esta región se le denominó zona crítica de esfuerzos residuales (SCZ).

En la HAZ, donde la microdureza sufrió una pérdida mayor comparada con el material base (**Figura 3.3.1**), se produjo el cambio de curvatura de la zona de tensión y comenzó la

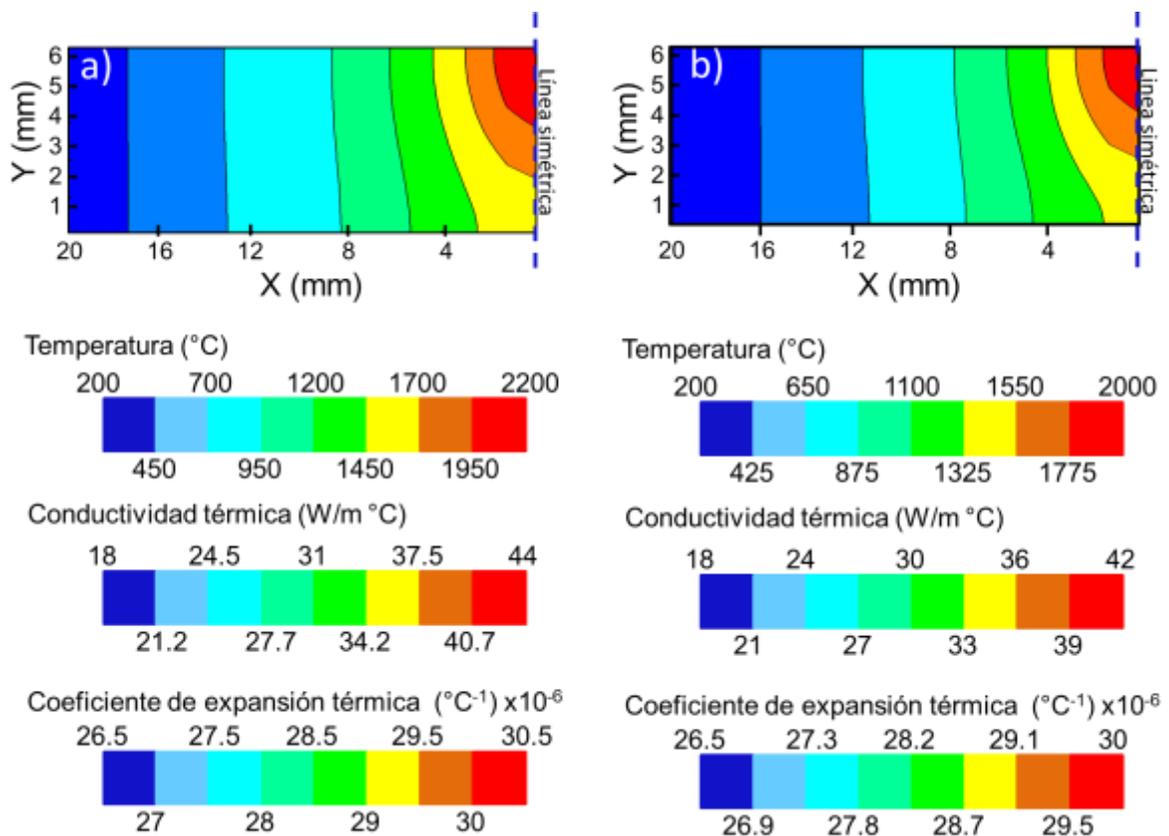


caída del esfuerzo residual hasta producirse una zona de compresión (**Figura 3.3.1**). Esta región fue totalmente coincidente con la zona libre de afectación térmica. Previamente, Lemos *et al.* [209] y Rae *et al.* [210] también reportaron tendencias similares en la morfología de las curvas de distribución de los esfuerzos residuales transversales y los perfiles de microdureza.



**Figura 3.3.1.** Perfil de microdureza y distribución del esfuerzo residual transversal en el plano medio de la unión TWR-87-DB de acero TWIP-Ti (**Tabla 2.1.5**).

En el acero TWIP-Ti esta concentración de esfuerzos estuvo relacionada con el cambio de la difusividad térmica del material dependiente del ciclo térmico de soldadura. La **Figura 3.3.2** muestra la estimación de la distribución de temperaturas, conductividad térmica ( $k$ ) y coeficiente de expansión térmica ( $\alpha$ ) del acero TWIP-Ti para las uniones TWR-87-DB y TWR-78-R. Es claro que, el acero TWIP-Ti presenta un comportamiento termoaislante; es decir, al disminuir la temperatura su difusividad térmica también disminuye considerablemente. Así, las regiones alejadas al cordón de soldadura extraen un menor flujo de calor, el cual se concentra en la FZ y la región adyacente (**Figura 3.3.2**).



**Figura 3.3.2.** Contornos 2D de la distribución de temperaturas, conductividad térmica y expansión térmica en las uniones TWIP-Ti realizadas con aportes térmicos de: a) 610 J/mm, b) 410 J/mm.

En las zonas de mayor temperatura, el alto coeficiente de expansión térmica del acero TWIP-Ti (**Figura 3.3.3**) contribuyó a la generación de elevados esfuerzos térmicos de tensión, los cuales disminuyen en zonas apartadas de la FZ. La disminución tanto en la difusividad térmica como el coeficiente de expansión térmica con la temperatura generó bajos esfuerzos de compresión en comparación con los de tensión (**Figuras 3.2.9-3.3.2**).

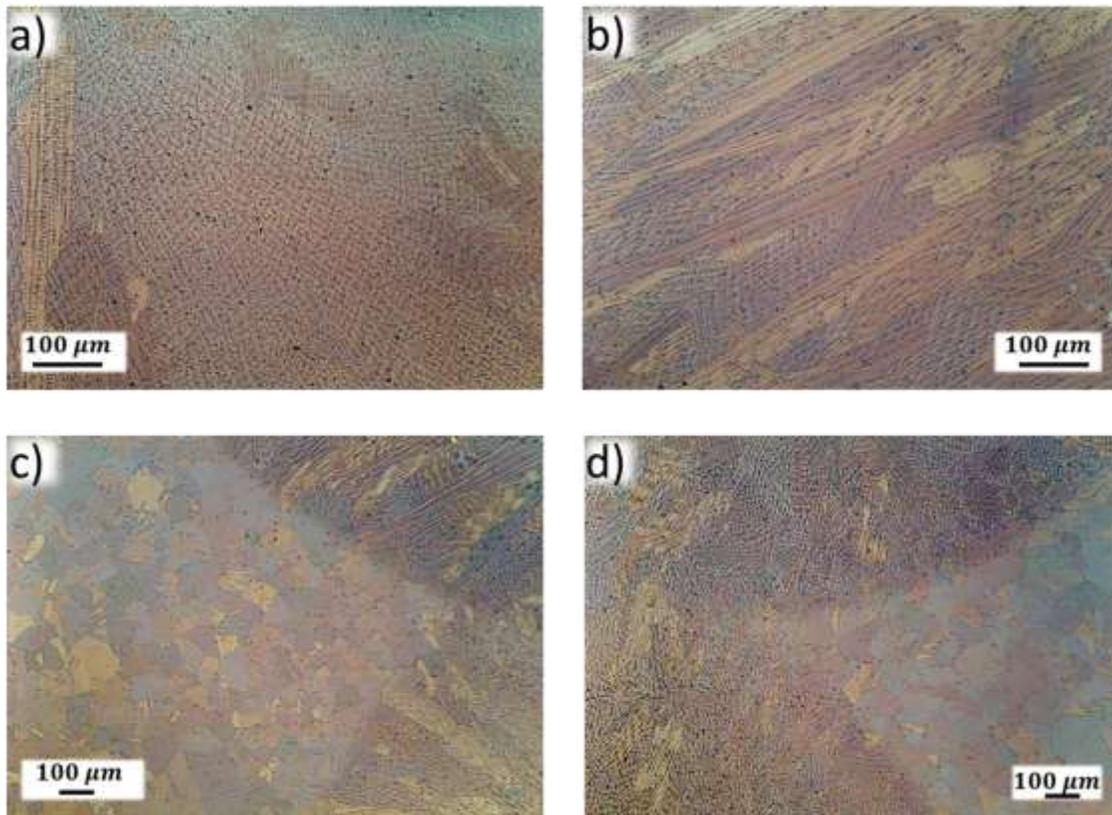
Ishigami *et al.* [10] señalaron que la combinación de altos esfuerzos residuales y dureza es perjudicial para la integridad estructural de ensamblajes soldados. Particularmente en uniones soldadas de acero TWIP, es bien sabido que el agrietamiento en caliente es una consecuencia indeseable producto de los fenómenos de segregación del C y Mn tanto en la FZ como en la HAZ [13, 14]. Las pequeñas microgrietas generadas durante el proceso de



solidificación, pueden propagarse hacia la región adyacente como resultado de los elevados esfuerzos residuales. O bien, se puede presentar agrietamiento superficial en el cordón de soldadura y zonas adyacentes por el efecto combinado de endurecimiento y esfuerzo residual.

Sin embargo, el esfuerzo pico de tensión transversal de la SCZ estimado en la unión TWR-87-DB fue de 165 MPa (**Figura 3.3.1b**). Mientras que, el límite de fluencia (YS) del acero TWIP-Ti estudiado es de 398 MPa [207]. Por lo que, se puede decir que no afecta la integridad del ensamble. Lo mismo, pudo establecerse al comparar el esfuerzo máximo de tensión longitudinal (145 MPa) en la SCZ de la unión TWR-78-DB (**Figura 3.2.9d**) y el YS.

Los valores estimados de esfuerzos residuales fueron inferiores a la mitad del YS del acero TWIP-Ti. Mientras que, la dureza promedio de la SCZ se ve disminuida por la HAZ (**Figura 3.3.1**). Si bien, en la unión TWR-87-DB tanto el esfuerzo longitudinal como el transversal son mayores que en la unión TWR-78-R. Éstos se mantienen por debajo del YS del acero TWIP-Ti. Al igual que en la unión TWR-87-DB, la dureza promedio de la SCZ sufrió una disminución por la HAZ en la unión TWR-78-R. Por lo que, no se presentaron condiciones favorables para producir agrietamiento en las uniones soldadas de acero TWIP-Ti. Esta condición se corroboró por inspección mediante el análisis LOM de la FZ y la interfaz FZ-HAZ realizadas en la unión TWR-87-DB, como se muestra en la **Figura 3.3.3**.



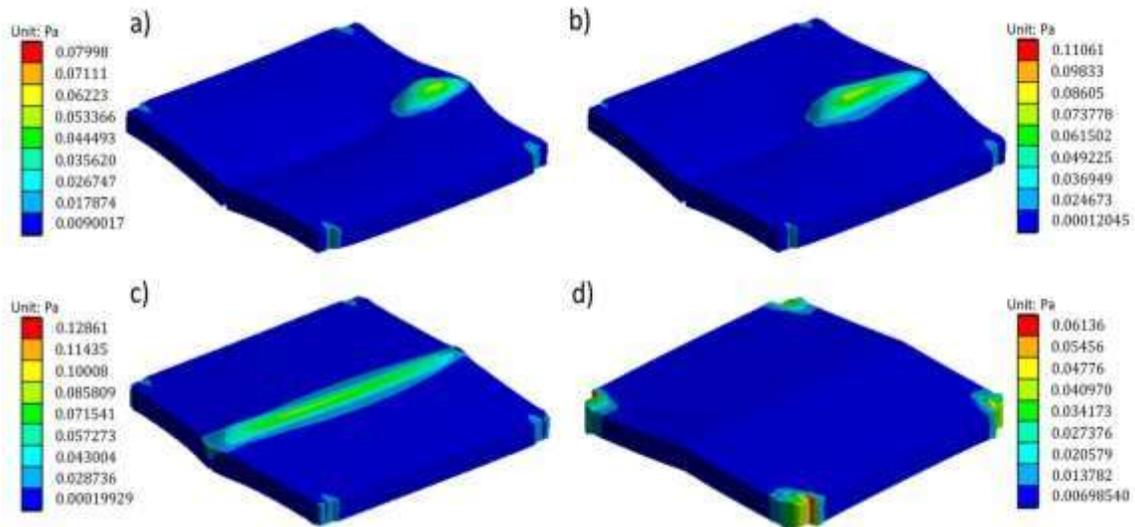
**Figura 3.3.3.** Unión TWR-87-DB de acero TWIP-Ti: (a-b) Centro del cordón de soldadura, (c, d) Interfaz FZ-HAZ.

La concentración del calor detectada en la FZ y zonas adyacentes (**Figura 3.3.2**) así como, el aumento del coeficiente de expansión térmica con la temperatura fueron congruentes con las predicciones de la deformación plástica. La **Figura 3.3.4** muestra la evolución de la deformación plástica con el ciclo térmico de soldadura en la unión TWR-87-DB. Durante la etapa de calentamiento, la concentración del calor y el aumento de la expansión térmica generó una alta deformación plástica en la FZ y zonas adyacentes (**Figura 3.3.4 a-c**). Una vez que se alcanzaron condiciones de equilibrio térmico, la deformación plástica se concentró en los puntos de embridamiento debido a la expansión que sufrió el ensamble soldado.

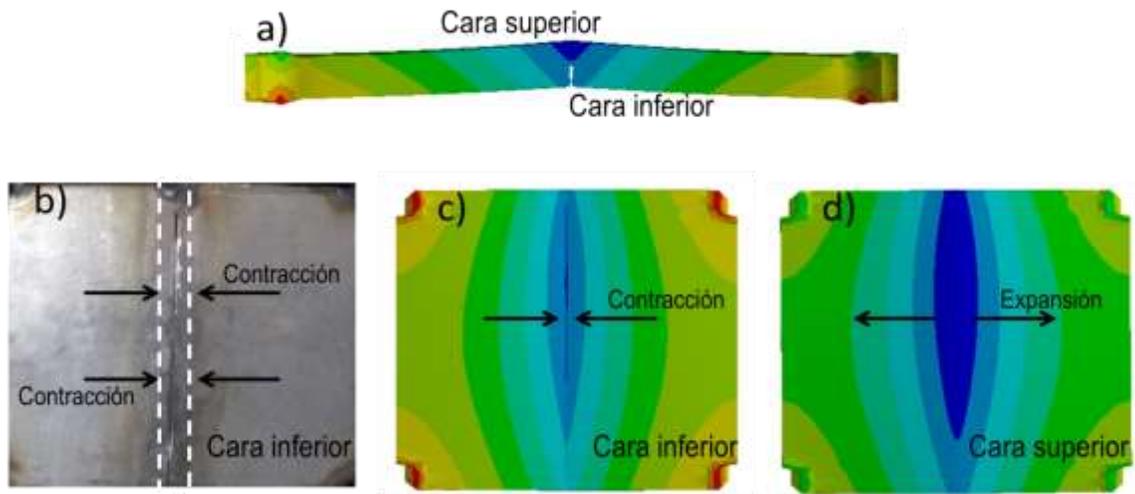
Esta expansión en la FZ y zonas adyacentes provocó el cierre de la ranura “V” en la cara posterior al primer pase de soldadura. La **Figura 3.3.5** muestra la pérdida de dicha cavidad



en la cara posterior con el ciclo de enfriamiento del primer pase de soldadura en la unión TWR-87-DB.



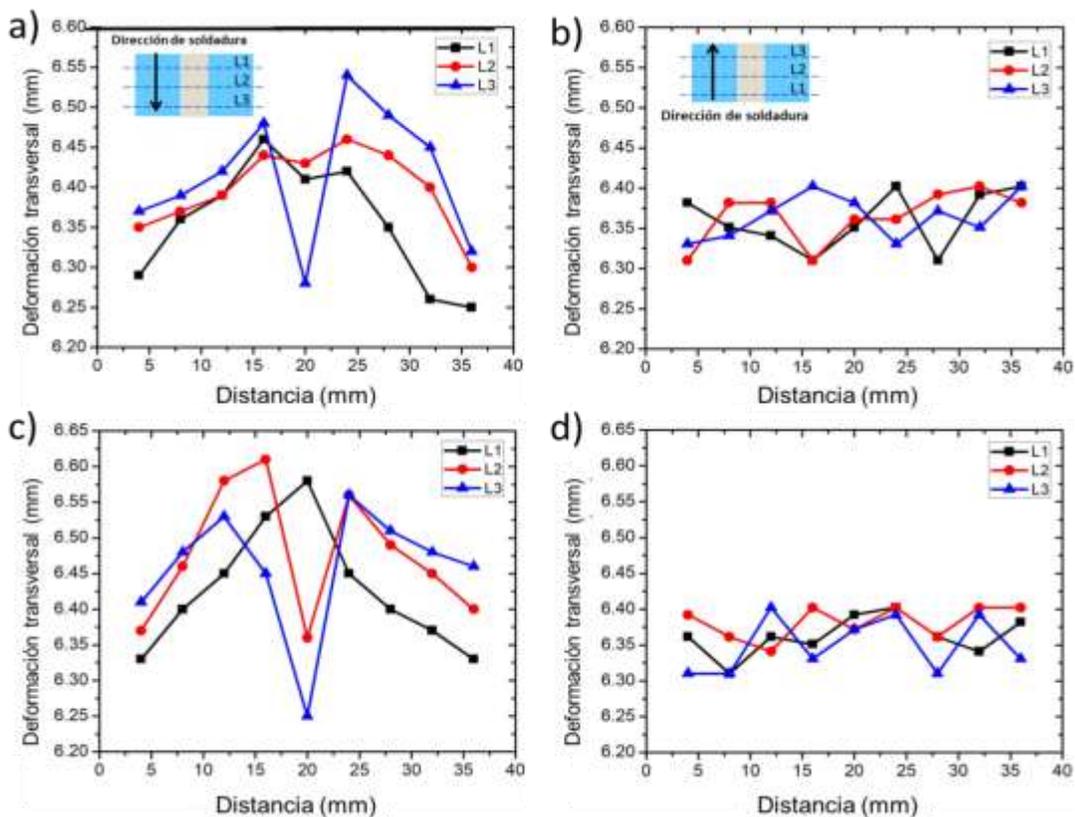
**Figura 3.3.4.** Deformación plástica de soldadura estimada por el modelo de endurecimiento cinemático multilíneal en la unión de acero TWIP-Ti con aporte térmico de 610 J/mm en los instantes de tiempo: a) 10 s., b) 25 s., c) 70 s., d) 600 s.,



**Figura 3.3.5.** a) Distorsión transversal del bisel doble “V” (unión TWR-87-DB), b) Deformación experimental en el ensamble, (c-d) Representación gráfica de la deformación en el ensamble (predicción numérica).



Las mediciones experimentales de distorsión post-soldadura realizadas en tres líneas transversales de los ensambles soldados, indicaron un “levantamiento” en la cara superior (Figura 3.3.6a). Los puntos más bajos asociados con la coordenada  $x$  corresponden al centro longitudinal de la FZ e indicaron una ligera falta de llenado producto de la aplicación autógena del proceso GTAW (Figura 3.3.6). Después del segundo pase de soldadura se tomaron nuevamente mediciones de la distorsión (Figura 3.3.5b-c), las cuales mostraron que el “levantamiento” provocado por el primer pase de soldadura quedo compensado por la deformación del segundo pase. Las pequeñas variaciones en las distorsiones medidas en las líneas L3 y L1 del primer y segundo pase de soldadura estuvieron relacionadas con la secuencia de soldadura y la concentración del calor (ver sección 2.2).



**Figura 3.3.6.** Distribución de la deformación post-soldadura generada durante el primer y segundo pase de soldadura en las uniones TWIP-Ti realizadas con aporte térmico de: (a-b) 410 J/mm, (c-d) 610 J/mm.



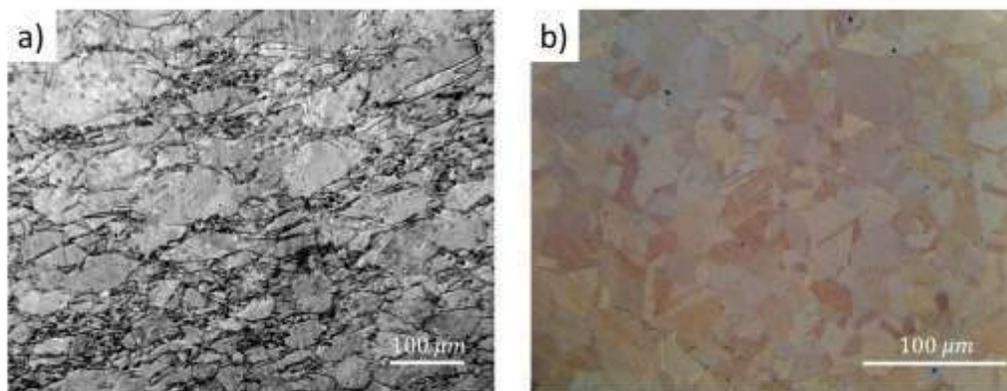
Si bien, la aplicación de restricciones mecánicas modifica la deformación del ensamble soldado produciendo un incremento en los esfuerzos residuales [211]. La pérdida de la ranura “V” en la cara posterior del primer pase de soldadura indicó que el nivel de embridamiento utilizado fue relativamente bajo. Ya que éste limitó los desplazamientos longitudinal y trasversal, pero no el angular (**Figura 3.3.5**).

Después de la aplicación del proceso de soldadura, la deformación plástica fue localizada en los puntos de restricción (**Figura 3.3.4**) dentro de la región de esfuerzos de compresión. Lo anterior no generó ningún efecto localizado en la distribución del esfuerzo residual en la SCZ como fue reportado por Khandkar *et al.* [212] en uniones de acero austenítico 304.

### ***3.5 Resultados del campo microestructural de soldadura y validación experimental.***

#### ***3.5.1 Análisis de uniones TWIP-Ti con procesamiento de imagen***

La **Figura 3.3.7a** muestra la microestructura post-laminación y la **Figura 3.3.7b** la microestructura del BM en condición de solubilizado para el acero TWIP-Ti. La aplicación de dos pasadas de laminación con porcentajes de deformación distintos (60% y 50%) así como, la elevada temperatura (1100 °C) produjo una microestructura heterogénea de granos grandes y pequeños.



**Figura 3.3.7.** Micrográficas LOM del acero TWIP-Ti: a) Laminado en caliente, b) Material base en condición de solubilizado.



A mayor deformación los fenómenos de nucleación y crecimiento ocurren a temperaturas inferiores [188]. Por lo que, el solubilizado a 1100°C durante 20 min (ver sección 2.1) proporcionó condiciones de temperatura que favorecieron tanto el crecimiento de grano como de las partículas precipitadas ( $> \bar{d}$ ), las cuales a su vez redujeron su efecto de presión de anclaje ( $P_Z$ ) en el límite de grano de acuerdo con la siguiente relación [188].

$$P_Z = \frac{3Fv\gamma_i}{\bar{d}} \quad (123)$$

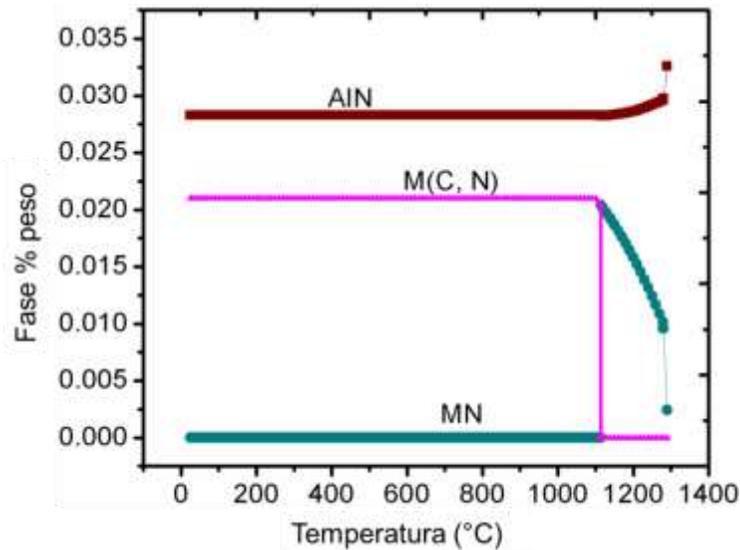
Donde  $\gamma_i$  es la energía de límite de grano y  $Fv$  representa la fracción de volumen de partículas precipitadas.

Lo anterior, inhibió la estabilidad microestructural del acero TWIP-Ti, permitiendo el crecimiento anormal de grano. Este crecimiento es una condición inestable que favorece el crecimiento excesivo de algunos granos consumiendo granos recristalizados [188, 216]. El crecimiento anormal disminuyó la energía de deformación liberada durante el solubilizado al alterar la cinética de recristalización.

Durante el crecimiento de grano anormal el anclaje por partículas debe ser considerado [190]. Raabe *et al.* [214] reportaron recristalización interrumpida por la presencia de partículas finas de Ti(C, N) en los límites de granos deformados. Fan *et al.* [219] también reportaron retardo en la recristalización del acero IF por partículas de Ti(C, N). Las partículas precipitadas como TiN y Ti(C, N) en el acero TWIP-Ti, reducen su fracción volumétrica a temperaturas mayores a 1200°C (Figura 3.3.8). Dado que el tratamiento de solubilizado se llevó a cabo a menor temperatura, estas partículas también afectaron el crecimiento anormal de grano. De acuerdo con la velocidad de crecimiento de grano ( $dR/dt$ ) en presencia de partículas precipitadas [188].

$$\frac{dR}{dt} = \frac{\bar{\mu}}{\bar{R}} \bar{\gamma} \left( \frac{1}{4} - \Psi \right) \quad (124)$$

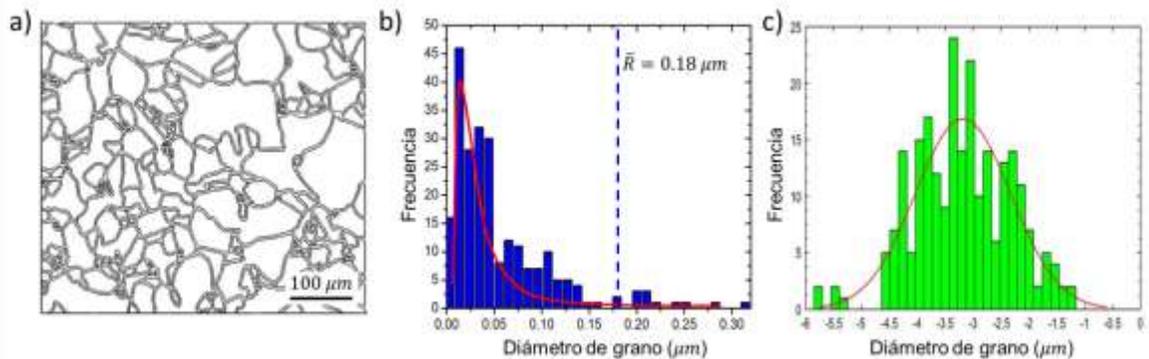
Donde  $\bar{\mu}$  representa la movilidad,  $\bar{R}$  tamaño de grano (diámetro) y  $\Psi$  es un parámetro adimensional que representa el anclaje por partículas precipitadas.



**Figura 3.3.8.** Predicciones de fases con la temperatura en el acero TWIP-Ti obtenidas con JMatPro® 9.1.2.

Según la ecuación (124), el crecimiento anormal de grano se presenta con  $\Psi = 0.6$ , que corresponde a tamaños de grano 2.5 veces la media ( $R = 2.5\bar{R}$ ). Este parámetro fue considerado para establecer una escala de tamaños de grano grande ( $\geq 2.5\bar{R}$ ), promedio ( $\bar{R}$ ) y pequeño ( $\bar{R}/2.5\bar{R}$ ). En realidad, en el BM (condición de solubilizado) se detectaron tamaños de grano superiores a  $2.5\bar{R}$  e inclusive muy inferiores a  $\bar{R}/2.5\bar{R}$  como se muestra en la condición promedio del BM (**Figura 3.3.9**).

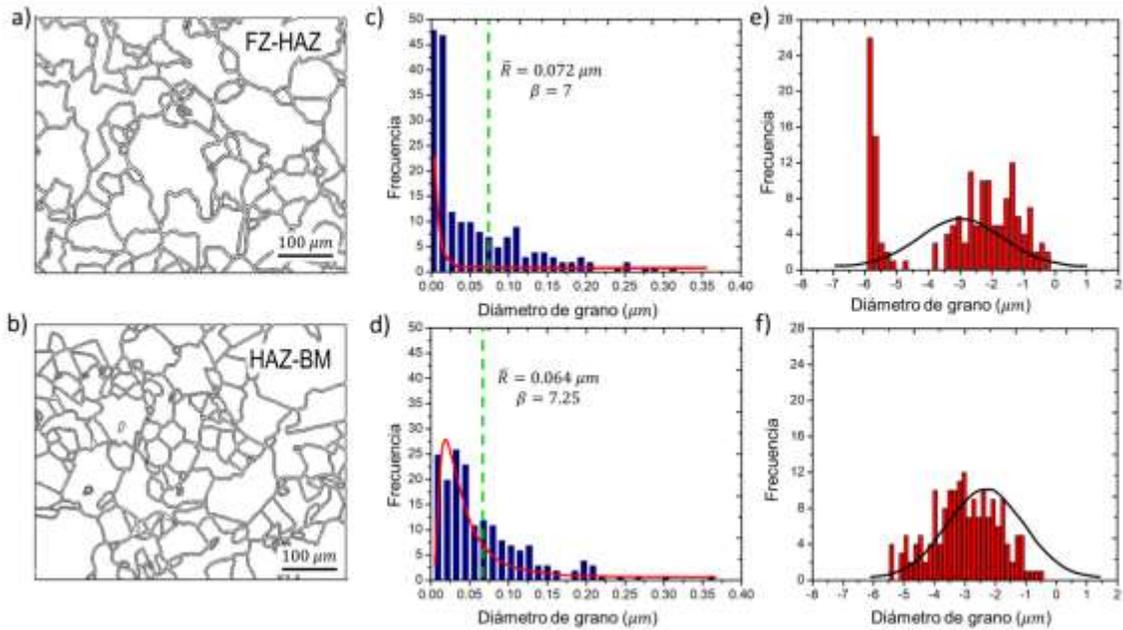
A partir del análisis estadístico mediante procesamiento de imágenes en Matlab® de las micrografías LOM se realizó un ajuste a una distribución normal logarítmica de la función de distribución de probabilidad (PDF por sus siglas en inglés) del tamaño de grano del acero TWIP-Ti en condición de solubilizado, así como el ajuste normal del logaritmo del diámetro de grano, característico de dicha distribución. Éste demostró que el tamaño de grano en el BM (**Figura 3.3.9**) no es coincidente con el comportamiento natural logarítmico representativo de microestructuras equiaxiales [218].



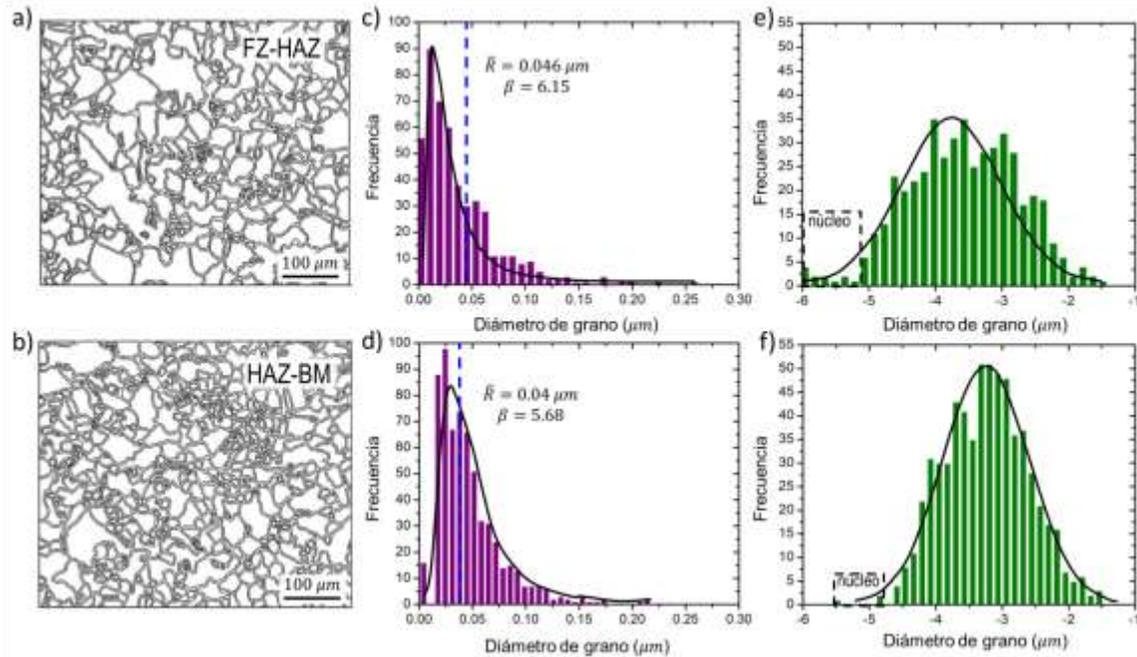
**Figura 3.3.9.** a) Micrografía binarizada de BM en condición de solubilizado (promedio), b) Ajustes lognormal de la distribución del tamaño de grano, c) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano.

Por su parte, el histograma de frecuencias indicó que el tamaño del 40% de los granos está por debajo de la media calculada ( $\bar{R}$ ) mientras que, el 30% de granos presentan un tamaño superior a la media, de los cuales 10% son  $\gg 2.5\bar{R}$ . Evidenciando el carácter bimodal de la distribución del tamaño de grano en el BM (**Figuras 3.3.9**).

Cuantitativamente, los efectos del aporte térmico alto (1500 J/mm) y bajo (751 J/mm) en la microestructura del BM se muestran en las **Figuras 3.4** y **3.4.1**, respectivamente para condiciones promedio de la FZ-HAZ y en la HAZ-BM. En la unión de alto aporte térmico (TW-160-R), la región comprendida por la HAZ-BM permanece invariable con respecto al BM (**Tabla 3.3**). Mientras que, en la región FZ-HAZ se produjo crecimiento tanto en granos grandes como pequeños, lo cual explica la disminución en el número de granos con respecto al BM (condición de solubilizado). La unión TW-91-B de bajo aporte térmico (ver **Tabla 2.1.3**) mostró una considerable disminución de los tamaños de grano grande y pequeño en relación al BM (**Figura 3.3.9**).



**Figura 3.4.** a-b) Micrografía binarizada de la soldadura de alto aporte térmico (condición promedio), c-d) Ajustes lognormal de la distribución del tamaño de grano, e-f) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano.



**Figura 3.4.1.** a-b) Micrografía binarizada de la soldadura de bajo aporte térmico (condición promedio), c-d) Ajustes lognormal de la distribución del tamaño de grano, e-f) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano.

**Tabla 3.3.** Caracterización microestructural del acero TWIP-Ti en condiciones de solubilizado y post-soldadura mediante el procesamiento de imágenes en Matlab ®.

Condición	Granos totals	Granos pequeños		Granos grandes	
		No. granos	Tamaño ( $\mu m$ )	No. granos	Tamaño ( $\mu m$ )
BM (solubilizado)	218	133	24	19	202
FZ-HAZ (1500 J/mm)	165	91	29.1	13	240
HAZ-BM (1500 J/mm)	221	116	23.9	16	196
FZ-HAZ (757 J/mm)	480	240	18	39	124
HAZ-BM (757 J/mm)	438	216	20	38	137

Las **Figuras 3.4a-3.4.1a** muestran condiciones promedio de la región FZ-HAZ para los aportes térmico alto (1500 J/mm) y bajo (757 J/mm), respectivamente. La distribución del



tamaño de grano en el BM (**Figura 3.3.9b**) y la condición de alto aporte térmico (**Figura 3.4c**) son similares, por lo que el comportamiento bimodal se mantuvo. Para la condición de bajo aporte térmico, la PDF normal logarítmica se ajustó mejor a la distribución del tamaño de grano (**Figura 3.4.1c**). Este hecho se evidenció más claramente en la curva de distribución normal del logaritmo del diámetro de grano (**Figura 3.4.1e**), la cual fue representativa de esta condición (unión TW-91-B), indicando así un cambio de distribución bimodal a normal logarítmica.

Un detalle importante a resaltar fue representado en los histogramas de distribución del logaritmo del tamaño de grano, para el BM (condición de solubilizado) la mayor proporción de granos (60%) está entre las escalas de tamaños pequeño ( $\bar{R}/2.5$ ) y promedio ( $\bar{R}$ ) como se muestra en la **Figura 3.3.9**. En la FZ-HAZ de alto aporte térmico se detectó el típico proceso de crecimiento de grano generado por la soldadura (**Figura 3.4a**). La mayoría de granos se mantuvieron entre las escalas de tamaños pequeños y promedio. No obstante, la frecuencia se reduce y la escala de tamaño aumenta (**Figura 3.4c**).

En la FZ-HAZ de bajo aporte térmico ocurrió lo contrario, la frecuencia aumenta en relación al BM y se redujo la escala de tamaño (**Figura 3.4.1c**). El incremento de frecuencias de las barras del lado izquierdo representativas de los granos más pequeños (**Figura 3.4.1e**) evidenció un proceso de nucleación, el cual explica el aumento del número de granos a más del doble en esta región (**Tabla 3.3**) así como, el cambio del comportamiento bimodal a logarítmico normal.

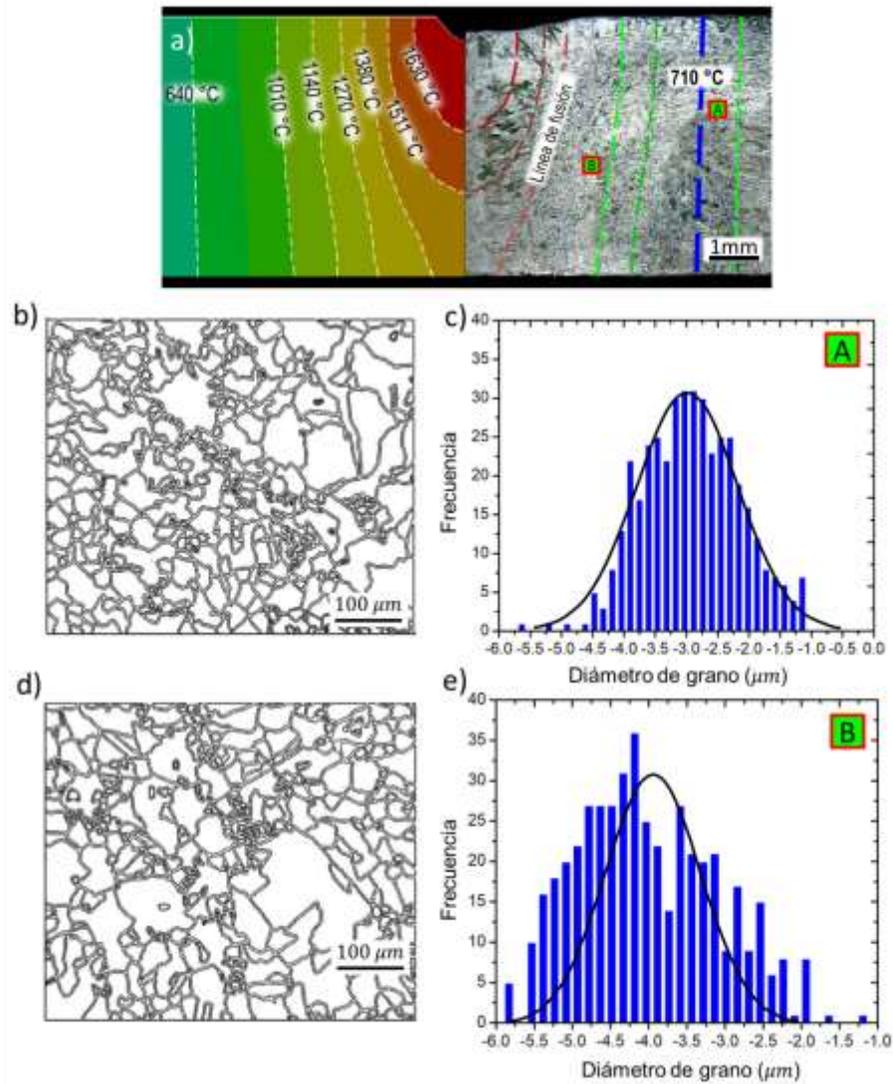
Por su parte, la región HAZ-BM de la condición de alto aporte térmico (1500 J/mm) mantuvo la distribución bimodal como se muestra en la **Figura 3.4d**. Mientras que, en la condición de bajo aporte térmico (757 J/mm) nuevamente se modificó la distribución de tamaño de grano a logarítmica normal (**Figura 3.4.1d**). La nucleación en la HAZ-BM para la condición de bajo aporte térmico fue menor que en la FZ-HAZ, lo cual fue asociado con un rango de temperaturas adecuadas para promover la recristalización estática (SRX por sus siglas en inglés) en el acero TWIP-Ti.

Durante la aplicación del tratamiento de recocido post-deformación en frío, Bracke *et al.* [6] y Liu *et al.* [7] reportaron recristalización al 100% en los aceros TWIP Fe-22Mn y Fe-

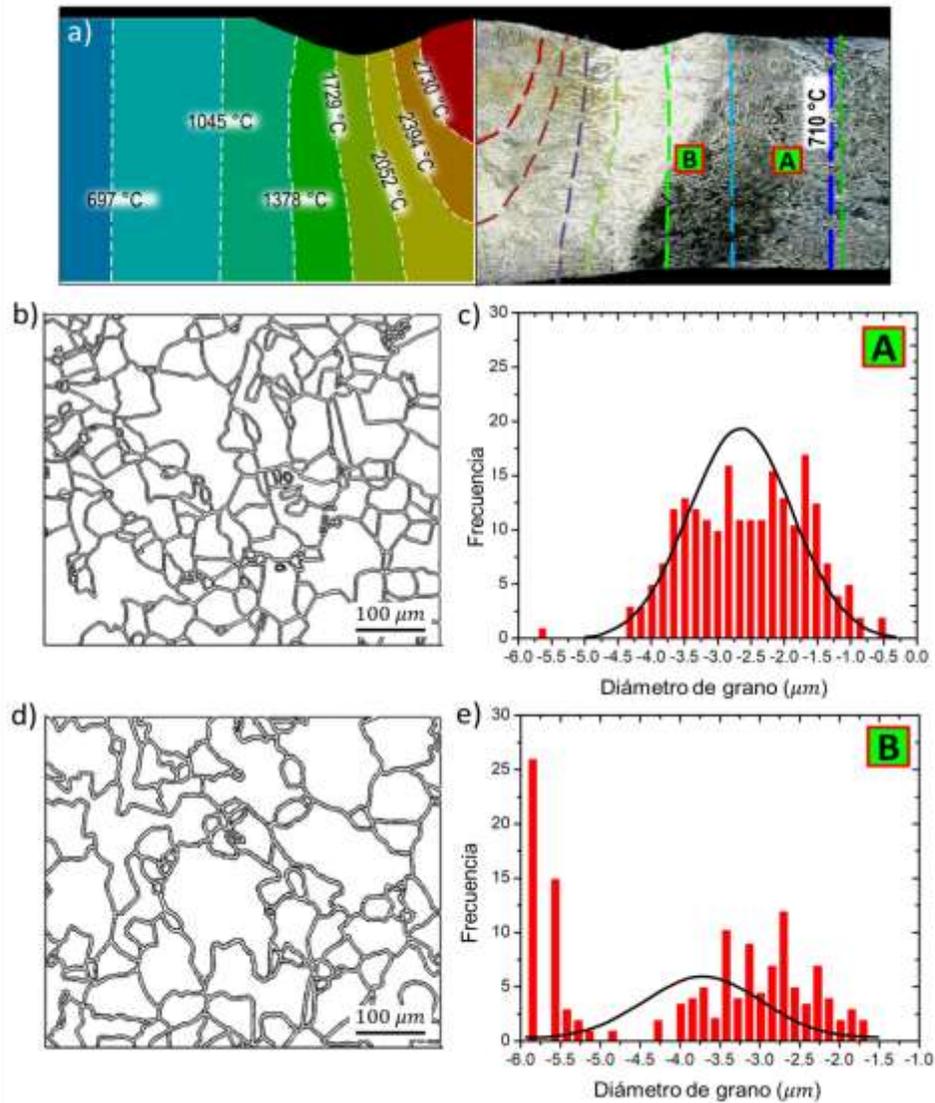


24Mn-1Al-0.7Si, respectivamente a temperaturas de 700°C con permanencias de 100 s. En este caso, las condiciones térmicas variables en la región HAZ-BM de ambas uniones soldadas, en comparación con el BM (condición de solubilizado) (**Tabla 3.3**), produjo variaciones microestructurales relacionadas con el rango de temperaturas de recristalización.

A partir de un modelo FE térmico se estimó numéricamente el rango de temperaturas de SRX. Las predicciones de campo térmico indicaron que la FZ-HAZ en las uniones de alto aporte térmico (con extensión de 5 mm - 15 mm) y bajo aporte (con extensión de 3 mm - 15 mm) presentaron rangos de temperatura de 1224°C-532°C y 874°C-385°C, respectivamente (**Figuras 3.4.2a-3.4.3a**). Correlacionando los resultados del modelo térmico FE con el análisis de imagen de micrografías LOM se determinó: i)  $T < 495^{\circ}\text{C}$  se mantienen condiciones de BM, ii)  $495^{\circ}\text{C} < T < 874^{\circ}\text{C}$  se produce nucleación y iii)  $T > 874^{\circ}\text{C}$  se produce crecimiento.



**Figura 3.4.2.** a) Campos aleatorios obtenidos de regiones de diferentes condiciones térmicas en la unión con aporte térmico de 757 J/mm, b) Micrografía LOM binarizada (baja temperatura), c) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano (baja temperatura), d) Micrografía LOM binarizada (alta temperatura), e) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano (alta temperatura).



**Figura 3.4.3.** a) Campos aleatorios obtenidos de regiones de diferentes condiciones térmicas en la unión con aporte térmico de 1500 J/mm, b) Micrografía LOM binarizada (baja temperatura), c) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano (baja temperatura), d) Micrografía LOM binarizada (alta temperatura), e) Ajuste normal del logaritmo de diámetro de grano (alta temperatura).

El rango de temperaturas entre 495°C-874°C para el desarrollo de recrystalización en soldaduras de acero TWIP-Ti es congruente con los rangos térmicos reportados por Kang *et*



al. [5] (600°C-700°C recristalización; >840°C crecimiento de grano) en el acero TWIP Fe-18Mn-0.6C-1.5Al.

Además, la nucleación se produjo de forma más efectiva a la temperatura de 710°C (**Figuras 3.4.2b-c**), conforme ésta se incrementa y supera el límite de 874°C, la distribución de tamaño de grano normal logarítmica de la condición de bajo aporte térmico presentó mayor desviación (**Figuras 3.4.2d-e**). Por su parte, en la FZ-HAZ de la condición de alto aporte térmico (unión TW-160-R), las zonas a temperatura de 710°C pese a que no presentaron una distribución de tamaño de grano normal logarítmica, si registraron un incremento en el número de granos. Particularmente, granos pequeños producto de la nucleación (**Figuras 3.4.3b-3.4.3c**).

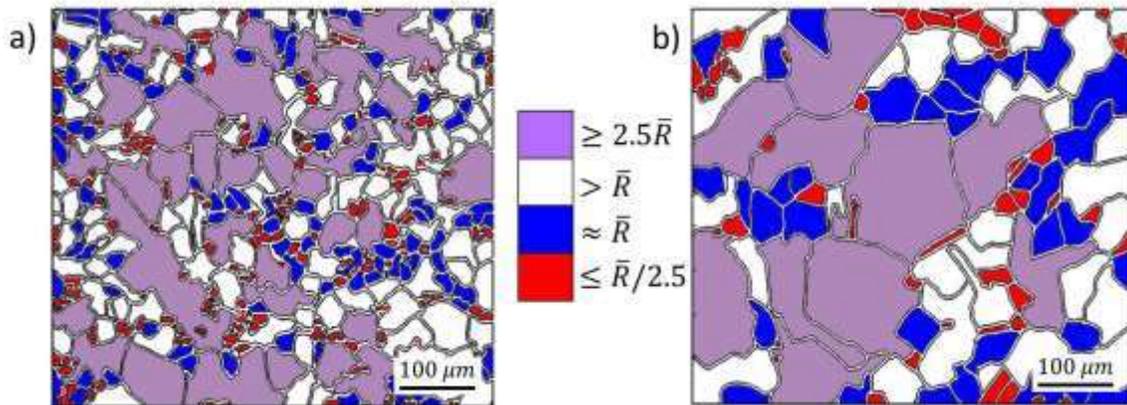
Los fenómenos de nucleación y crecimiento en las soldaduras de acero TWIP-Ti de alto y bajo aporte térmico se corroboraron mediante el cálculo de la velocidad de generación/consumo de granos ( $\phi$ ) a partir de la relación:

$$\phi = \frac{N_0 - N_S}{\varphi} \quad (125)$$

$$\varphi = \frac{T_P - 495}{Cr} \quad (126)$$

Donde  $N_0$  es el número de granos pequeños contabilizados en el campo,  $N_S$  es el número de granos pequeños (promedio) en el BM (condición de solubilizado),  $T_P$  es la temperatura pico del campo,  $Cr$  es la velocidad de enfriamiento desde  $T_P$  hasta 495 °C y  $\phi$  es la tasa de consumo/generación de granos.

Durante el proceso de nucleación aparecieron nuevos granos, incrementando significativamente el número de granos pequeños en comparación con el BM en condición de solubilizado. Mientras que, durante la fase de crecimiento los granos grandes consumen a los granos recristalizados. Estos efectos se muestran gráficamente en la **Figura 3.4.4** donde la escala de colores clasifica a los granos como: pequeños, promedio y grandes mediante la subrutina II del procesamiento de imagen (**Figura 2.2.8**).



**Figura 3.4.4.** Clasificación de escalas de tamaño de grano realizadas con la subrutina 2 “procesamiento” del código in-house de análisis de imágenes (Figura 2.2.8) para: a) Bajo aporte térmico (condición promedio), b) Alto aporte térmico (condición promedio).

La **Tabla 3.4** indica las temperaturas pico ( $T_p$ ), velocidades de enfriamiento y las tasas de generación/consumo ( $\phi$ ) de algunos campos aleatorios dentro de las zonas FZ-HAZ y HAZ-BM en las uniones de alto (1500 J/mm) y bajo (757 J/mm) aporte térmico. En la unión de alto aporte térmico (unión TW-160-R) se registraron tasas de consumo  $\phi$  asociadas al fenómeno de crecimiento, las cuales incrementaron a mayor temperatura. Esto guarda relación directa con los resultados experimentales de caracterización y el cambio de proporción del número de granos pequeños a grandes (Figuras 3.4 y 3.4.1). En la unión de bajo aporte térmico (unión TW-91-B), las tasas  $\phi$  fueron de generación relacionadas con la nucleación. La tasa  $\phi$  disminuyó a alta temperatura (Tabla 3.4) mientras que, a temperaturas cercanas a  $710^\circ\text{C}$  la tasa de generación  $\phi$  se incrementó.



**Tabla 3.4.** Análisis de campos LOM obtenidos en las regiones FZ-HAZ y HAZ-BM en las uniones de alto y bajo aporte térmico.

Aporte térmico	Región	Campo	$T_p$ (°C)	Veloc enfriamiento (°C/s)	No. granos pequeños	$\phi$ (granos/s)
757 J/mm	FZ-HAZ	1	1240	17.2	190	1.3
		2	834	6.2	180	0.866
	HAZ-BM	3	756	2.9	270	1.52
		4	588	0.6	235	0.65
1500 J/mm	FZ-HAZ	1	1307	19.5	76	-1.37
		2	987	9.1	84	-0.9
	HAZ-BM	3	643	2	96	-0.49
		4	504	0.5	135	0.11

### 3.5.2 Resultados Modelo MC-Voronoi aplicado a la HAZ de uniones TWIP-Ti

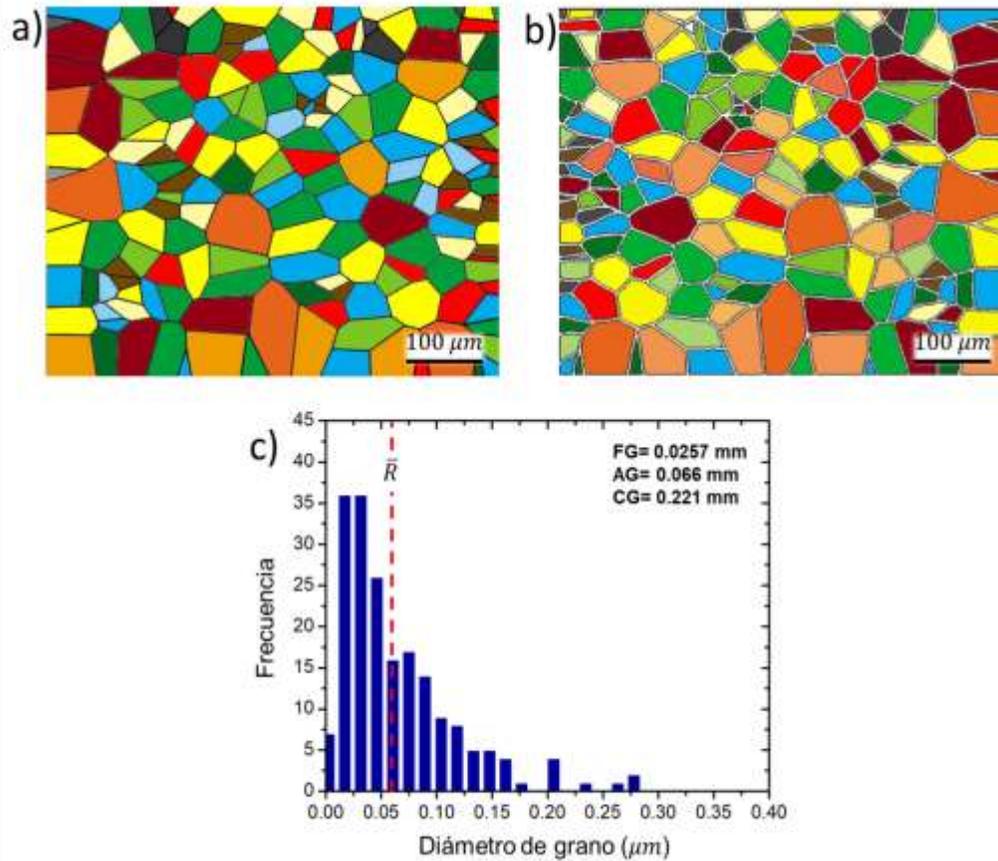
El acero TWIP microaleado con titanio (TWIP-Ti) presentó una microestructura bimodal después del tratamiento termomecánico como fue demostrado en la sección 4.5.1 a través del análisis microestructural por procesamiento de imagen. Durante el proceso de soldadura GTAW, el acero TWIP-Ti mostró un comportamiento microestructural variable en la HAZ con el aporte térmico. Se produjo crecimiento de grano a alta temperatura (> 874 °C) y recristalización estática (SRX) en un rango de temperaturas de 495°C-874°C. Lo anterior, afectó la distribución del tamaño de grano en la HAZ, y con ello las propiedades mecánicas de las uniones soldadas.

El modelo termo-microestructural desacoplado descrito en la sección 2.9 fue aplicado para simular los fenómenos de crecimiento de grano y SRX que se producen en la HAZ del acero TWIP-Ti durante el ciclo térmico del proceso de soldadura GTAW autógeno. El modelo propuesto consideró el uso de teselaciones Voronoi y post-procesamiento de imagen para obtener una adecuada representación de la morfología de grano austenítico.



La distribución de temperaturas del campo térmico de soldadura, obtenidas numéricamente mediante un modelo FE, fueron vinculadas al modelo microestructural mediante funciones de interpolación de alto orden. Para simular el crecimiento de grano se acoplaron los métodos MC-EDB [123] con teselaciones de Voronoi a través de un código de programación desarrollado en Matlab® (sección 2.9.1.3). Por su parte, la simulación de granos recristalizados consideró las velocidades de enfriamiento experimentales, conteos de grano y temperaturas pico estimadas por el modelo de elementos finitos (FE) para determinar la tasa de generación de granos ( $\phi$ ) (sección 4.5.1).

El espacio  $\mathbb{R}^2$  simulado por el modelo MC-Voronoi fue una superficie de  $135 \mu m \times 135 \mu m$ . Tomando en cuenta un promedio de 218 granos en el material base (condición de solubilizado), la **Figura 3.4.5a** muestra la microestructura simulada a través del diagrama de Voronoi después de 70 iteraciones.



**Figura 3.4.5.** Simulación MC-Voronoi de la microestructura BM (70 iteraciones). a) Microestructura MC-Voronoi inicial, b) Microestructura MC-Voronoi con post-procesamiento de imagen, c) Histograma de distribución del tamaño de grano de la microestructura BM simulada.

Previamente, Anderson *et al.* [216] sugirieron el uso de un número bajo de orientaciones de grano ( $Q = 2$ ) para generar microestructuras irregulares con granos asimétricos, como los que fueron detectados en el acero TWIP-Ti en condición de solubilizado (**Figura 3.4.5b**). Por el contrario, Lee *et al.* [217] y Messina *et al.* [218] utilizaron 160 orientaciones con 1000 MCS y 1000 orientaciones con 800 MCS, respectivamente para simular crecimiento de grano anormal a través de modelos MC.

El modelo propuesto MC-Voronoi basado en datos experimentales (EDBM) generó la microestructura de solubilizado (BM) a partir de las posiciones de los centroides de granos



de diferentes escalas, lo cual favoreció la convergencia de tamaños de grano en un bajo número de iteraciones. Mientras que, la incorporación de centroides aleatorios (**Figura 3.4.5a**) limitó el tamaño de las celdas de Voronoi representativas de granos grandes, los cuales incrementaron su frecuencia para compensar la variación del tamaño promedio (**Figura 3.4.5c**).

De acuerdo con lo anterior, la mayor variación entre los resultados experimentales y de simulación se produjo en el tamaño de grano grande ( $\geq 2.5\bar{R}$ ) con un error del 9.4%. Estos granos representaron el 7.3% del total de granos de la muestra (38.5% del área de simulación). No obstante, las variaciones se mantuvieron por debajo del 10%, límite máximo de variación establecido entre los tamaños de celda Voronoi y de grano austenítico (**Tabla 3.5**).

**Tabla 3.5.** %RA de los tamaños de grano pequeños, promedio y grandes en las microestructuras simuladas MC-Voronoi en las condiciones de solubilizado y post-soldadura del acero TWIP-Ti.

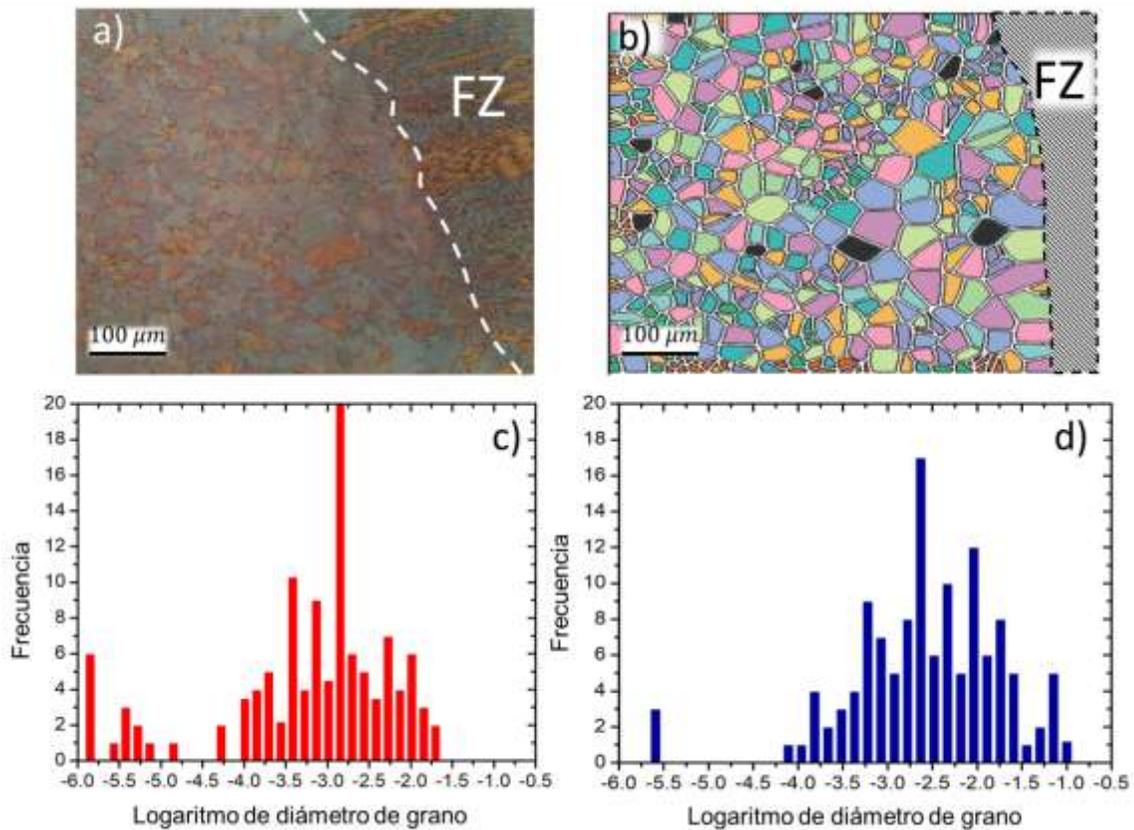
Condición	%RA		
	Granos pequeños	Granos promedio	Granos grandes
Solubilizado (BM)	7%	8.3%	9.4%
Unión TW-91-B	3.2%	5.2%	8.8%
Unión TW-160-R	7.2%	7.4%	9.1%

La aplicación de la técnica Laguerre-Voronoi utilizada en algunas investigaciones previas [137, 222] ofrece ventajas en el control de forma y tamaño de las celdas Voronoi, lo cual proporciona simulaciones 3D microestructurales precisas, sobre todo en materiales con distribución normal logarítmica de tamaño de grano [222]. El modelo MC-Voronoi propuesto modificó la morfología de las celdas de Voronoi por medio de la binarización-procesamiento de imagen, obteniendo un diagrama Voronoi digitalizado con una representación más realista de la forma del grano austenítico del acero TWIP-Ti. El post-

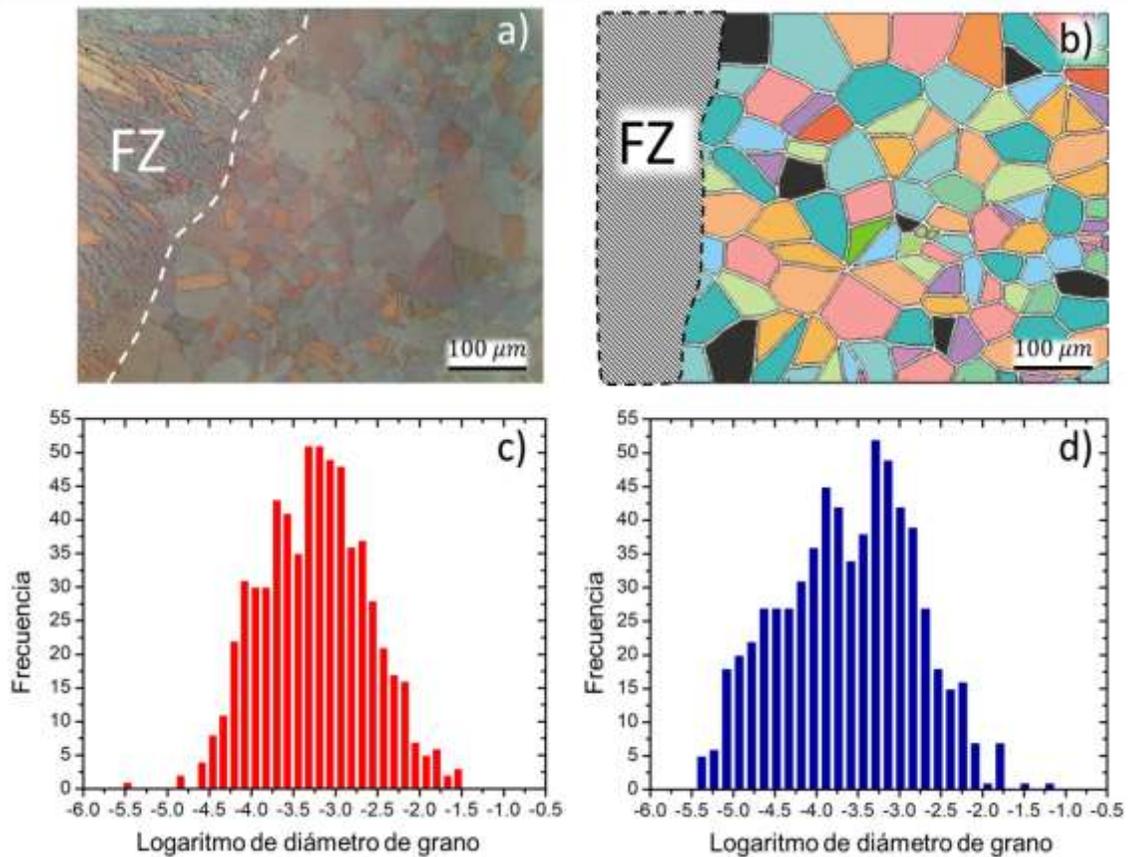


proceso del diagrama Voronoi se llevó a cabo mediante procesamiento de imagen en Matlab®.

Tomando como base la microestructura BM se generaron las condiciones post-soldadura en el acero TWIP-Ti. El modelo MC-Voronoi representó los fenómenos de recristalización y crecimiento de grano según la distribución de temperaturas estimada, como se muestra en las **Figuras 3.4.6 y 3.4.7**, respectivamente.



**Figura 3.4.6.** a) Microestructura MC-Voronoi de crecimiento de grano en la HAZ (experimental), b) Microestructura MC-Voronoi de crecimiento de grano en la HAZ con post-procesamiento de imagen, c) Distribución del tamaño de grano (experimental), d) Distribución del tamaño de grano (simulación).



**Figura 3.4.7.** a) Microestructura MC-Voronoi de recristalización en la HAZ (experimental), b) Microestructura MC-Voronoi de recristalización en la HAZ con post-procesamiento de imagen, c) Distribución del tamaño de grano (experimental), d) Distribución del tamaño de grano (simulación).

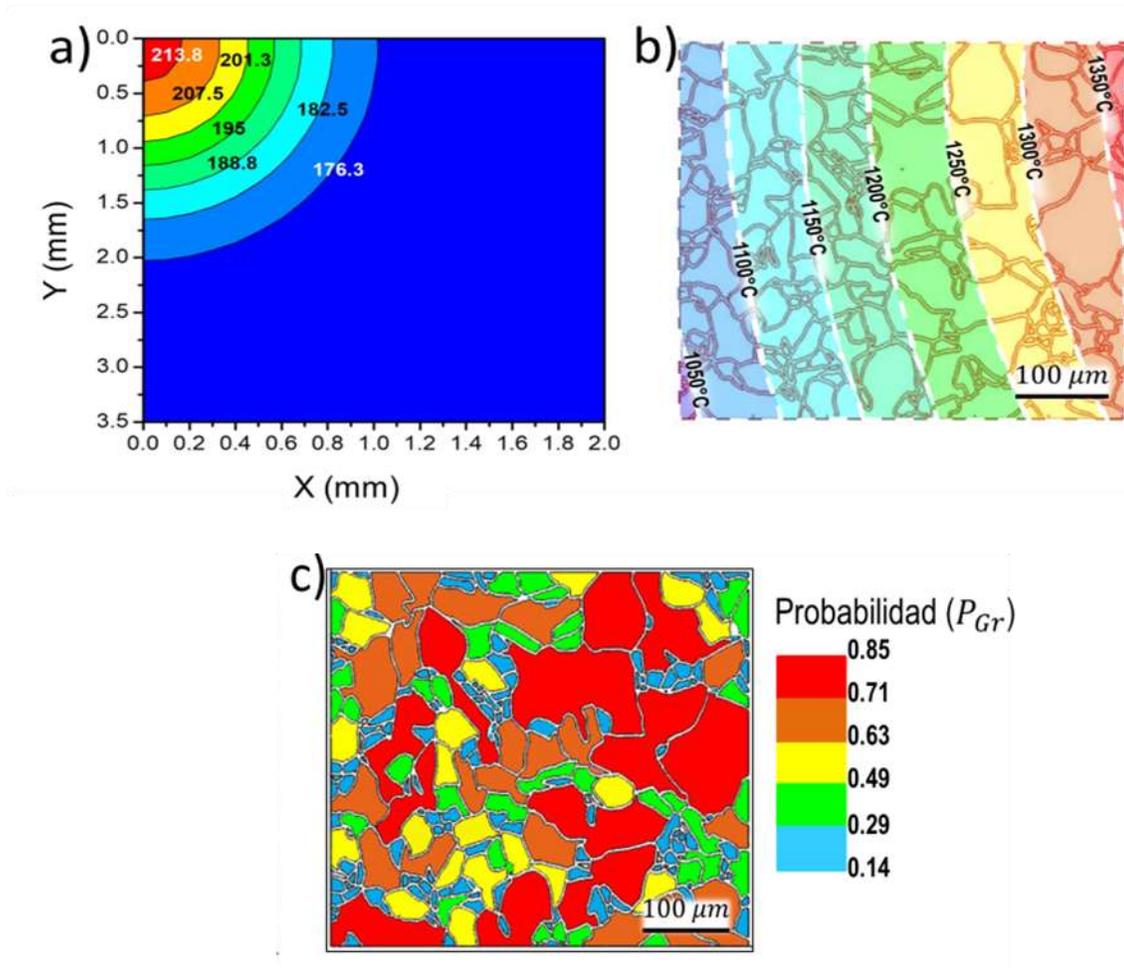
Durante el proceso de crecimiento, los granos grandes consumieron a los pequeños incrementando el tamaño de grano promedio. Durante la fase de recristalización, los puntos generados a partir de granos pequeños representaron adecuadamente la formación de granos recristalizados que tuvieron el efecto contrario, reducción del tamaño de grano promedio.

La tendencia típica en los modelos MC de simulación de crecimiento de grano en la HAZ es el aumento del  $t_{MCS}$  con la temperatura, con lo cual la probabilidad de crecimiento de grano es mayor en la región adyacente a la zona de fusión (FZ), tal y como lo reportan



Radhakrishnan *et al.* [184] y Sista *et al.* [195] en modelos MC 2D y 3D, respectivamente. Por su parte, Wei *et al.* [197] consideraron el efecto del anclaje de los precipitados en el cálculo de la probabilidad MC de crecimiento de grano, lo cual limitó el proceso de crecimiento a unas cuantas líneas de granos paralelas a la FZ. No obstante, se mantuvo el crecimiento uniforme de grano.

El modelo MC-Voronoi propuesto también obtuvo valores altos del  $t_{MCS}$  en la región adyacente a la FZ de alta temperatura, como se muestra en la **Figura 3.4.8a**. Esto fue coincidente con los resultados reportados en [113, 195]. Sin embargo, la aplicación de la probabilidad modificada  $P_{Gr}$  (ecuación 112) para simular el crecimiento consideró el efecto del tamaño de grano inicial ( $L_0$ ), dando como resultado una distribución no uniforme de probabilidades (**Figura 3.4.8c**). Esta característica del modelo MC-Voronoi permitió obtener una distribución bimodal del tamaño de grano en las regiones de alta temperatura ( $> 874^\circ\text{C}$ ), lo cual fue congruente con los resultados experimentales.



**Figura 3.4.8.** a) Distribución del  $t_{MCS}$  en la HAZ de la soldadura de alta entrada de calor (región de crecimiento de grano), b) Región de alta temperatura en la HAZ, c) Distribución de probabilidad de crecimiento en la microestructura de BM simulada.

En la unión de bajo aporte térmico (TW-91-B), la zona de crecimiento de alta temperatura quedó confinada a una región estrecha adyacente a la zona de fusión parcial (PMZ). Luego, la disminución de la difusividad térmica del acero TWIP-Ti en zonas alejadas a la PMZ favoreció las condiciones de temperatura en la HAZ. La microestructura post-soldadura de aporte térmico bajo presentó un cambio de la distribución bimodal del tamaño de grano (**Figura 3.4.5b**) a normal logarítmica en la HAZ (**Figuras 3.4.6b-d**). Este cambio fue impulsado por el proceso de recristalización que se produjo a menor temperatura ( $874^{\circ}\text{C} \leq T \leq 495^{\circ}\text{C}$ ).



Nuevamente, para representar el fenómeno de recristalización de baja temperatura, el modelo MC-Voronoi consideró la aplicación de una probabilidad de recristalización ( $P_r$ ) dependiente tanto de las condiciones térmicas como del tamaño de grano inicial (ecuación 112). De esta manera, los centroides de celda agregados aleatoriamente en la microestructura BM generaron nuevos granos. Esto permitió simular de manera precisa el fenómeno SRX y el refinamiento de grano observado experimentalmente. Este mismo principio fue aplicado en el trabajo de Hore *et al.* [221] para la simulación MC del proceso de recristalización dinámica (DRX) en un acero TRIP (Fe-0.19%C-1.5%Mn-1.6%Si-0.2%Mo).

En las microestructuras post-soldadura de crecimiento de grano y recristalización, se mantuvo la tendencia del BM en el error máximo. Éste nuevamente se registró en el tamaño de grano grande como se muestra en la **Tabla 3.5**. Estos granos representaron el 9% de la microestructura de crecimiento de grano (30% del área de simulación) y el 8.1% de la microestructura de recristalización (28.4% del área de simulación). El error en el tamaño de grano grande se generó al eliminar los centroides cercanos a una celda de crecimiento. Así, la región de dominio  $H(p_i, p_j)$  se ve afectada como se expresa en la siguiente relación [227].

$$H(p_i, p_j) = x \mid |x - x_i| \leq \left| |x - x_j| \right|, i \neq j \quad (127)$$

Lo anterior, alteró la distancia euclidiana  $b(p, p_{ij})$  con los centroides adyacentes, resultando en desplazamientos de aristas que modificaron tanto el tamaño como la morfología de la celda Voronoi resultante. Además, la consideración de no degeneración de las celdas Voronoi [225] limitó la formación de granos simulados excesivamente grandes, como algunos detectados en la microestructura post-soldadura de aporte térmico alto (**Figura 3.4.8b**). No obstante, este efecto se compensó con un mayor número de celdas Voronoi de tamaño promedio ( $\bar{R} = 0.087 \text{ mm}$ ).

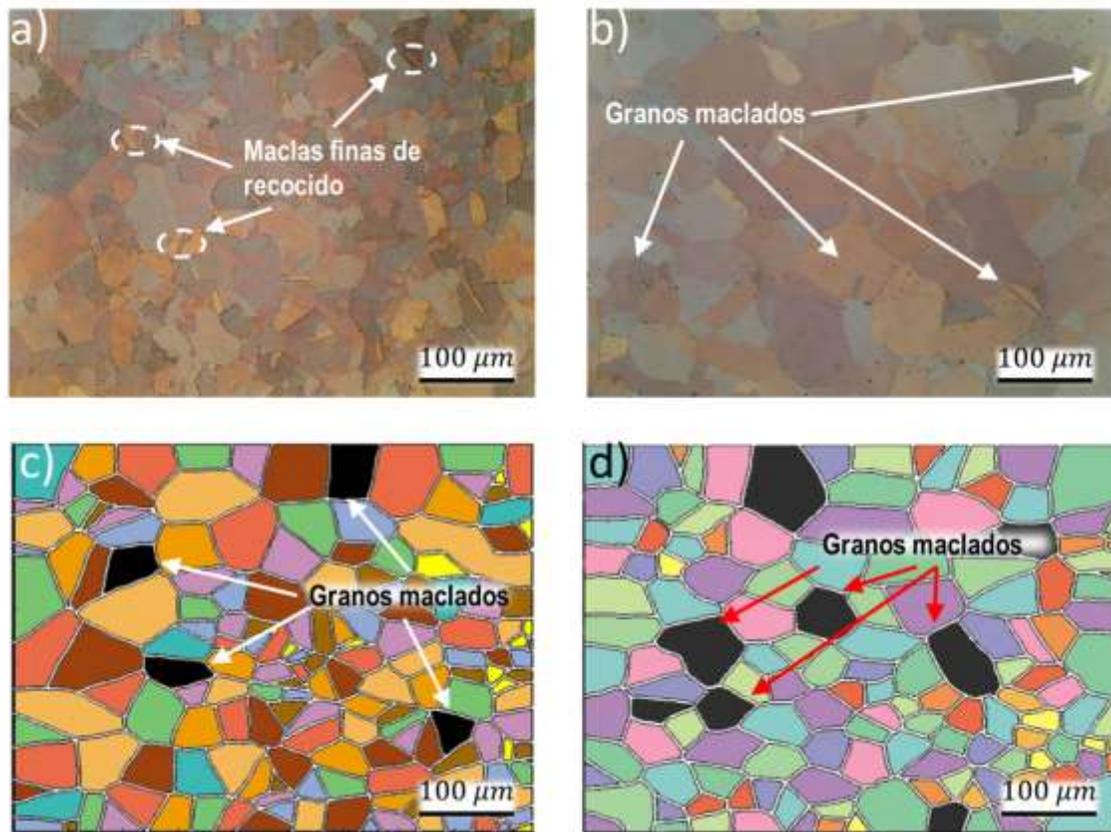
En las microestructuras post-soldadura de recristalización se registraron las menores variaciones en los tamaños de grano (**Tabla 3.5**). La disminución del error en estas microestructuras indicó que la incorporación de puntos de generación ( $P_i$ ) mantiene tanto el



acotamiento como la no degeneración del diagrama Voronoi. Además, se redujo de manera efectiva el área de celda Voronoi al afectar la región del dominio  $H_i$  de los centroides generadores de partida ( $p_i$ ), esto mediante la subdivisión de la bisectriz  $b$  con un nuevo centroide generador.

Por último, basado en que la probabilidad de formación de maclas de recocido depende de la temperatura [226], además de la energía libre de Gibbs entre los granos que crecen y se contraen [226]. El modelo MC-Voronoi realizó una predicción de los granos que presentan maclas de recocido tomando en cuenta el historial térmico y la proporción de granos maclados a granos totales TG. Las celdas Voronoi en color “oscuro” en las **Figuras 3.4.6-3.4.8** representan a los granos con maclas de recocido seleccionados aleatoriamente, obteniendo una buena correlación con los resultados experimentales.

Sin embargo, el modelo está limitado a las condiciones térmicas de soldadura en el acero TWIP-Ti, ya que la proporción TG se obtuvo de datos experimentales (**Tabla 3.5**). Lo anterior, explica el bajo error en la cantidad de granos maclados de simulación en relación con los granos maclados detectados en las microestructuras post-soldadura (**Figura 3.5**).



**Figura 3.4.9.** Maclas de recocido: a-b) Detectadas experimentalmente en las soldaduras de aporte térmico bajo (TW-91-B) y alto (TW-160-R), respectivamente, b-c) Estimaciones del modelo MC-Voronoi.

Si bien, esta predicción no proporcionó información acerca de la morfología de macla y las causas de su formación como en trabajos previos [227-228]. Los resultados de simulación obtenidos son valiosos, ya que permitieron establecer una relación entre el historial térmico de soldadura y su efecto en la formación de maclas de recocido en el acero TWIP-Ti.

En la condición de solubilizado se tenía una proporción TG de 0.08. Durante el proceso de recrystalización (495°C-874°C) en la soldadura de aporte térmico bajo, la proporción TG paso de 0.08 a 0.03 dado el mayor número de granos. No obstante, el número de granos maclados se incrementó como se muestra en la **Figura 3.4.9**. Mientras que, durante la fase de crecimiento de grano la proporción TG disminuyó a 0.02 en la región de mayor



temperatura, donde también se redujo el número de granos. Este efecto del aumento en el número de maclas a menor tamaño de grano es coincidente con la probabilidad de maclado propuesta por Pande *et al.* [225]. Por su parte, Mi *et al.* [226] también detectaron la formación de un número mayor de maclas finas de recocido en el acero TWIP Fe-25%Mn-0.015%C-3%Al a temperaturas de recocido inferiores.

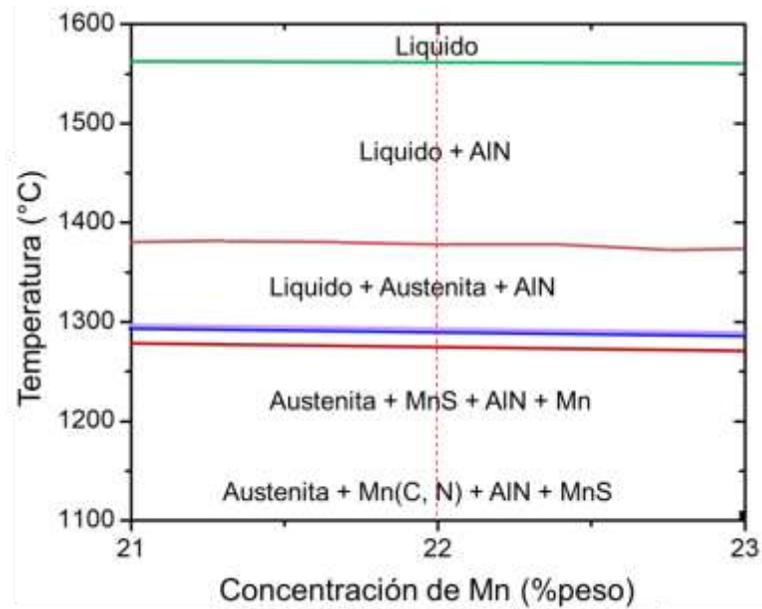
### ***3.6 Caracterización microestructural/mecánica de soldadura y correlación con el modelo termo-mecánico-microestructural (TMM)***

Posterior a la fase experimental de soldadura, se procedió a la caracterización mecánica y microestructural de las uniones soldadas. Con el propósito de analizar los fenómenos microestructurales y la modificación de las propiedades mecánicas. Los resultados experimentales y las estimaciones del modelo FE térmico (distribución de temperaturas y extensión de regiones críticas de soldadura) fueron correlacionados.

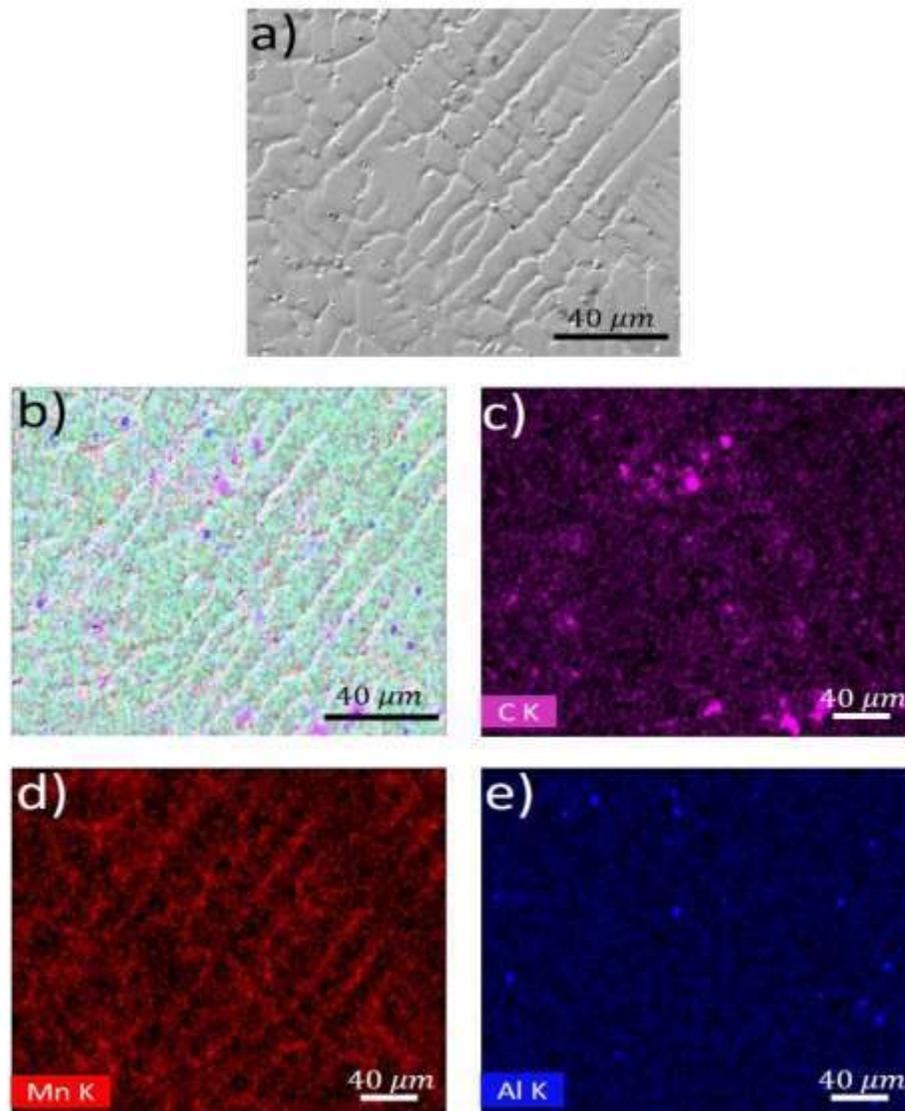
#### ***3.6.1 Uniones TWIP-Ti de bajo y alto aporte térmico***

##### ***3.6.1.1 Caracterización microestructural***

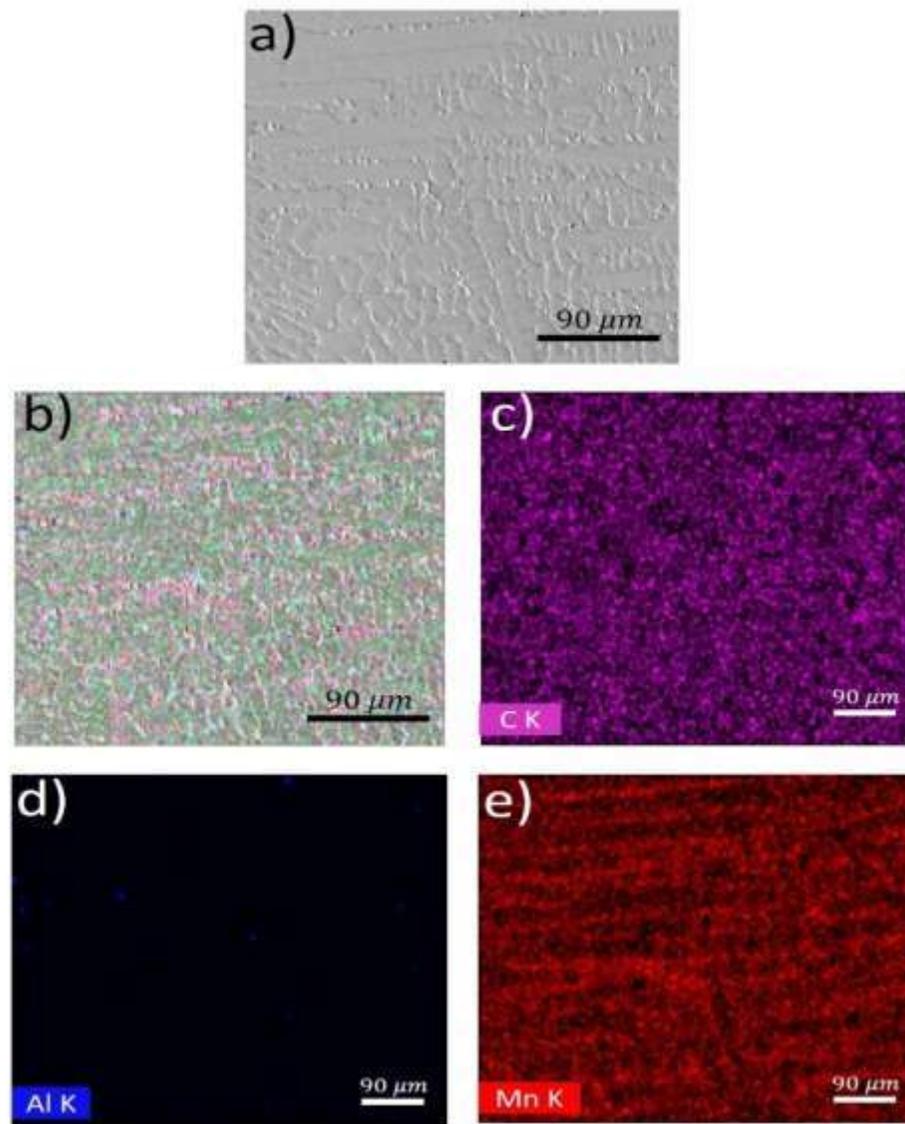
La caracterización metalográfica a través de FE-SEM muestra que las soldaduras de acero TWIP-Ti de aporte térmico bajo y alto (**Tabla 2.1.3**) exhiben el modo austenítico de solidificación, que se esperaba según la predicción de fases realizada en el software JMatPro® 9.1 (**Figura 3.5**). La microsegregación interdendrítica de Mn se detectó en la FZ de ambas soldaduras (**Figuras 3.5.1 y 3.5.2**).



**Figura 3.5.** Predicciones del software JMatPro® 9.1 de solidificación en acero TWIP-Ti (Fe-22Mn-1.8Al-1.2Si-0.57C-0.0216Ti (% en peso)).



**Figura 3.5.1.** Imágenes de mapeo elemental de Mn, C y Al en el FZ a alta entrada de calor (soldadura TW-160-R).



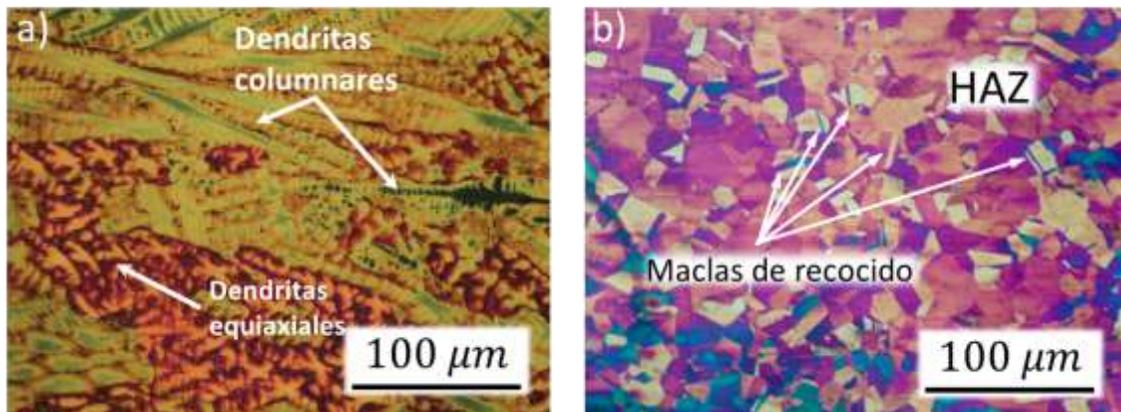
**Figura 3.5.2.** Imágenes de mapeo elemental de Mn, C y Al en el FZ a baja entrada de calor (soldadura TW-91-B).

Ambos cordones de soldadura (TW-160-R y TW-91-B) presentaron dendritas equiaxiales en el centro de la FZ. Las dendritas columnares de la unión de bajo aporte térmico (TW-91-B) fueron más cortas que las dendritas del cordón de soldadura obtenido con un mayor aporte térmico (**Figura 3.5.3**). Esto debido a la cantidad de energía térmica difundida desde la región de alta temperatura (FZ) hacia el material base, la cual dio lugar a una mayor tasa de solidificación ( $S_t$ ) obtenida a partir de la siguiente relación:



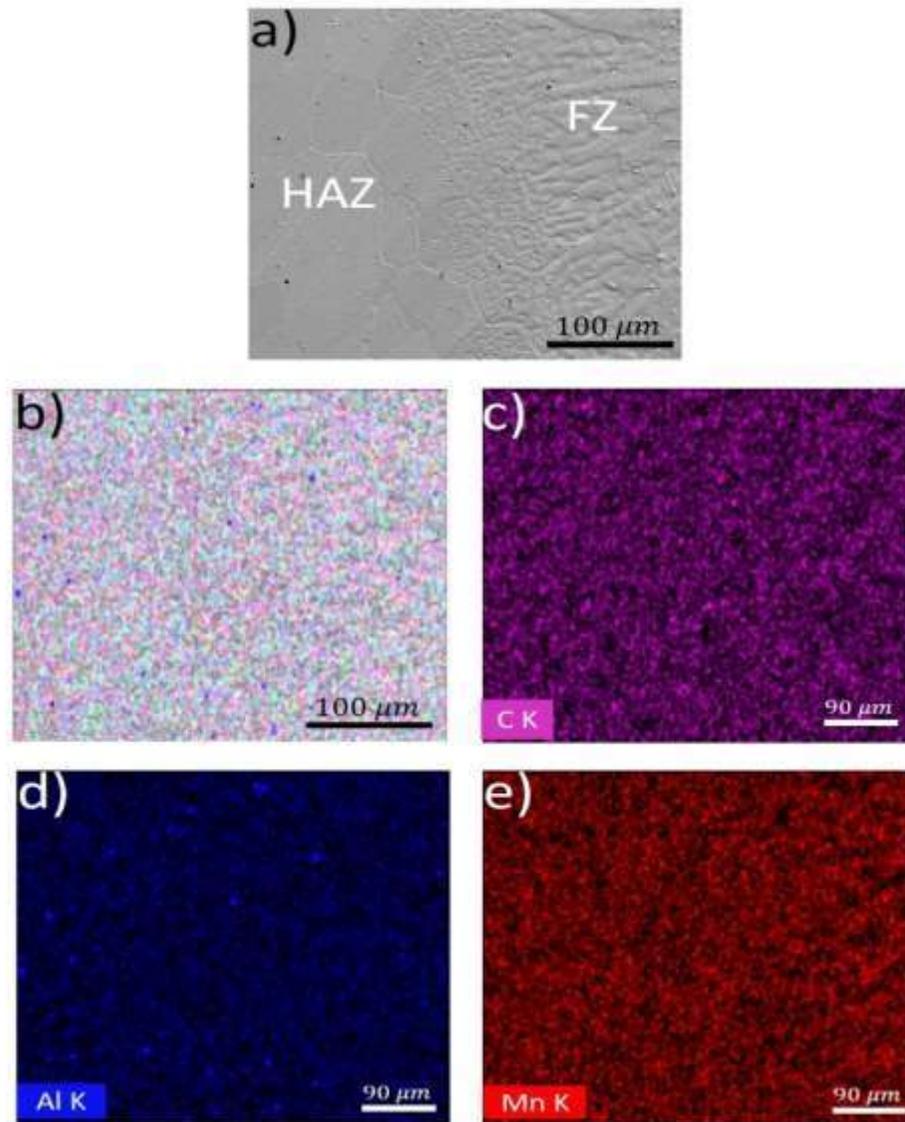
$$S_t = \frac{L H}{2\pi k \rho C_p (T_m - T_0)^2} \quad (128)$$

Donde  $L$  representa el calor latente de fusión y  $T_0$  es la temperatura inicial. Las tasas de solidificación fueron de 0.797 s y 1.537 s para las soldaduras con aportes térmicos de 1500 J/mm y 778 J/mm (Tabla 2.1.3), respectivamente. La disminución en la penetración con el aporte térmico permitió una mejor distribución del material fundido en el espacio entre placas, produciendo un llenado más homogéneo. Con lo cual, se redujo la falta de llenado superficial generada por el movimiento descendente del material fundido.

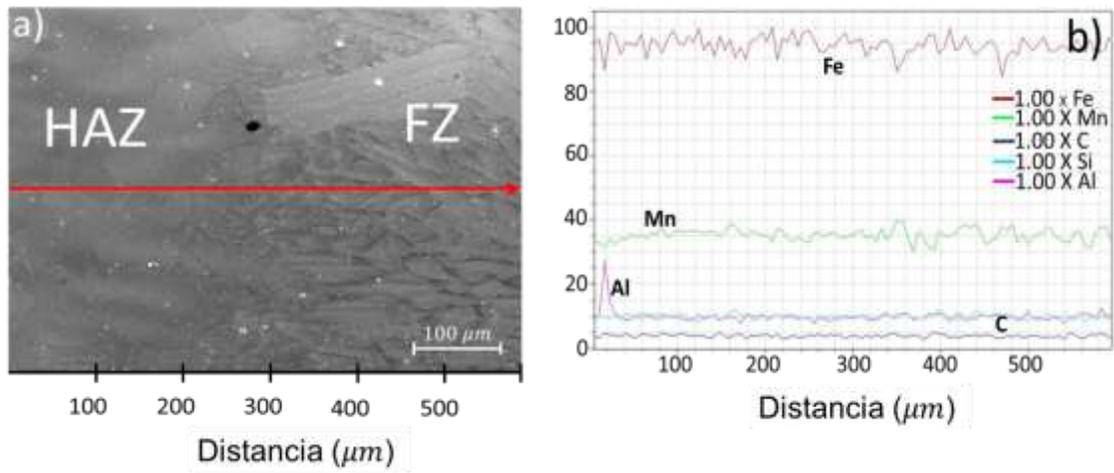


**Figura 3.5.3.** a) Crecimiento dendrítico en la zona de fusión de soldadura para el aporte térmico de 774 J/mm (unión TW-91-B) (200x), b) Maclas de recocido detectadas en los granos austeníticos de la HAZ para el aporte térmico de 774 J/mm (unión TW-91-B) (200x).

Las soldaduras TW-91-B y TW-160-R (aporte térmico bajo y alto, respectivamente) no presentaron segregación en la interfaz FZ-HAZ según el mapeo elemental llevado a cabo en la soldadura de aporte térmico alto como se muestra en la Figura 3.5.4. El microanálisis por sonda de electrones (EPMA por sus siglas en inglés) realizado desde la HAZ hacia la FZ en la unión de aporte térmico bajo ratificó la ausencia de segregación del Mn (Figura 3.5.5). Más bien, se detectó la "concatenación" de compuestos no metálicos. Estas inclusiones condujeron a propagar microgrietas tanto en la FZ como en la HAZ, como se puede verse en las Figuras 3.5.6 y 3.5.7. Algunas grietas detectadas en la soldadura TW-160-R tanto en la FZ como en la HAZ fueron transgranulares (Figura 3.5.6).



**Figura 3.5.4.** Imágenes del mapeo elemental de Mn, C y Al en la interfaz FZ-HAZ en la soldadura de alto aporte térmico (TW-160-R).



**Figura 3.5.5.** Escaneo de línea EPMA en la interfaz HAZ-FZ de la soldadura de bajo aporte térmico (TW-91-B).

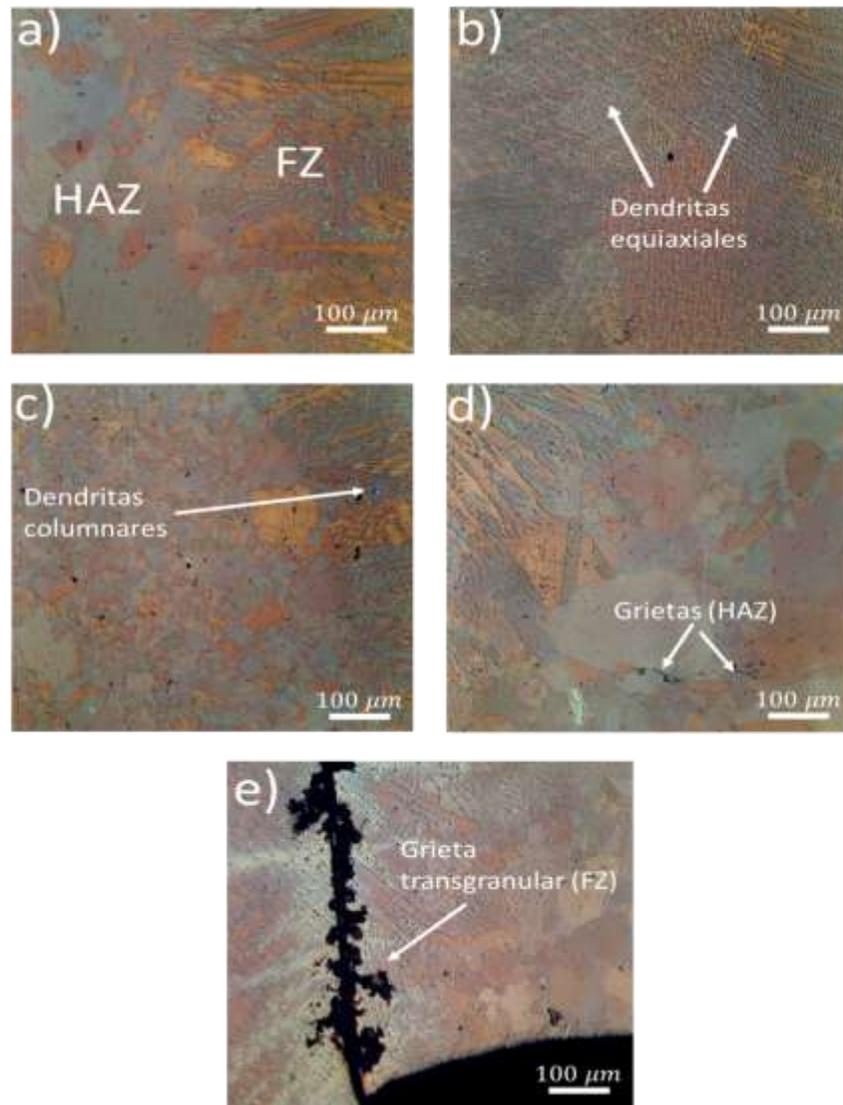
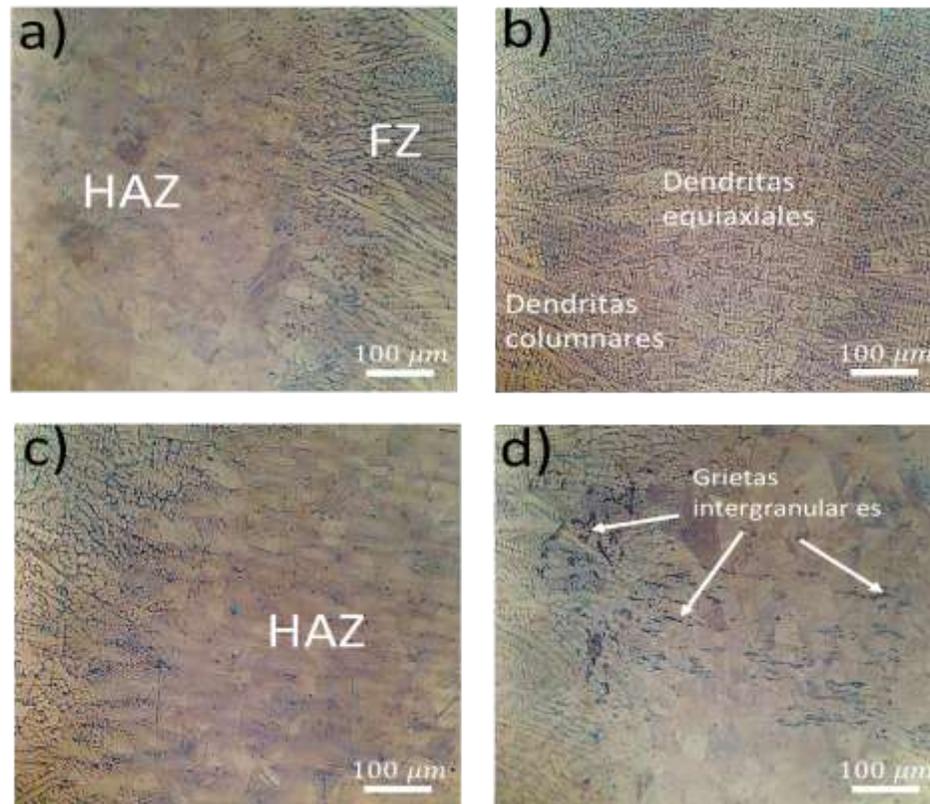
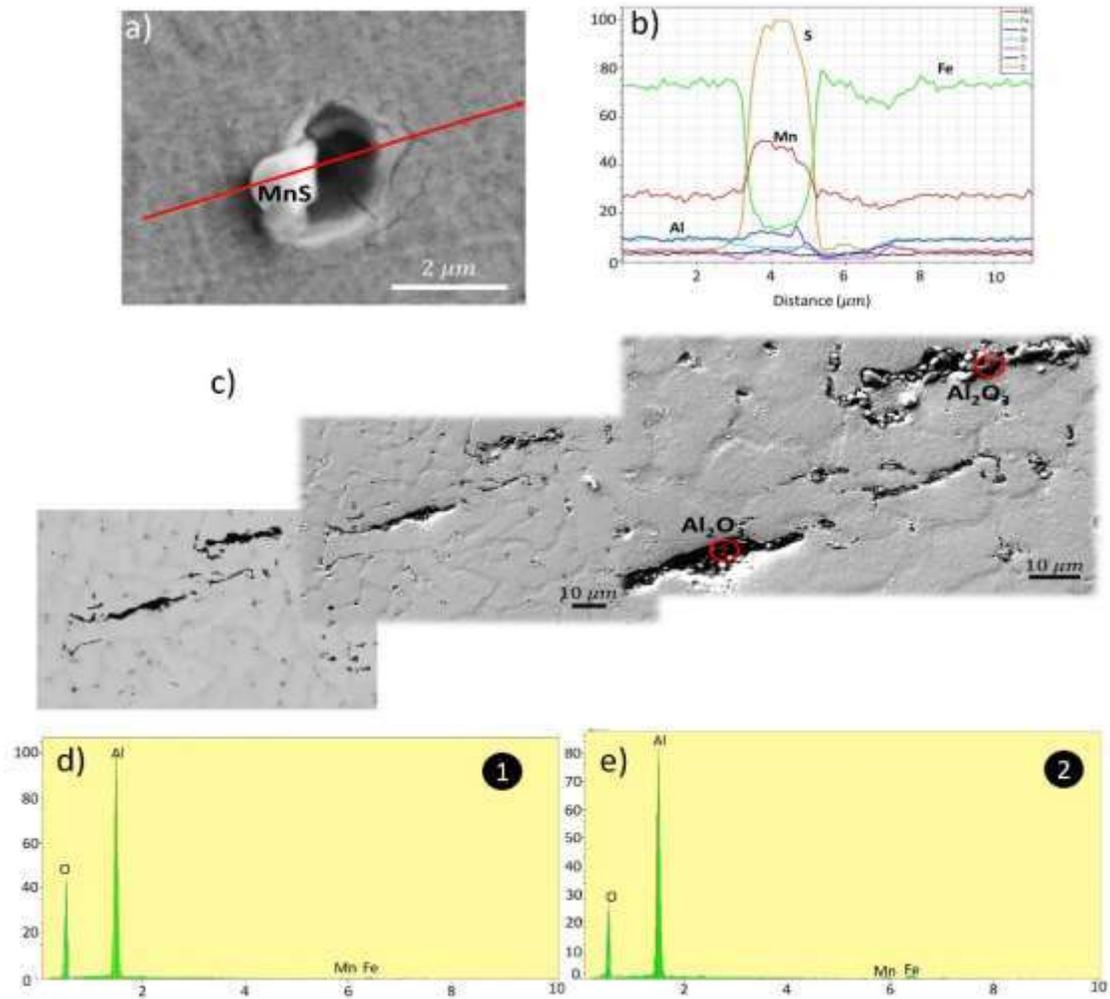


Figura 3.5.6. Micrografías LOM en la interfaz FZ-HAZ (unión TW-160-R).

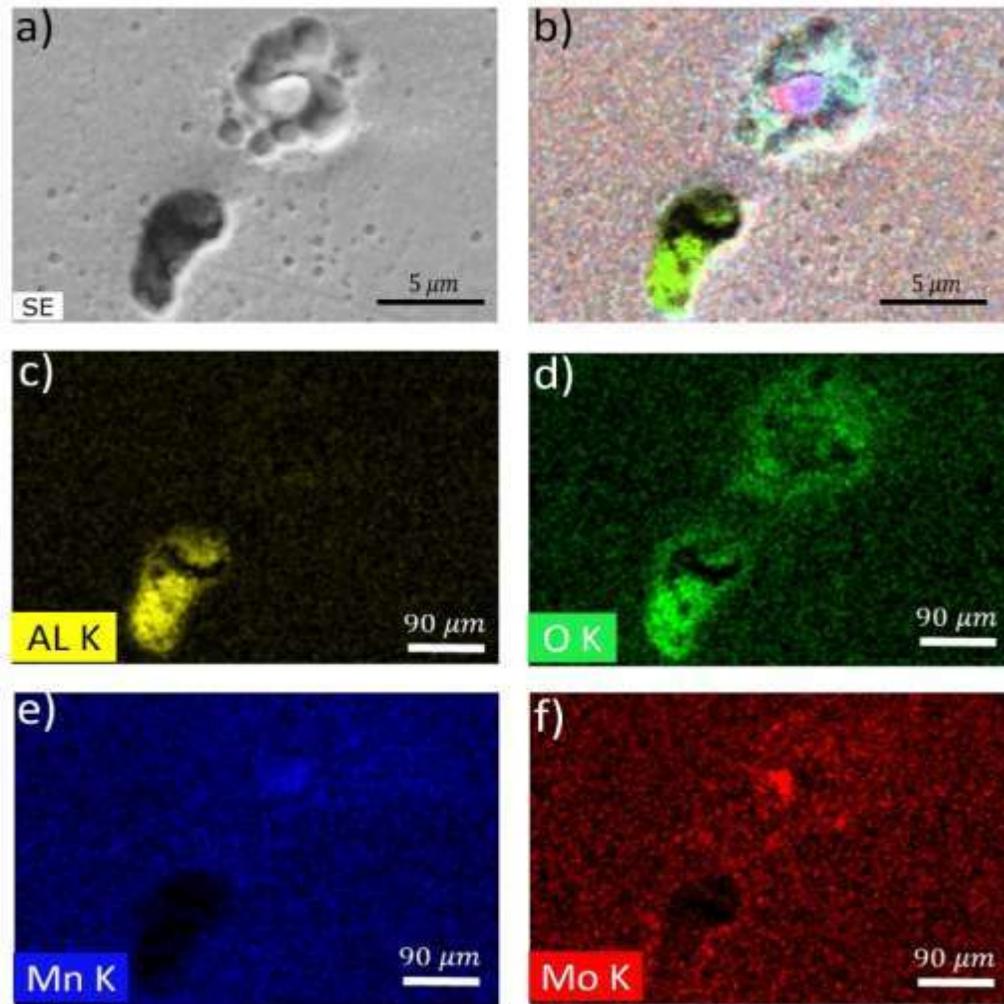


**Figura 3.5.7.** Micrografías LOM en la interfaz FZ-HAZ (unión TW-91-B).

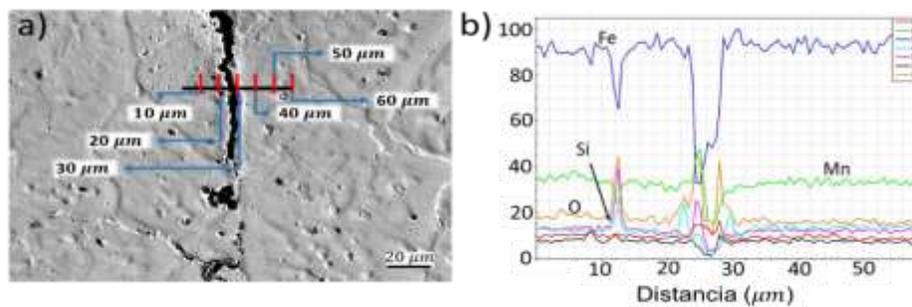
La **Figura 3.5.8** muestra la caracterización por SEM de algunos compuestos no metálicos localizados en la soldadura TW-160-R. Por su parte, la **Figura 3.5.9** muestra un mapeo de elementos realizado en una partícula no metálica detectada en la región central de la FZ en la soldadura TW-91-B. El escaneo EPMA en dirección normal a la ubicación de la grieta en la FZ (**Figura 3.6**) indicó la falta de segregación del C en el borde de la grieta, obteniendo concentraciones puntuales de Al, Si, O y Mn en los bordes.



**Figura 3.5.8.** a-b) Escaneo EPMA de partículas no metálicas detectadas en la FZ de la soldadura TW-160-R, c-e) Caracterización SEM (microanálisis) de compuestos no metálicos detectados en la soldadura TW-160-R.



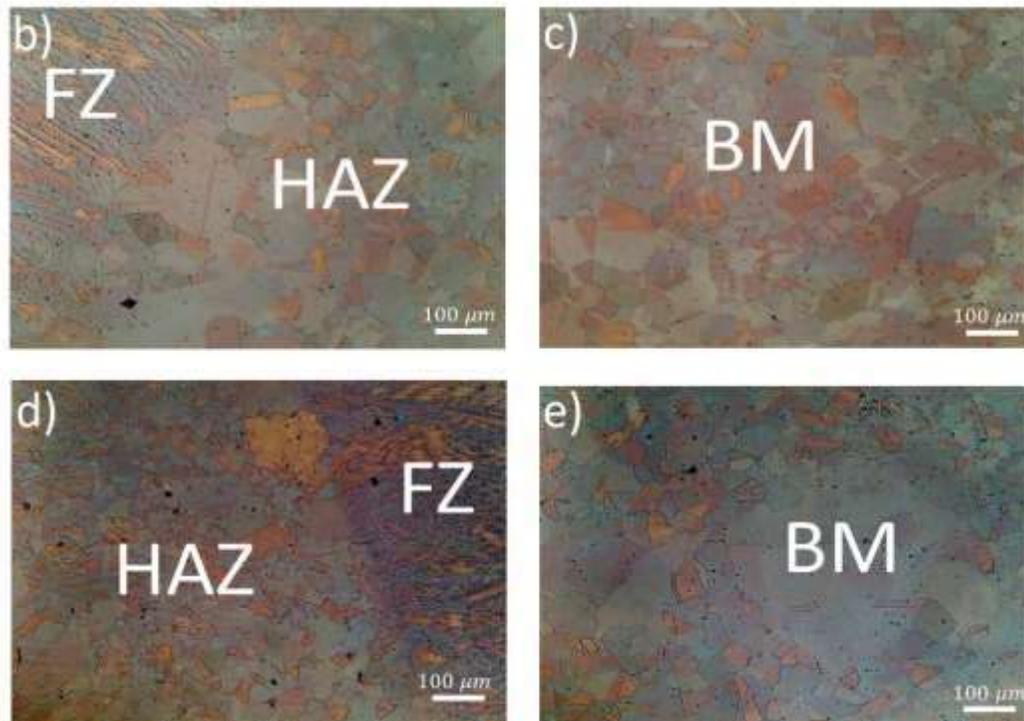
**Figura 3.5.9.** Mapeo de elementos en microfisuras y partículas no metálicas de la soldadura TW-91-B.



**Figura 3.6.** Escaneo EPMA en dirección normal a la grieta transgranular ubicada en la FZ de la soldadura TW-160-R.



En cuestión del tamaño de grano austenítico, después del tratamiento termomecánico realizado en el acero TWIP-Ti, se obtuvo una distribución de tamaño de grano heterogéneo en el material base. Dicha distribución heterogénea del tamaño de grano se mantuvo en las muestras de soldadura independientemente de la región considerada (FZ-HAZ-BM), sobretodo en la unión de aporte térmico alto (TW-160-R) (**Figura 3.6.1**).



**Figura 3.6.1.** Tamaño de grano austenítico heterogéneo de: a-b) Soldadura TW-160-R, c-d) Soldadura TW-91-B.

A diferencia del crecimiento de grano típico en la HAZ, el cual es dependiente tanto de la temperatura máxima de soldadura como de las velocidades de enfriamiento. En las uniones de acero TWIP-Ti, las velocidades de crecimiento de grano se modificaron por el tamaño de grano inicial del BM y el aporte térmico de soldadura. Durante el ciclo térmico, el acero TWIP-Ti se expuso a tratamientos térmicos a diferentes temperaturas y altas velocidades de enfriamiento, las cuales disminuyen drásticamente en las regiones alejadas de la FZ. Las deformaciones plásticas y elásticas que producen los esfuerzos térmicos, así como la energía de deformación remanente del proceso de laminación en caliente se



convirtieron en la fuerza impulsora del proceso de recristalización que favoreció la distribución heterogénea del tamaño del grano (**Figura 3.6.1**).

Durante el ciclo de enfriamiento de soldadura, la difusión de calor desde la zona de temperatura más alta (FZ) a las zonas de temperatura más baja extiende las isothermas (700 - 600°C) a regiones de 14 mm (soldadura TW-160-R) y 9 mm (soldadura TW-91-B). Por otra parte, la energía de deformación suministrada durante el laminado en caliente se liberó parcialmente durante el tratamiento térmico de solubilizado (1100 °C). En este rango de temperatura (700-600 °C) con 10 min, Kang *et al.* [5] observaron una microestructura homogénea de granos recristalizados en el acero TWIP Fe-18Mn-0.6C-1.5Al, que previamente se laminó en caliente y luego en frío aplicando una reducción del 60% del espesor. Saleh *et al.* [227] observaron una microestructura recristalizada homogénea después de la aplicación de tratamientos de recocido durante 4 min en un rango de temperatura de 750-775 °C para el acero TWIP Fe-24Mn-0.06C-3Al laminado en caliente y posteriormente en frío. Wang *et al.* [228] reportaron que tiempos prolongados a alta temperatura del tratamiento térmico de solubilizado en el acero TWIP generan un aumento en el tamaño de grano con respecto al material laminado.

El método de intercepción lineal para la medición del tamaño de grano se aplicó a las soldaduras TW-160-R y TW-91-B obteniendo errores promedio superiores a los valores permisibles del porcentaje de precisión relativa (% Ra <10%) indicados en la norma ASTM E112 [157] (**Tabla 3.6**).



**Tabla 3.6.** Tamaño de grano promedio medido con el método de intercepción lineal y porcentaje de error relativo (% Ra).

Soldadura	Región de soldadura	% Ra
TW-160-R	FZ-HAZ	17
	HAZ-BM (lado derecho)	14
	HAZ-BM (lado izquierdo)	25
TW-91-B	FZ-HAZ	17
	HAZ-BM (lado derecho)	15
	HAZ-BM (lado izquierdo)	30

El error máximo se debe a la desviación estándar en el conteo de interceptos e intersecciones (límites de grano), dicha desviación se incrementó por la distribución heterogénea de granos grandes, equiaxiales y pequeños en las muestras, como se puede ver en la **Figura 3.6.1**. De ahí que se optó por aplicar el análisis por procesamiento de imagen (sección 4.4.1) para la cuantificación del tamaño de grano por regiones críticas de soldadura en estas uniones.

Un claro efecto del alto aporte térmico aplicado en la soldadura TW-160-R ( $Q = 1500$  J/mm) fue el aumento del tamaño de grano en las zonas FZ-HAZ y HAZ (**Figura 3.6.1**). Al mismo tiempo, el aporte térmico es crucial para mejorar la penetración de soldadura en una placa de mayor espesor. En los experimentos de soldadura de la fase experimental 2 (sección 2.2), otros parámetros como la velocidad de soldadura y la separación de placa fueron factores clave para obtener soldaduras con penetración completa a aporte térmico bajo.

La separación de placas permitió la movilidad del material fundido desde la superficie de la piletta de soldadura hasta la raíz. Este efecto se puede ver en las tres soldaduras con diferente preparación de junta (**Figura 3.1.2**, sección 4.1). La velocidad de soldadura controla tanto el tiempo de permanencia de la fuente de calor en un punto como la



velocidad de solidificación, lo que permitió reducir la intensidad de corriente y mantener constante la tasa de calor suministrada.

Se sabe que el proceso de solidificación de soldadura puede producir agrietamiento en caliente. Mujica *et al.* [4] señalaron al agrietamiento como una de las limitantes principales de la soldabilidad de los aceros TWIP. Este defecto se produce por el modo de solidificación en aceros austeníticos y particularmente, en el acero TWIP debido a la segregación interdendrítica e intergranular del C y Mn. La cual produce compuestos de bajo punto de fusión como  $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ . La formación de grietas de solidificación en la interfaz FZ-HAZ ha sido reportada por Saha *et al.* [13] en soldaduras del acero TWIP Fe-18Mn-0.6C-1.5Al realizadas con el proceso RSW, y por Yoo *et al.* [153] en soldaduras de acero TWIP Fe-18Mn-0.6C obtenidas mediante el proceso GTAW.

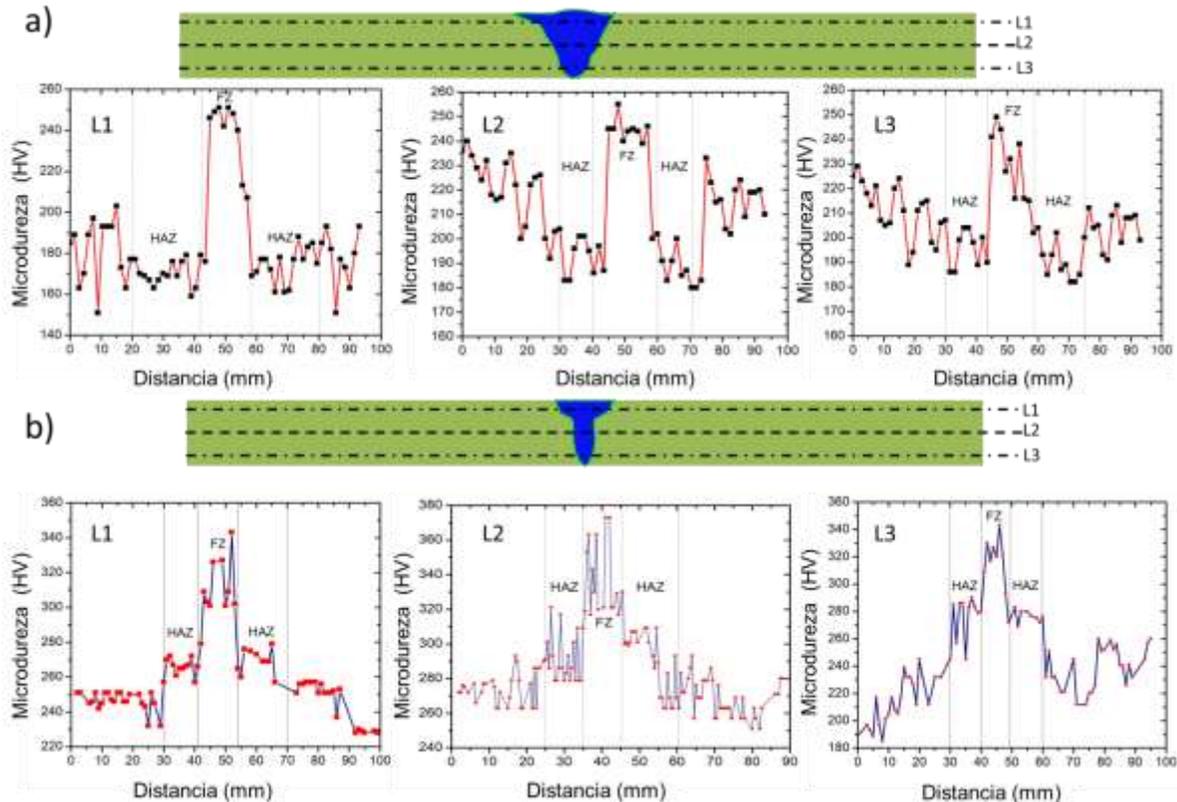
En las soldaduras TW-160-R y TW-91-B, el agrietamiento en caliente en la interfaz FZ-HAZ fue limitado debido a la falta de segregación del C y Mn. Por el contrario, se detectó la concatenación de inclusiones no metálicas, estos grupos permitieron la propagación de algunas grietas de longitud corta en ambas soldaduras (**Figuras 3.5.6 y 3.5.7**). La reducción de la tendencia a la segregación del C y Mn en la zona parcialmente fundida (PMZ) del acero TWIP-Ti se puede explicar en función de su contenido de Al (1.8% en peso). Previamente, Yoo *et al.* [14] encontraron que este elemento suprime la formación de componentes eutécticos de bajo punto de fusión y reduce la susceptibilidad a la propagación de grietas por licuación en la interfaz FZ-HAZ. Además, el Al reduce la actividad y la difusividad del C en aceros austeníticos con alto contenido de Mn, lo cual también fue reportado por Ziudema *et al.* [229]. Por lo que, el contenido de Al inhibió la formación de compuestos eutécticos como  $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$  en el acero TWIP-Ti, especialmente en la etapa final de solidificación que coincidió con la interfaz de soldadura FZ-HAZ.

### 3.6.1.2 Caracterización mecánica

La **Figura 3.6.2** muestra los perfiles de microdureza de las soldaduras TW-160-R y TW-91-B (**Tabla 2.1.3**). Se midió una microdureza promedio de  $258 \pm 25$  HV10 en el material base. De acuerdo con la metodología descrita en la sección 2.5, las líneas indican el perfil



de dureza medido en la FZ, HAZ y BM de las soldaduras TW-160-R y TW-91-B en tres líneas de análisis (L1, L2 y L3).



**Figura 3.6.2.** Perfiles de microdureza medidos según la norma ASTM E384 [168] en las probetas de soldadura TWIP-Ti: a) Unión TW-160-R, b) Unión TW-91-B.

Por medio de los perfiles de microdureza de las uniones soldadas, se midió la extensión de la HAZ, cuyas magnitudes fueron 16.5 mm y 10.25 mm para las soldaduras TW-160-R y TW-91-B, respectivamente. En ambos cordones de soldadura se observó refinamiento de grano en la región dendrítica equiaxial en el núcleo de la FZ (**Figuras 3.5.6b y 3.5.7b**). Pero, en la unión TW-160-R se midió una reducción de la dureza de 7.5% con respecto a la muestra de material base. Por su parte, un aumento de dureza del 25% fue medido en la FZ de la unión TW-91-B en comparación con la dureza del material base.

Para la unión de aporte térmico alto (unión TW-160-R), la HAZ mostró una significativa disminución de dureza (**Figura 3.6.2**) propiciada por el fenómeno de crecimiento de grano

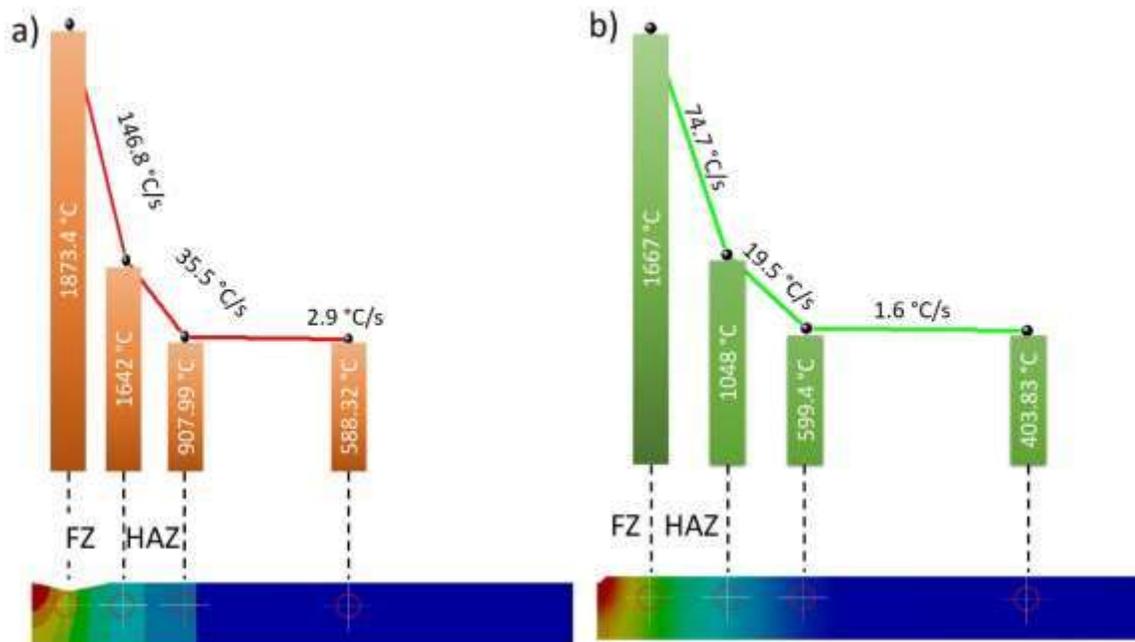


señalado en el análisis de procesamiento de imágenes. Por el contrario, la HAZ de la unión de aporte térmico bajo (unión TW-91-B) presentó un incremento de dureza (**Figura 3.6.2**) con respecto al material base debido a la SRX activada térmicamente.

El perfil de microdureza de la unión de aporte térmico alto presentó una zona de recuperación de la dureza (**Figura 3.6.2**) con un valor promedio de  $181 \text{ HV} \pm 15$ , inferior a la dureza promedio del material base. Pese a que esta región corresponde a la HAZ-BM donde la condición promedio señaló similitud en cuanto al número de granos pequeños y grandes (**Tabla 3.3**). La distribución del logaritmo del tamaño de grano tiende a concentrarse a la derecha de la curva de distribución normal (**Figura 3.4**), indicando la presencia de una proporción mayor de granos grandes, los cuales redujeron la dureza en esta región.

Por otro lado, en la unión de aporte térmico bajo se produjo un decremento de la dureza coincidente con la HAZ-BM de dicha unión (**Figura 3.6.2**). Donde el fenómeno de nucleación desaparece prácticamente y las condiciones tienden a las del material base (condición de solubilizado). De hecho, la dureza promedio en esta región fue de  $228 \text{ HV} \pm 10$  muy similar a la del material base (**Figura 3.6.2**).

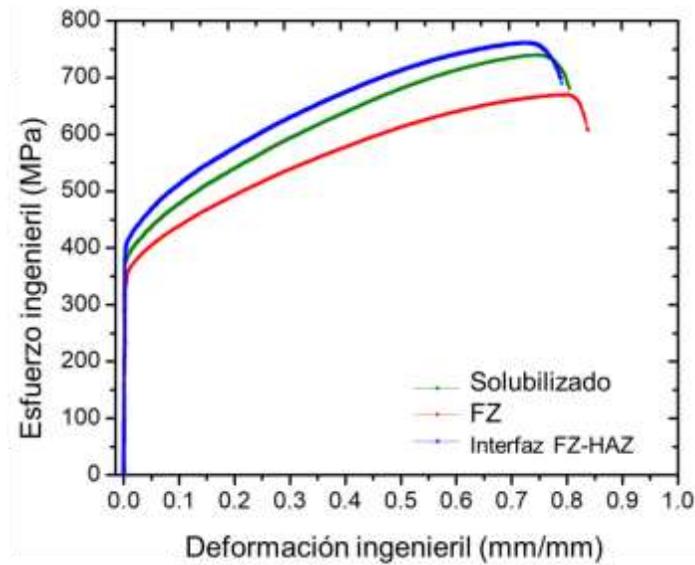
Se realizó un análisis detallado del cambio en la microdureza basado en las predicciones del ciclo térmico en las interfaces de las zonas críticas y los puntos intermedios. Para lo cual, se utilizó el modelo computacional FE, como se muestra en la **Figura 3.6.3**. Las temperaturas máximas en la interfaz FZ- HAZ y puntos intermedios de la unión TW-160-R ( $1873.4\text{--}907.99 \text{ }^\circ\text{C}$ ) fueron sustancialmente más altas que las temperaturas de la FZ-HAZ de la unión TW-91-B ( $1667\text{--}599 \text{ }^\circ\text{C}$ ), dado el mayor aporte térmico (**Figura 3.6.3**).



**Figura 3.6.3.** Ciclos térmicos estimados en las interfaces críticas de soldadura y puntos intermedios para: a) Soldadura TW-160-R, b) Soldadura TW-91-B.

A partir de las temperaturas máximas estimadas numéricamente, se determinó la velocidad de enfriamiento en las regiones críticas y los puntos intermedios. Las velocidades de enfriamiento en la soldadura TW-160-R ( $Q = 1500 \text{ J/mm}$ ) fueron aproximadamente el doble de las tasas estimadas para la unión TW-91-B ( $Q = 757 \text{ J/mm}$ ) (**Figura 3.6.3**). La difusividad térmica del acero TWIP-Ti se incrementa con la temperatura, lo cual no permite la extensión de las zonas afectadas por el calor hacia regiones alejadas de la FZ (**Figura 3.6.3**). Estas zonas presentaron temperaturas comparables a las de los tratamientos térmicos de homogeneización ( $1200^\circ\text{C}$ ) y solubilizado ( $1100^\circ\text{C}$ ). Para la soldadura TW-160-R ( $1500 \text{ J/mm}$ ) la temperatura de  $1200^\circ\text{C}$  se calculó a  $5.5 \text{ mm}$  del centro de la FZ, mientras que para la soldadura TW-91-B ( $757 \text{ J/mm}$ ) se estimó la misma temperatura a  $8 \text{ mm}$  de la FZ.

La **Figura 3.6.4** muestra las curvas de esfuerzo-deformación ingenieril tanto para la mejor condición de soldadura (unión TW-91-B), en la interfaz FZ y FZ-HAZ, como en el material base (condición de solubilizado). La **Tabla 3.7** resume los resultados de la prueba de micro-tracción.



**Figura 3.6.4.** Curvas esfuerzo-deformación para el material base (condición de solubilizado) y soldadura TW-91-B (interfaz FZ y FZ-HAZ).

**Tabla 3.7.** Esfuerzo de fluencia, esfuerzo último de tensión y elongación a la fractura medida durante la prueba de micro-tracción en el material base y la soldadura TW-91-B.

Condición	Esfuerzo de fluencia (MPa)	Esfuerzo ultimo de tensión (MPa)	Elongación a la fractura (mm/mm)
Solubilizado	398	739	0.8
FZ	350	669	0.83
Interfaz FZ-HAZ	424	760	0.79

La distribución heterogénea del tamaño de grano detectada en las soldaduras TWIP-Ti (**Figura 3.6.1**), así como las partículas precipitadas afectaron la resistencia mecánica y el alargamiento a la fractura.

El efecto de la microestructura bimodal en la resistencia mecánica del acero TWIP Fe-21Mn-1.6Al-2.5Si-0.01C fue reportado por Sabzi *et al.* [230]. Ellos concluyeron que cuanto mayor fue la bimodalidad microestructural, mayor fue también la resistencia última de tensión (UTS por sus siglas en inglés) y la elongación a la fractura. Este incremento en



la resistencia mecánica fue promovido por la transformación martensítica y el maclaje activado por la deformación. Ambos fenómenos fueron impulsados por la bimodalidad microestructural. La resistencia en la interfaz FZ-HAZ fue mayor que la del material base (**Tabla 3.7**), lo que fue correlacionado con la ausencia de agrietamiento en caliente en esta región debido a la falta de segregación del C y Mn.

### ***3.7 Uniones de doble pasada TWIP-Ti y AISI 304L***

Con el objetivo de establecer una evaluación adecuada de la soldabilidad del acero TWIP-Ti mediante el proceso GTAW en un espesor de placa de 6.3 mm. Se realizó una comparación con una unión soldada de acero inoxidable AISI 304L obtenida con parámetros de soldadura similares a los utilizados en la unión TWIP-Ti (**Tabla 2.1.4**).

Tanto el acero TWIP-Ti como el AISI 304L presentan una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC) y se caracterizan por una fase austenítica estable en un amplio rango de temperaturas. El acero AISI 304L se suelda comúnmente en las industrias nuclear, energética y alimenticia mediante el proceso GTAW [59]. Al igual que el acero TWIP, el acero AISI 304L es sensible al aporte térmico y presenta defectos tales como sensibilización [59], agrietamiento en caliente [12] y crecimiento de grano [59].

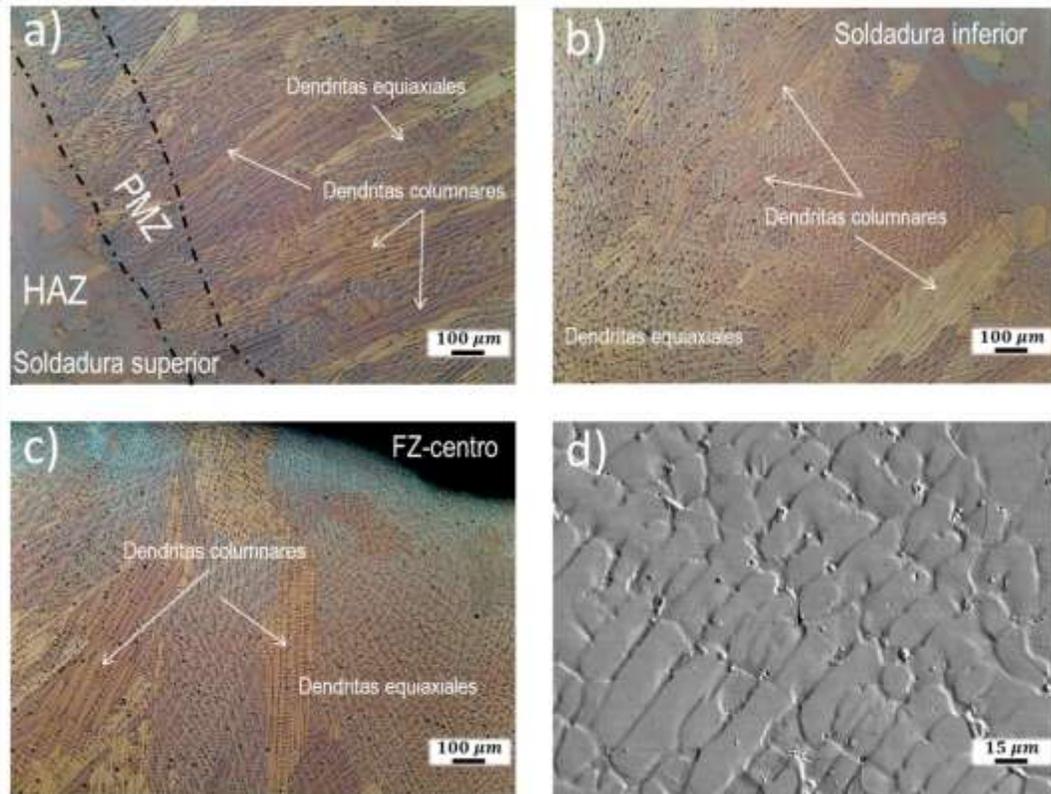
Por lo que, la comparación entre las uniones soldadas TWIP-Ti y AISI 304L contempló el comportamiento termofísico del material, caracterización metalográfica y mecánica de las regiones críticas de soldadura, así como la presencia de defectos. Nuevamente se aplicó el modelo computacional FE para estimar numéricamente el campo térmico de soldadura en las 2 uniones. Este modelo permitió evaluar el comportamiento termofísico de cada material durante los ciclos de calentamiento/enfriamiento.

#### ***3.7.1 Caracterización microestructural***

La FZ de la unión TWIP-Ti presentó crecimiento dendrítico equiaxial en el centro de la FZ y columnar en la periferia (**Figura 3.6.5**), según Saha *et al.* [231] esto se relaciona con el cambio en el modo de solidificación debido al súper-enfriamiento constitucional. No obstante, la unión de acero TWIP-Ti mostró un modo de solidificación totalmente austenítico, el cual es coincidente con resultados previos de soldadura TWIP obtenidos con

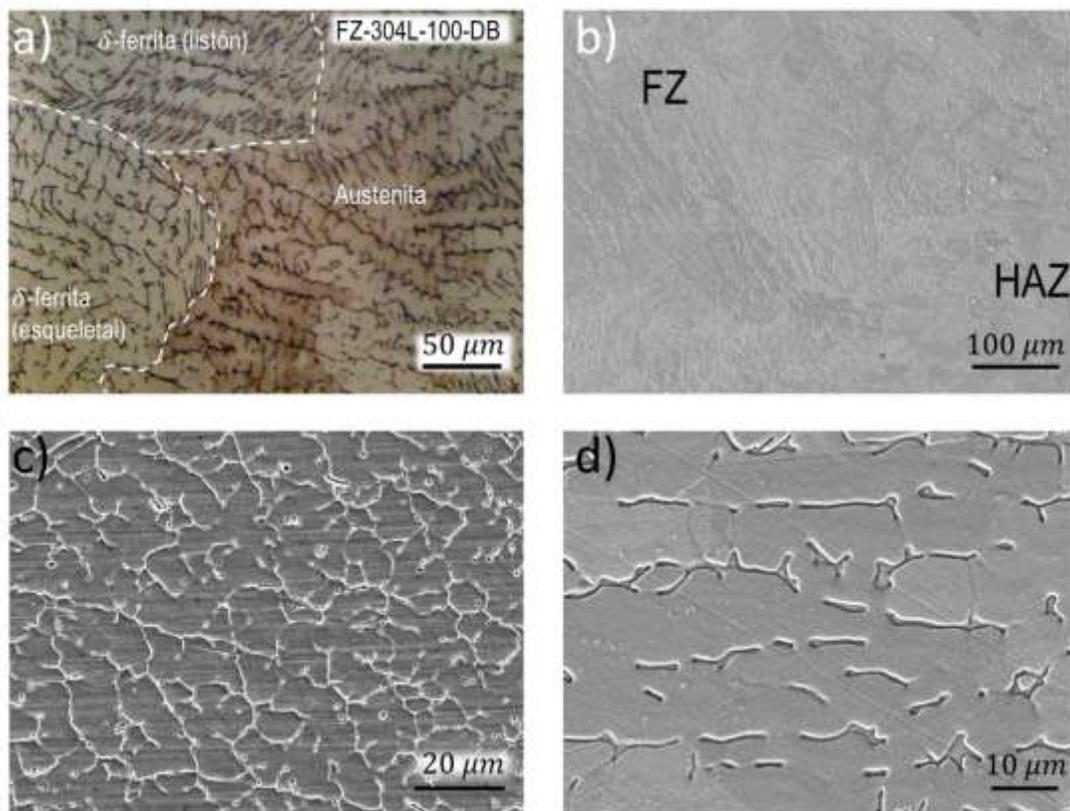


el proceso LBW y un aporte térmico de 80 J/mm por Mujica *et al.* [232] y con el proceso GTAW con un aporte térmico de 225 J/mm por Yoo *et al.* [12].



**Figura 3.6.5.** a-c) Crecimiento dendrítico en la FZ de la unión TW-87-DB de acero TWIP-Ti, no se detectó agrietamiento en caliente, d) Modo de solidificación austenítico en la FZ de la unión TW-87-DB.

Por otro lado, la unión de acero AISI 304L exhibió un modo de solidificación austenítico + ferrítico (A+F) (**Figura 3.6.6**), de acuerdo con la predicción del diagrama de Schaeffler [236] ( $Cr_{eq} = 19.2$  y  $Ni_{eq} = 9.9$ ). Se detectó la presencia de ferrita delta tipo listón y esqueleto en la FZ (**Figura 3.6.6**).

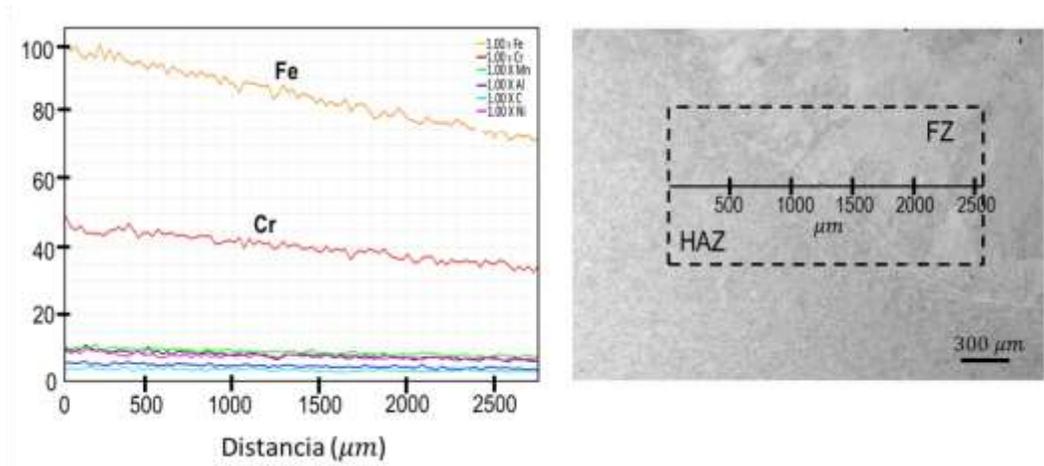


**Figura 3.6.6.** a) Modo de solidificación mixto austenítico-ferrítico (AF) en el centro de la FZ unión 304L-DB-100 (micrografía LOM 500x), b) Modo de solidificación AF mezclado en la FZ-externa (micrografía SEM 200x), c) Ferrita  $\delta$  remanente en la zona de transición (micrografía SEM 1500x) d) ferrita  $\delta$  esquelética (micrografía SEM 1000x)

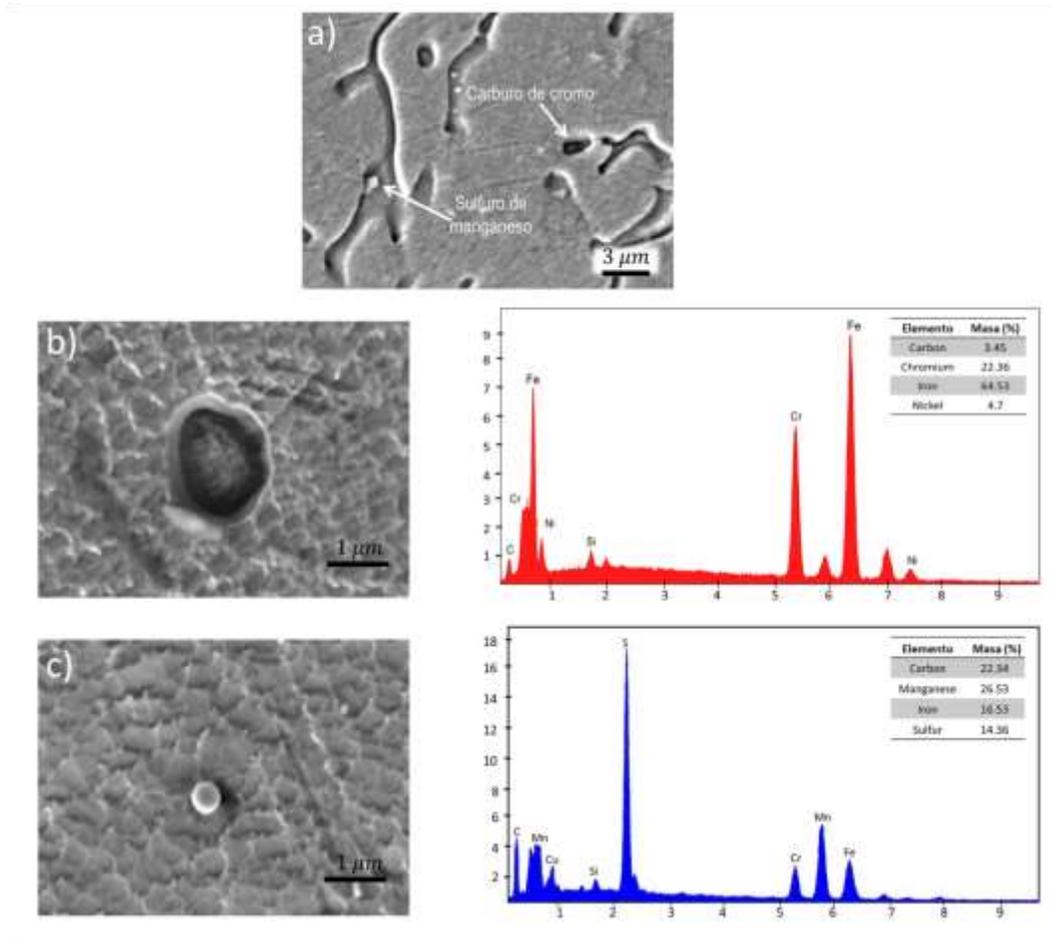
En ninguna unión se presentó agrietamiento en caliente en la interfaz FZ-HAZ como se muestra en las **Figuras 3.6.5** y **3.6.6**. En el acero AISI 304L, la presencia de ferrita delta en la FZ, particularmente en la periferia de esta zona donde se observó una mayor concentración de Cr de acuerdo con el microanálisis químico de la **Figura 3.6.7**. También, el control del modo de solidificación austenítico a través de la razón cromo equivalente/níquel equivalente ( $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 1.9$ ) [237] evitaron el agrietamiento en esta unión [238]. En la PMZ (**Figura 3.6.8**) se detectaron carburos de cromo en los brazos dendríticos de la ferrita remanente (**Figura 3.6.8**). Típico de la HAZ de aceros austeníticos inoxidables [238]. Por su parte, en la unión de acero TWIP-Ti no se presentó segregación del C y Mn en la interfaz de la FZ (**Figura 3.6.9**), debido a esto no se formó el compuesto



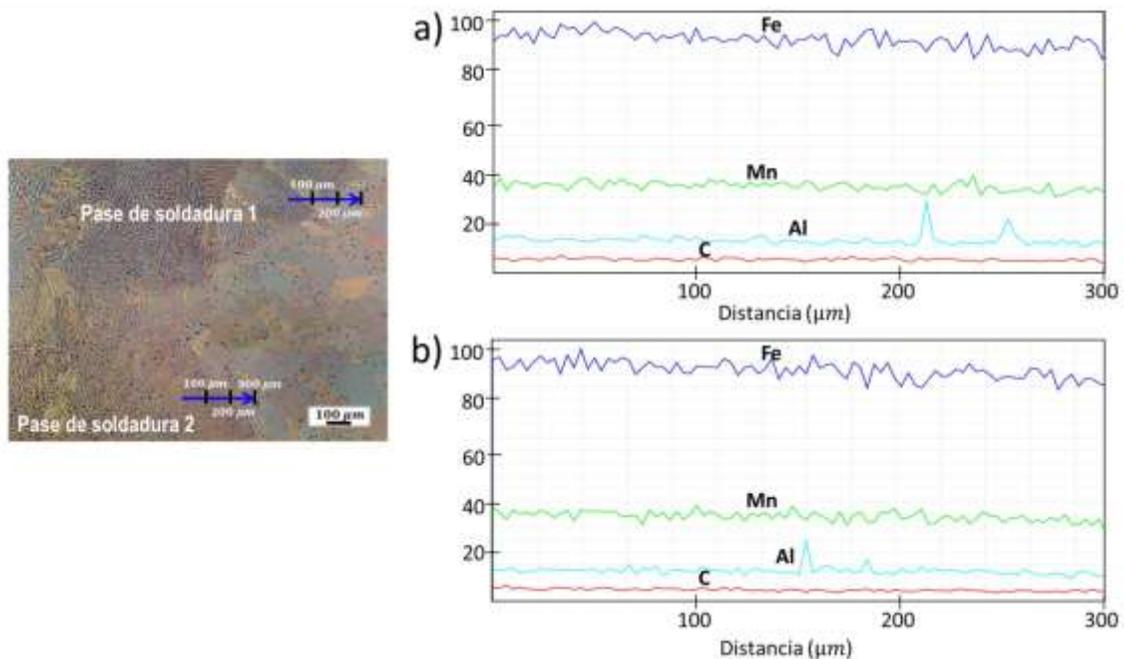
eutéctico  $(Fe,Mn)_3C$  reportado en la literatura [12, 239] como responsable del agrietamiento en caliente en el acero TWIP.



**Figura 3.6.7.** Escaneo EPMA en la interfaz FZ-HAZ de la unión 304L-DB-100.



**Figura 3.6.8.** a) Ferrita  $\delta$  remanente en la PMZ (unión 304L-100-DB), b) Carburo de cromo en la matriz austenítica, c) Inclusión de sulfuro de manganeso detectada en los brazos dendríticos de la ferrita  $\delta$  remanente en la PMZ.

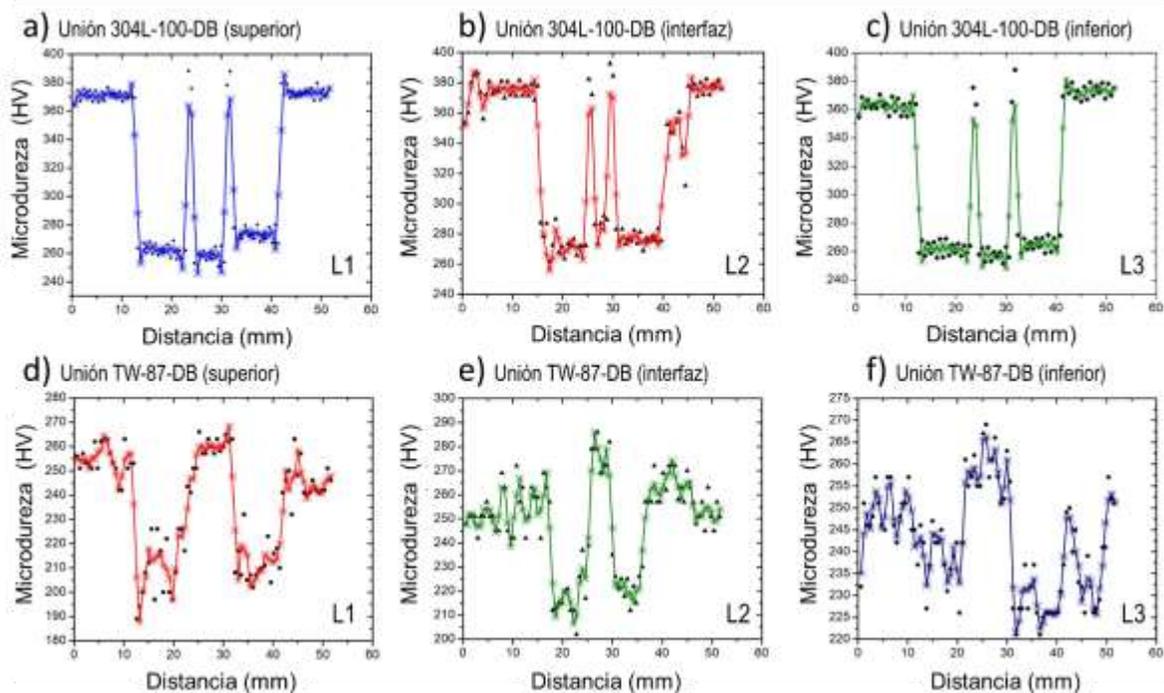


**Figura 3.6.9.** Escaneo lineal EPMA en interfaces FZ-HAZ (unión TW-87-DB): a) cordón de soldadura superior, b) cordón de soldadura inferior

También, el bajo aporte térmico y el espesor de placa contribuyeron a prevenir el agrietamiento, ya que la energía térmica suministrada a las uniones fue la necesaria para conseguir la penetración completa (ver sección 3.2). El espesor de placa permitió disipar calor de forma radial a una tasa de difusión más elevada, lo que incremento las velocidades de enfriamiento en la región de mayor gradiente térmico (FZ). Con esto, en la unión TW-DB-100 se generaron dendritas columnares de menor tamaño en la periferia de la FZ (**Figura 3.6.5**) mientras que, en la unión 304L-DB-100 destacó la presencia ferrita delta remanente (**Figura 3.6.6**).

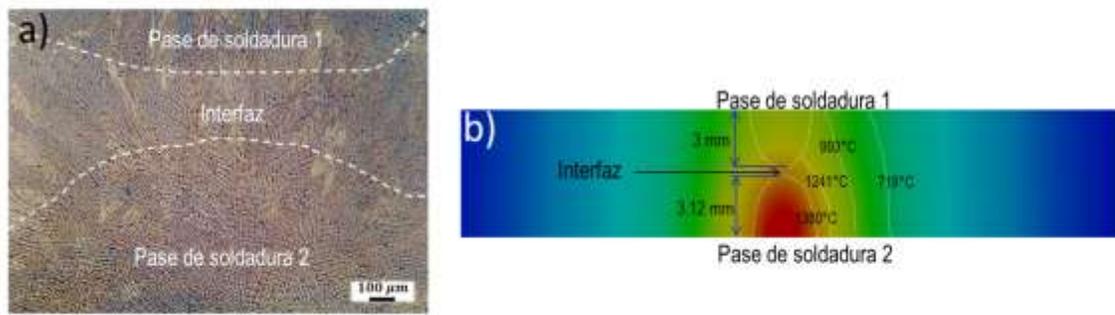
### 3.7.2 Caracterización mecánica

Las uniones soldadas de acero TWIP-Ti y AISI 304L fueron caracterizadas mecánicamente a partir de la microdureza. La **Figura 3.7** muestra los perfiles de microdureza medidos experimentalmente en cada unión soldada. Las durezas más elevadas en la unión TWIP-Ti se presentaron en la FZ de cada cordón debido al crecimiento dendrítico equiaxial (**Figura 3.6.5**).



**Figura 3.7.** Perfiles de microdureza medidos en la unión 304L-100-DB, b) Perfiles de microdureza medidos en la unión TW-87-DB.

En la interfaz de los cordones superior e inferior se presentó la región de mayor dureza promedio (277 HV<sub>10</sub>). Este resultado se explica a través de la interacción entre ambos cordones. El primer pase de soldadura presentó un crecimiento dendrítico columnar en la periferia de la FZ. Mientras que, el segundo cordón mostró crecimiento equiaxial (**Figura 3.7.1a**). Debido a la mayor penetración del segundo cordón, se produjo la fusión parcial de la región inferior del primero, tal y como lo predice el modelo FE (**Figura 3.7.1b**). De esta manera, el crecimiento columnar del primer cordón interrumpió el crecimiento de las dendritas del segundo pase de soldadura, generando dendritas de menor longitud y equiaxiales (**Figura 3.7.1a**). El mismo fenómeno ocurrió en la unión de acero AISI 304L, la interfaz entre los dos cordones presentó una alta dureza promedio (285 HV<sub>10</sub>).



**Figura 3.7.1.** a) Crecimiento dendrítico en la interfaz entre la primera y la segunda pasada de soldadura en la unión TW-87-DB, b) Distribución de temperaturas estimada por el modelo FE en la segunda pasada de soldadura.

La HAZ de la unión TWIP-Ti presentó un comportamiento “aceptable”, ya que la dureza se redujo un 12% y el tamaño de grano incrementó 19% en comparación con el BM (250 HV10 y tamaño de grano promedio =  $127 \mu m$ ). Por su parte, las condiciones fueron más severas en la HAZ de la unión de acero AISI 304L, la cual presentó una reducción del 27% en dureza y un incremento del 73% en el tamaño de grano promedio, comparado con el BM (368 HV10 y tamaño de grano promedio =  $26 \mu m$ ).

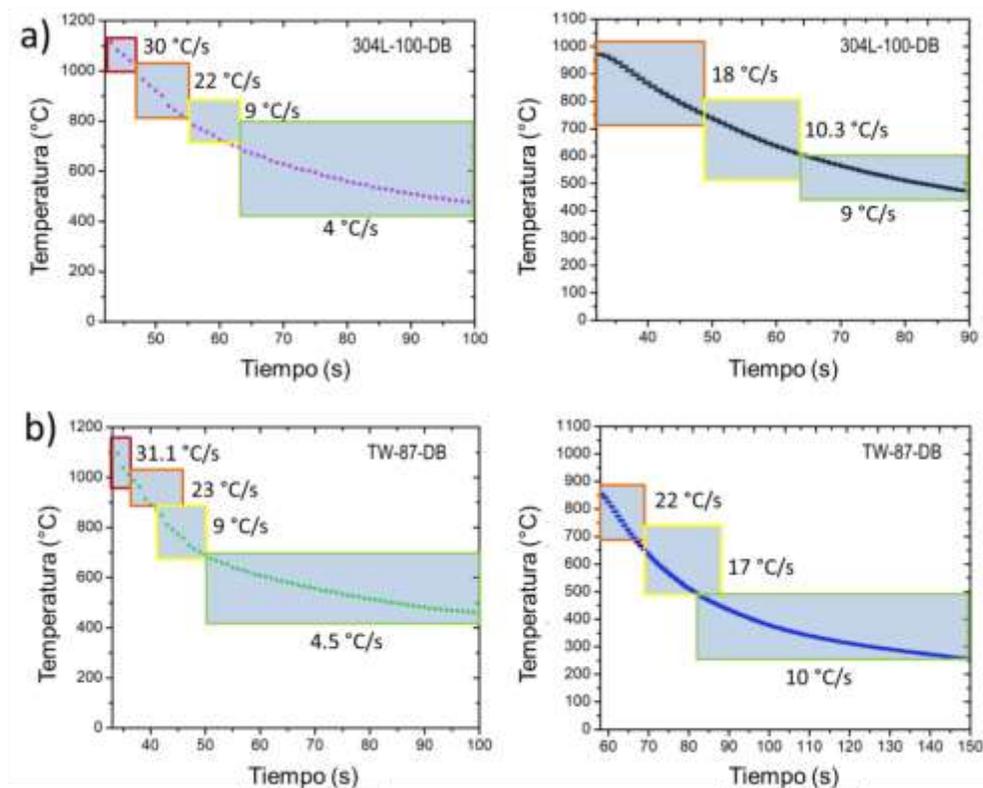
En la unión de 304L-100-DB destacó el incremento de dureza que se produjo en la región de transición entre la FZ y HAZ (PMZ) (**Figura 3.7**). Este incremento se asoció con la presencia de granos parcialmente fundidos que actúan como sitios preferenciales para la precipitación de fases secundarias. Esto fue reportado en el trabajo de investigación de Kumar *et al.* [250], donde la PMZ presentó un incremento del 19% en la dureza con respecto al material base.

La dureza baja en la FZ relacionada con la fase ferrítica que se formó debido a la alta velocidad de enfriamiento en esta región (**Figura 3.6.8**), la cual interrumpió el proceso difusional de transformación de fase  $\delta \rightarrow \gamma$  [240]. Esta tendencia en la reducción de dureza de la FZ en el acero AISI 304 en cordones de doble pasada también ha sido reportada por Mirsheraki *et al.* [234] (FZ = 220 HV) y Kumar *et al.* [237] (FZ = 205-228 HV).



Una similitud encontrada entre los perfiles de microdureza de ambas uniones fue la dureza baja medida en la HAZ (**Figura 3.7**). En las uniones de acero inoxidable esta disminución se atribuyó a la baja velocidad de enfriamiento en la HAZ, lo que produce crecimiento de grano [239, 240-241]. En el presente estudio se determinaron las velocidades de enfriamiento a partir de las curvas de temperaturas medidas experimentalmente con termopares situados cerca de la FZ y en la HAZ.

Como se muestra en la **Figura 3.7.2**, las curvas termopar se integran de varios intervalos de velocidades de enfriamiento durante el cambio transitorio de temperaturas. Para la unión 304L-100-DB, en el rango de temperaturas de 1123-1040°C, la velocidad de enfriamiento fue de 30 °C/s, entonces la FZ, cuya temperatura es superior a la de liquidus (1458°C), alcanzó velocidades de enfriamiento superiores, lo cual propició la aparición de la ferrita delta.



**Figura 3.7.2.** Velocidades de enfriamiento calculadas por medio del historial térmico experimental cerca de la FZ y en la HAZ para las uniones: a) 304L-100-DB b) TW-87-DB.

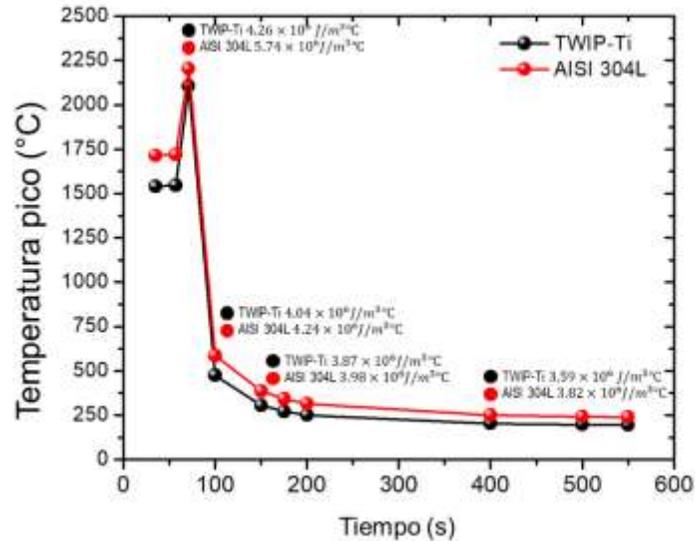


En la HAZ de la unión 304L-100-DB se midieron velocidades de enfriamiento entre 9 °C/s-18°C/s (**Figura 3.7.2a**). Mientras que, en la unión TW-87-DB las velocidades de enfriamiento oscilan entre 10 °C/s-22 °C/s. Dado que las curvas termopar en esta unión presentaron una pendiente menor, es obvio este resultado (**Figura 3.7.2b**).

En cuanto a la extensión y tamaño de grano en la HAZ de ambos cordones, los resultados de microdureza en la unión TW-87-DB (**Figura 3.7**) indicaron que la HAZ se extendió en promedio 9 mm desde el límite con la FZ, en los cordones superior e inferior (**Figura 3.7a**) y 6.6 mm en la interfaz de ambos cordones. En la unión 304L-100-DB, la HAZ promedio en los cordones de soldadura (superior e inferior) fue de 9.5 mm y en la interfaz de éstos fue de 9.3 mm (**Figura 3.7b**).

El tamaño mayor de la HAZ en la unión 304L-100-DB, particularmente en la interfaz de los cordones, se relacionó con la velocidad de enfriamiento, que a su vez depende de la energía suministrada y la tasa de disipación de calor. Al detener la fuente volumétrica de calor, el bajo flujo de calor extraído en la unión 304L-100-DB produjo condiciones de recocido que combinadas con la baja velocidad de enfriamiento generaron un pronunciado reblandecimiento de la HAZ impulsado por el crecimiento de grano. Lo anterior, indicó que la disipación de calor jugó un rol importante en las propiedades de la HAZ.

La diferencia en aportes térmicos entre ambas uniones fue del 15% (**Tabla 2.1.4**). La **Figura 3.7.3** muestra la comparación de los historiales térmicos estimados numéricamente por el modelo FE en distintos instantes de tiempo en ambas uniones. La gráfica (**Figura 3.7.3**) muestra las temperaturas pico en la línea de fusión durante el ciclo térmico. La mayor diferencia en magnitud entre las 2 uniones se produjo durante el ciclo de calentamiento. Si bien, la conductividad térmica en ambos materiales presenta variaciones similares con la temperatura debido a la estructura cristalina FCC que comparten los 2 aceros [165]. La capacidad térmica del acero AISI 304L es superior (**Figura 3.7.3**), por lo que la energía latente de fusión liberada durante el cambio de fase fue mayor.

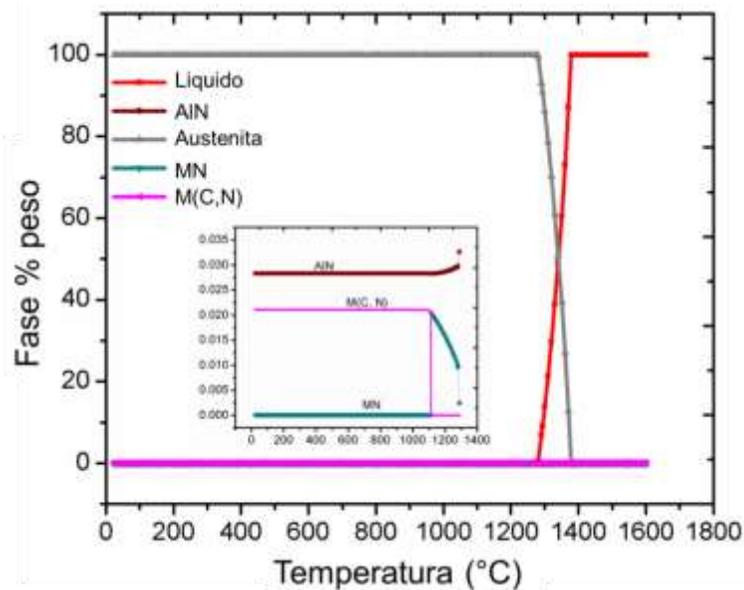


**Figura 3.7.3.** Temperaturas máximas calculadas numéricamente y capacidad térmica para los aceros TWIP-Ti y AISI 304L.

Si se considera que al disminuir la temperatura también la conductividad térmica decrece, entonces la mayor energía térmica suministrada a la unión 304L-100-DB (711 J/mm) se disipa a un flujo de calor menor, generando regiones con temperaturas sustancialmente mayores a las de la unión TW-87-DB. Este hecho quedó de manifiesto durante el ciclo de enfriamiento. En la unión TW-87-DB, las condiciones térmicas de estado estable se alcanzaron a los 400 s. Mientras que, en la unión 304L-100-DB el estado estable se logró hasta los 500 s, dada la menor tasa de difusión térmica. Esto a su vez, se correlacionó perfectamente con las velocidades de enfriamiento experimentales y las condiciones de dureza/tamaño de grano en la HAZ de ambas uniones.

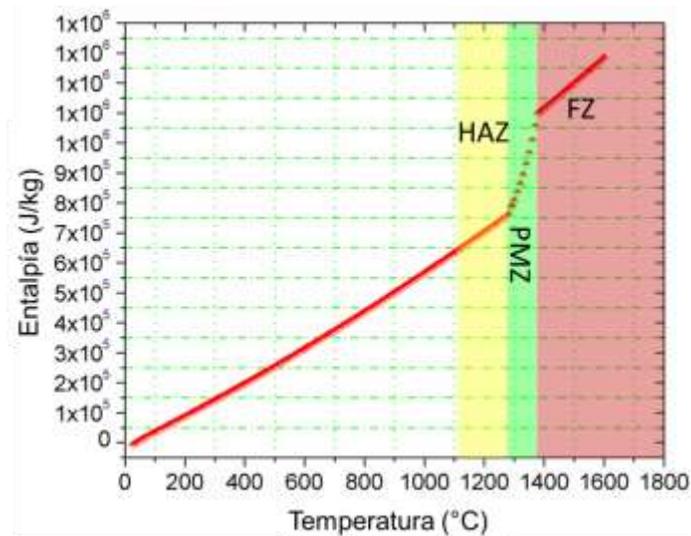
### **3.8 Partículas precipitadas en uniones soldadas TWIP-Ti**

Por medio de micrografías FE-SEM se caracterizaron, en términos de morfología y composición química, las inclusiones no metálicas formadas en las regiones críticas de soldadura y su predicción en el diagrama de fases del acero TWIP-Ti (**Figura 3.7.4**), estos resultados se vincularon a la entalpía del material.



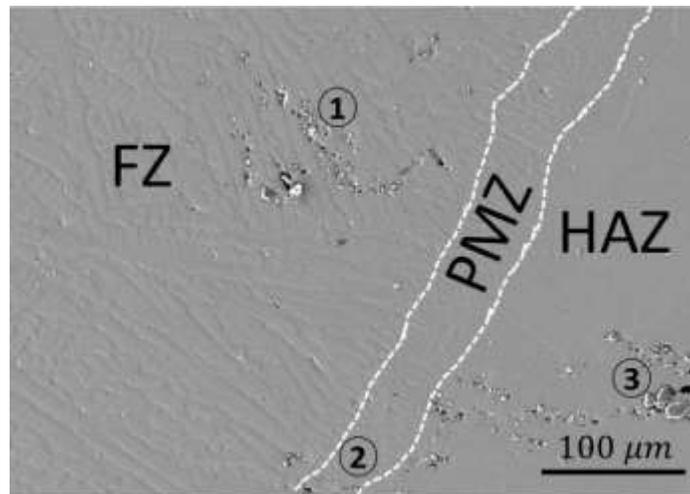
**Figura 3.7.4.** Predicciones del software JMatPro® 9.1.2 para las fases del acero TWIP-Ti.

Las temperaturas de liquidus y solidus del acero TWIP-Ti son 1378°C y 1279°C, respectivamente (**Figura 3.7.5**). En este rango de temperatura se desarrolló la PMZ, esta región se caracteriza por un aumento no lineal de la entalpía del material con la temperatura, como se puede ver en la **Figura 3.7.5**. De acuerdo con el diagrama de predicción de fases del acero TWIP-Ti (**Figura 3.7.4**) los nitruros TiN y AlN se pueden generar en esta región. En el rango de temperatura de 1370- 1293°C, la fase austenítica aumenta y se vuelve dominante, también se produce un aumento del AlN (**Figura 3.7.4**).

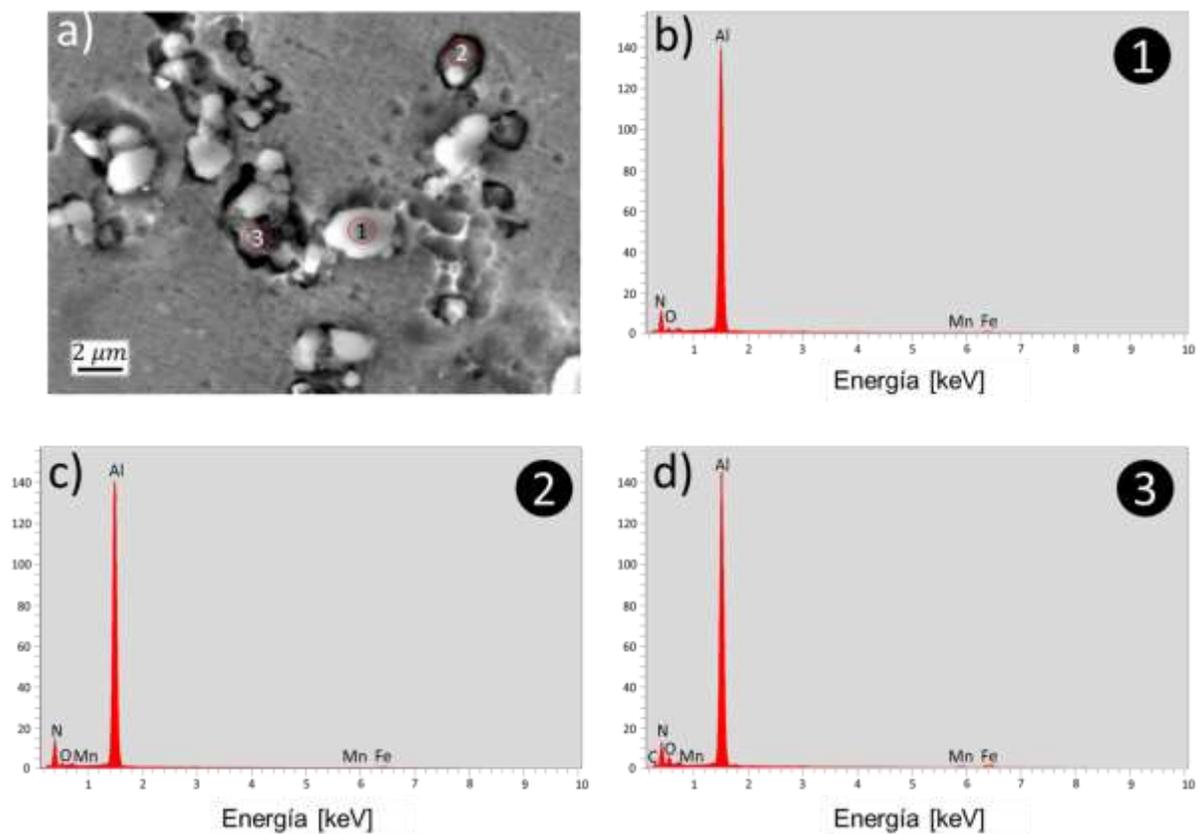


**Figura 3.7.5.** Entalpía como función de la temperatura del acero TWIP-Ti pronosticada mediante el software JMatPro® 9.1.2.

El análisis FE-SEM de las inclusiones no metálicas en la soldadura TW-160-R detectó la combinación de  $\text{AlN} + \text{TiN}$ ,  $\text{AlON}$  y  $\text{MnS}$  en la FZ (**Figuras 3.7.6 y 3.7.7**) con valores de entalpía  $\geq 1099 \times 10^3 \text{ J/kg}$ . Los aglomerados en la FZ ( $\text{AlN} + \text{TiN}$ ) presentaron morfologías cuadradas y hexagonales de tamaños variables (**Tabla 3.8**). Los sulfuros de manganeso ( $\text{MnS}$ ) hexagonales se unieron entre sí formando cadenas (**Figuras 3.7.8-3.7.9**) en las soldaduras TW-160-R y TW-91-B. La presencia del  $\text{AlON}$  localizado en el FZ fue reportada previamente por Park *et al.* [239] en el acero TWIP Fe-20Mn-1.3Al, este se formó como un producto de la difusión del N y O.

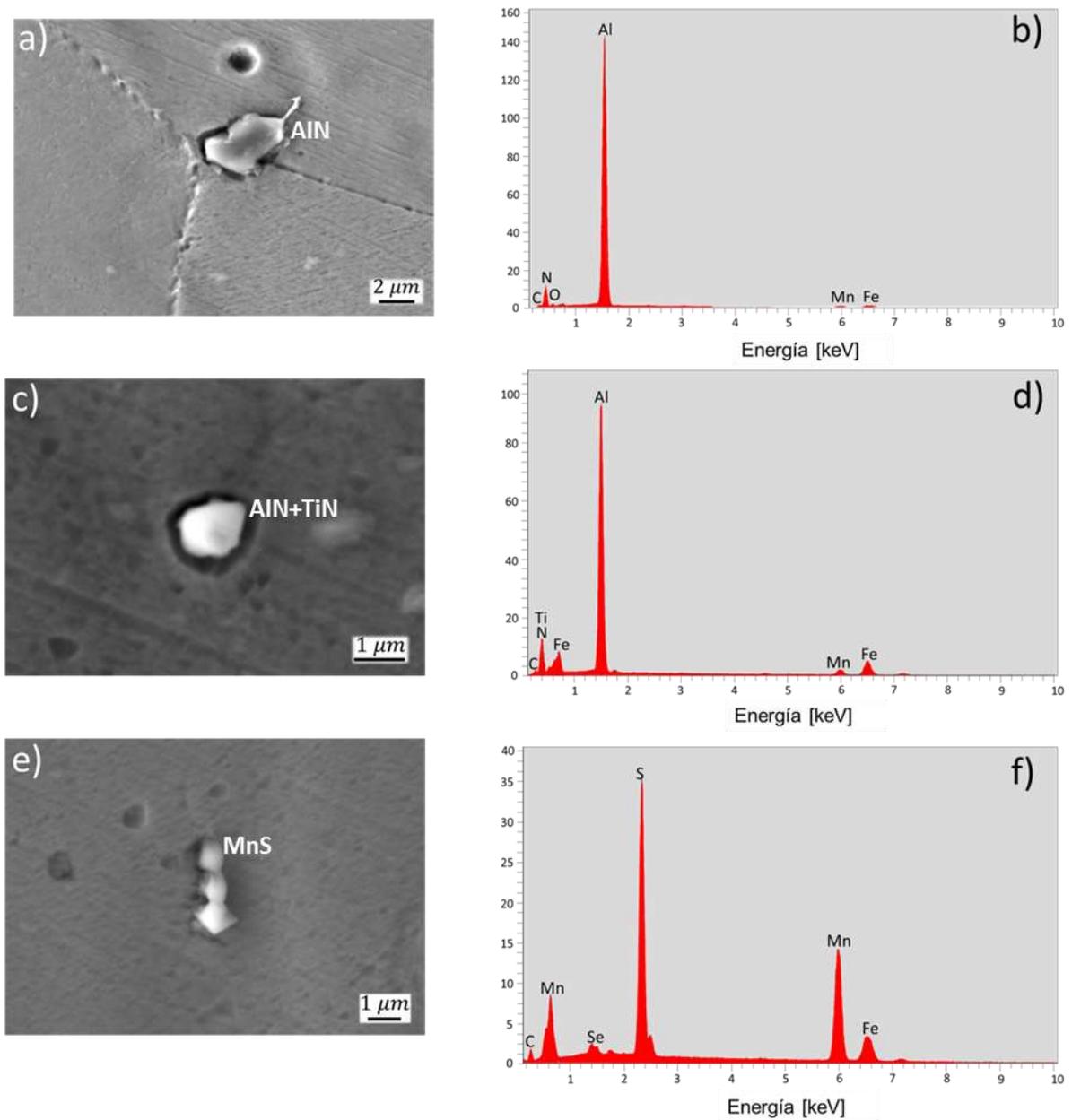


**Figura 3.7.6.** Micrografía FE-SEM de regiones críticas de soldadura en la soldadura TW-91-B.

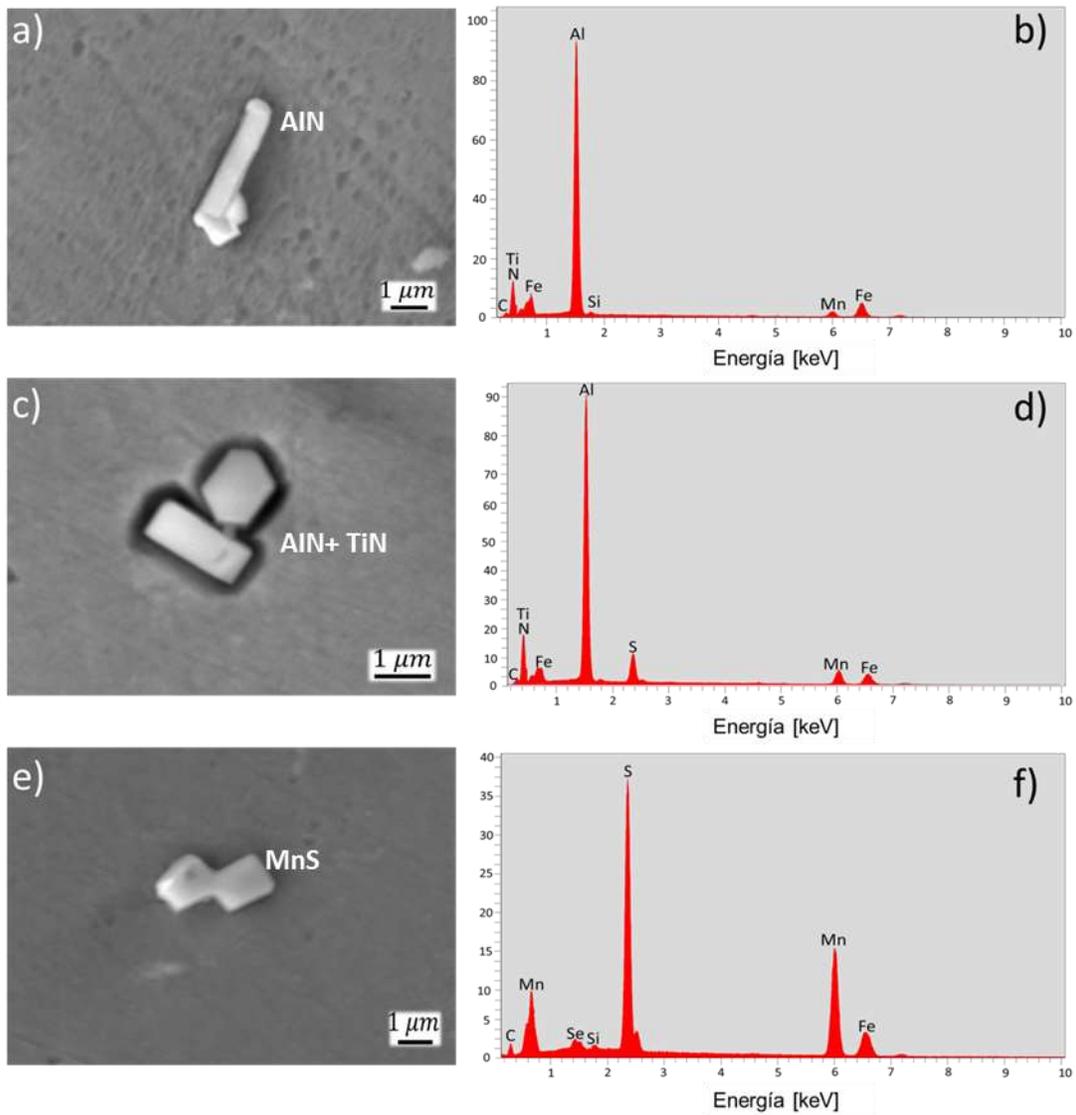




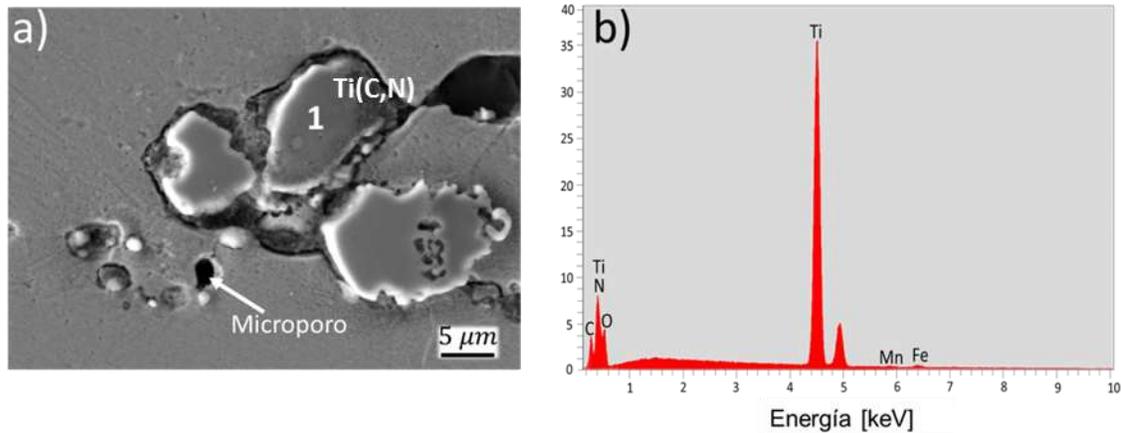
En la PMZ, se detectaron aglomerados de  $Ti(C,N) + AlN$  y  $Ti(C,N) + Al_2O_3$ , así como  $Ti(C,N)$ , todos con morfologías de placa (**Figura 3.7.7**) y tamaño promedio indicado en la **Tabla 3.8**. Se detectaron  $TiN + AlN$  con morfologías circulares (**Figura 3.7.8**) y hexagonales cuadradas (**Figura 3.7.9**) en las soldaduras TW-160-R y TW-91-B, respectivamente. Así como,  $Ti(C,N)$  en forma de placas y  $AlN$  en la soldadura TW-91-B (**Figura 3.8**), cuyos tamaños promedio se presentan en la **Tabla 3.8**. El  $AlN$  presentó una morfología variable, algunos detectados en la HAZ fueron intergranulares actuando como sitios preferenciales para el desarrollo de grietas transgranulares e intergranulares (**Figura 3.8.1**) [240].



**Figura 3.7.8.** EPMA y morfología de inclusión no metálica detectada en las regiones críticas de soldadura de la soldadura TW-160-R a-b) AlN en HAZ, c-d) AlN + TiN en HAZ, e-f) MnS en FZ.



**Figura 3.7.9.** EPMA y morfología de la inclusión no metálica detectada en las regiones críticas de soldadura TW-91-B a-b) AlN en HAZ, c-d) AlN + TiN en HAZ, e-f) MnS en FZ.



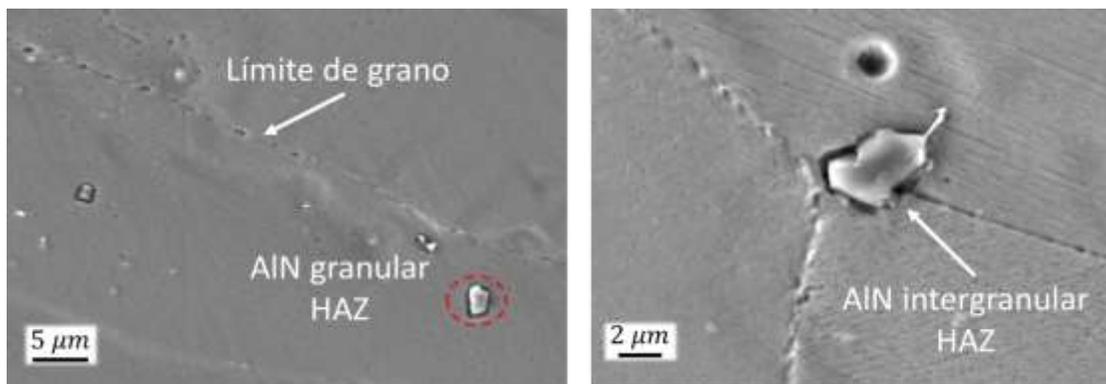
**Figura 3.8.** a) Inclusiones no metálicas en la HAZ de soldadura TW-91-B y EPMA de inclusiones (zona 3 **Figura 3.7.6**), b) Ti(C,N).

Las regiones críticas de soldadura se definieron de acuerdo con su nivel de energía (entalpía) como se muestra en la **Tabla 3.8**. Se sabe que el AlN se forma a altas temperaturas antes del proceso de solidificación [245]. Mientras que, la precipitación del MnS ocurre en la etapa final de solidificación de la piletta de soldadura [241], por lo que se esperaba detectar su presencia tanto en la FZ como en la PMZ. Salas *et al.* [242] reportaron la formación de Ti(C,N) en la zona de solidificación blanda del acero TWIP-Ti. Luego, a temperaturas inferiores a 996°C desapareció el Ti(C,N) y se formó TiN. En la PMZ, se detectó la presencia de este compuesto (Ti(C,N)) formando aglomerados con el AlN e incluso a un nivel de energía más bajo (**Tabla 3.8**); es decir, a una temperatura inferior a 1290°C se produjo la formación de aglomerados de TiN + AlN, lo que está en buen acuerdo con investigaciones previas [242].



**Tabla 3.8.** Regiones críticas de soldadura e inclusiones no metálicas definidas como una función del nivel de entalpía.

Región crítica	Inclusión no metálica (tamaño promedio)	Entalpía (J/kg)
FZ	AlN (1.96 $\mu\text{m}$ )	$\geq 1099 \times 10^3$
	AlON (2.34 $\mu\text{m}$ )	
	MnS (3.04 $\mu\text{m}$ )	
	AlN + TiN (2.37 $\mu\text{m}$ )	
PMZ	Ti(C,N) + AlN (5.29 $\mu\text{m}$ )	$759 \times 10^3 \leq H$
	Ti(C,N) (3.94 $\mu\text{m}$ )	$\leq 1097$
	Ti(C,N) + Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (1.85 $\mu\text{m}$ )	$\times 10^3$
HAZ	Ti(C,N) (3.19 $\mu\text{m}$ )	$643 \times 10^3 \leq H$
	TiN + AlN (1.52 $\mu\text{m}$ )	$\leq 759 \times 10^3$
	AlN (3.06 $\mu\text{m}$ )	



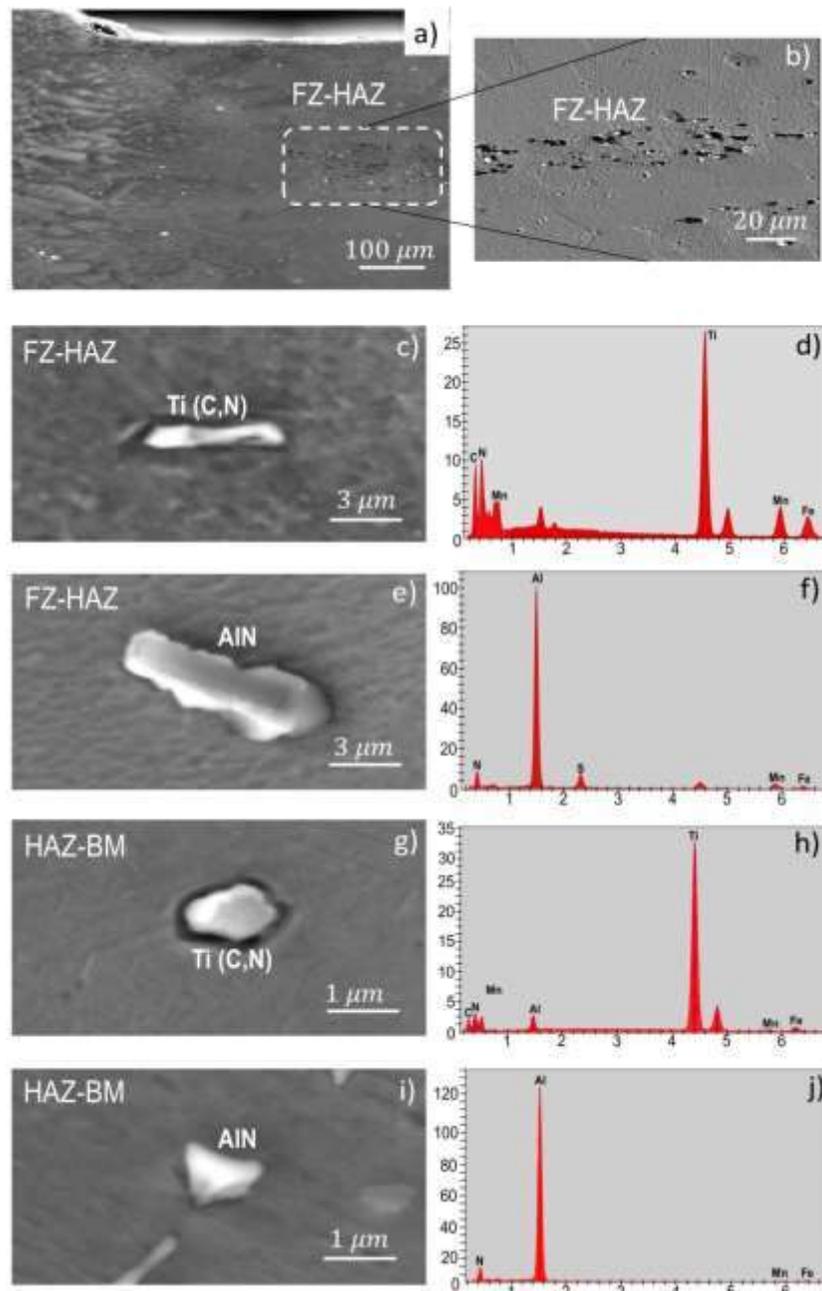
**Figura 3.8.1.** Inclusión en la HAZ de la soldadura TW-91-B: a) AlN granular, b) AlN intergranular.

En el rango de energía 643000 -752000 J/kg (**Tabla 3.8**), el diagrama de fases del acero TWIP-Ti predice un aumento de carbonitruros metálicos (**Figura 3.7.4**). Tomando en cuenta el criterio de energía, la HAZ se evaluó en las soldaduras TW-160-R y TW-91-B, detectando la presencia de aglomerados de nitruros: TiN + AlN en ambas soldaduras, como



se muestra en las **Figuras 3.7.8** y **3.7.9**. Estos resultados estuvieron correlacionados con las predicciones del software JMatPro® 9.1.2 para el acero TWIP-Ti.

En cuanto al efecto de las partículas precipitadas en la evolución microestructural de soldadura. La diferencia notable fue el aumento del tamaño de partícula medido en las regiones de mayor temperatura, lo cual es coincidente con la literatura [188]. También se presentaron cambios en la morfología de partícula con el aporte térmico y la distribución de temperaturas como se muestra en la **Figura 3.8.2**.



**Figura 3.8.2.** a,b) Micrografía SEM de las regiones críticas de la soldadura TW-91-B (bajo aporte térmico), c,d-g,h) Ti(C,N) en la HAZ-BM e,f-i,j) AlN en la FZ-HAZ.

Finalmente, se estableció una buena correlación entre el fenómeno SRX en el acero TWIP-Ti durante soldadura y la presencia de partículas precipitadas, indicando que éstas favorecen la estabilidad microestructural (anclaje por partículas precipitadas) a bajas



temperaturas, permitiendo la nucleación a expensas de los granos grandes. En las regiones de alta temperatura el engrosamiento de partícula contribuyó al mecanismo de crecimiento de grano a expensas de los granos pequeños, este crecimiento de grano fue anormal dando como resultado una distribución bimodal del tamaño de grano.



## CAPITULO 4. CONCLUSIONES

El objetivo del trabajo de investigación desarrollado fue la implementación de un modelo numérico predictivo termo-mecánico-microestructural (TMM) para el estudio y análisis de la soldabilidad del acero TWIP microaleado con titanio (TWIP-Ti). El modelo TMM fue validado con resultados experimentales y permitió analizar de forma integral las interacciones de campo térmico con la calidad de soldadura, el campo termomecánico y el efecto del aporte térmico tanto en la microestructura como la distribución de partículas de segunda fase. Asimismo, el modelo TMM fue utilizado para la selección de parámetros de operación a fin de obtener uniones soldadas con el menor aporte térmico posible. Adicionalmente, se aplicaron técnicas estadísticas y el procesamiento de imagen para el análisis exhaustivo microestructural y su correlación con el fenómeno térmico de soldadura. Las conclusiones derivadas del acoplamiento numérico-experimental proporcionaron las conclusiones que a continuación se enuncian.

### *4.1 Resultados experimentales de soldaduras TWIP/AISI 304L*

1. Los parámetros de operación determinantes para reducir el aporte térmico fueron la velocidad de avance y la separación entre placas. La separación de placa facilitó el desplazamiento del material fundido de la zona de mayor concentración de energía a la región de menor concentración.
2. Las configuraciones de junta a tope sin preparación de bordes y de bisel de doble “V” para el proceso GTAW autógeno de doble pasada proporcionaron los mejores resultados en cuanto a calidad del cordón. La unión de doble bisel ofreció como ventaja adicional un mecanismo de control del fenómeno de expansión térmica al incorporar un talón de raíz de bajo espesor, lo que permitió obtener mayores penetraciones en la primera pasada.
3. Físicamente, la variación con la temperatura de la capacidad y difusividad térmica fueron claves para conseguir la penetración requerida a un aporte térmico bajo. La variación de la capacidad de almacenamiento de energía de aporte del acero TWIP-Ti ayudó a concentrar la energía del arco en la región del cordón.



4. La soldabilidad del acero TWIP-Ti mediante el proceso GTAW autógeno en espesor de placa de 6.3 mm fue buena. En comparación con la unión de acero AISI 304L obtenida con un aporte térmico comparable (15% mayor) y una preparación de junta similar, la unión TWIP-Ti mostró características deseables en cuanto a la extensión de la HAZ y afectación de propiedades mecánicas.

5. La soldabilidad del acero TWIP-Ti con el proceso GTAW autógeno en espesores de placa  $\geq 6.3$  mm también es factible desde el punto de vista mecánico. Sin embargo, se requiere que el proceso de soldadura sea aplicado en más de una pasada y una preparación de junta especial a fin de mantener niveles bajos de aporte térmico y esfuerzo residual.

#### ***4.2 Resultados del campo térmico de soldadura***

1. Las predicciones del modelo térmico FEM mostraron una buena correlación con los resultados experimentales. También, fueron de utilidad para seleccionar la energía térmica necesaria y conseguir uniones con penetración total, sin falta de llenado y a su vez, explicar fenómenos microestructurales relacionados con el ciclo térmico, así como el crecimiento dendrítico en la interfaz de los cordones de soldadura.

2. El menor aporte de calor estimado a través del enfoque FEM-Matlab® mejoró la calidad del cordón de soldadura al reducir el llenado insuficiente en la superficie. Independientemente de la magnitud del aporte térmico, no se detectaron grietas en caliente en la interfaz FZ-PMZ del acero TWIP-Ti.

3. El nivel de energía estimado mediante el enfoque FEM-Matlab® proporcionó estimaciones precisas del tipo de inclusiones no metálicas generadas en las regiones críticas de soldadura de acuerdo con el diagrama de fases del acero TWIP-Ti. Sin embargo, presentó un nivel de error considerable al estimar la extensión de la PMZ en ambas soldaduras de bajo y alto aporte térmico.

4. La difusividad térmica superior del acero TWIP-Ti confiere una ventaja en la soldabilidad frente al acero AISI 304L, el cual es soldable normalmente con el proceso GTAW, ya que presenta tasas de enfriamiento superiores que reducen la extensión de la HAZ y el crecimiento de grano con respecto al material base.



#### ***4.3 Resultados del análisis DoE de malla FE***

1. La configuración óptima del tamaño del elemento de malla determinado por el método de Taguchi (A3B2C3D1E2F2G1) sugirió el uso de una malla no muy fina en la región comprendida por la FZ-HAZ. Con el uso de la malla óptima, el tiempo de cálculo no aumentó excesivamente y permitió realizar un refinamiento de malla en la interfaz HAZ-BM para medir con mayor precisión el gradiente de temperatura en dicha región donde se concentra el interés microestructural.

2. El tamaño longitudinal de los elementos de malla fue significativo para las tres variables de respuesta consideradas (variación de temperatura pico, tiempo de cálculo y variación de temperatura en un punto de validación). Resultó un parámetro clave en la estimación de temperaturas y el tiempo de cálculo del campo térmico de soldadura. Se estableció una relación de 1 a 2 por el diseño óptimo de Taguchi entre la longitud de los elementos en la FZ-HAZ y la longitud de los elementos del BM.

#### ***4.4 Resultados del campo mecánico de soldadura***

1. El modelo de endurecimiento cinemático multilineal a una tasa de deformación de  $0.01 \text{ s}^{-1}$  resultó la condición promedio que mejor representó el desarrollo de esfuerzos residuales y deformación durante el ciclo térmico de soldadura en el acero TWIP-Ti.

2. La variación de la difusividad térmica y el coeficiente de expansión térmica con la temperatura afectaron la distribución del esfuerzo residual y la deformación plástica en las uniones soldadas TWIP-Ti (TWR-87-DB y TW-78-R). Se produjeron regiones de alta concentración de energía térmica que dieron lugar a la SCZ.

3. La zona crítica de esfuerzos residuales (SCZ) no contribuyó a la propagación de microgrietas formadas durante el proceso de solidificación del acero TWIP-Ti.

4. La preparación de junta utilizada permitió el control de los esfuerzos residuales durante la primera pasada de soldadura (unión TWR-87-DB). Mientras que, el embridamiento aplicado produjo una zona localizada de deformación plástica en los puntos de restricción.



5. Con el tipo de embridamiento utilizado y la secuencia de cordones en sentido inverso, la distorsión se redujo de forma efectiva.

#### ***4.5 Resultados del campo microestructural de soldadura (simulación MC-Voronoi)***

1. La energía de activación mostró una relación logarítmica con el crecimiento de grano. Este parámetro afectó la magnitud de la constante pre-exponencial  $K$  del modelo MC de crecimiento de grano, la cual fue ajustada mediante datos experimentales para conseguir una representación precisa del fenómeno bimodal en la distribución del tamaño de grano en el acero TWIP-Ti a alta temperatura.

2. El uso de funciones de interpolación de alto orden agilizó la transferencia de información entre el modelo térmico FE y el modelo MC-Voronoi, lo cual facilitó la convergencia entre los tamaños de grano de las micrografías simuladas y las micrografías LOM.

3. La simulación de granos excesivamente grandes ( $\gg 2.5\bar{R}$ ) quedó limitada en el modelo MC-Voronoi propuesto dada la restricción de no degeneración aplicada a la teselación Voronoi y la relación entre la modificación de la distancia euclídea y la forma/tamaño de grano austenítico.

4. La incorporación del área de celda Voronoi en las probabilidades de crecimiento y recristalización de la HAZ proporcionó distribuciones no uniformes, estas favorecieron el crecimiento de los granos de mayor tamaño (alto aporte térmico) y la recristalización de los granos más pequeños (bajo aporte térmico).

5. El post-procesamiento de imagen aplicado a las microestructuras de simulación MC-Voronoi agregó distorsión a los lados rectos de las celdas Voronoi, lo cual proporcionó una representación más adecuada de la forma de grano austenítico del acero TWIP-Ti.

6. La proporción experimental TG de macla de recocido proporcionó resultados precisos del número de granos maclados en las condiciones post-soldadura de aporte térmico alto y bajo (uniones TW-160-R y TW-91-B, respectivamente). El número de granos maclados aumento con el refinamiento de grano y a menores temperaturas pico.



#### ***4.6 Resultados de caracterización microestructural/mecánica de uniones soldadas***

1. El contenido de Al del acero TWIP-Ti limitó la actividad del C y Mn en la etapa final de solidificación. Por lo que, no se presentó segregación de Mn y C en la interfaz FZ-HAZ (uniones TW-160-R y TW-91-B).

2. La ausencia de agrietamiento en caliente en la interfaz FZ-HAZ se explicó por la ausencia de segregación de C y Mn en esa región. La presencia de microgrietas en la FZ y la HAZ se atribuyó a la "concatenación" de compuestos no metálicos como el  $Al_2O_3$  y el AlN (uniones TW-160-R y TW-91-B).

3. La falta de agrietamiento en caliente en la interfaz FZ-HAZ y la distribución heterogénea del tamaño de grano en la soldadura con aporte térmico bajo (unión TW-91-B) proporcionaron elevadas propiedades mecánicas: esfuerzo de fluencia y resistencia máxima a la tensión así como, un elevado alargamiento a la fractura en comparación con el material base en condición de solubilizado.

4. La unión TW-87DB de acero TWIP-Ti presentó una solidificación austenítica sin segregación de C y Mn hacia la interfaz FZ-HAZ. Mientras que, la unión 304L-100-DB de acero AISI 304L mostró una solidificación A+F que redujo la dureza de la FZ.

5. El acero TWIP-Ti fue afectado globalmente por el calor de aporte de soldadura. El mayor aporte de calor (unión TW-160-R) aumentó la cantidad de granos grandes en todas las regiones de soldadura (FZ-HAZ-BM).

6. El aporte térmico de soldadura afectó la distribución del tamaño de grano de la condición de solubilizado debido al fenómeno de SRX en el acero TWIP-Ti activado por el ciclo térmico y la energía remanente de deformación.

7. La distribución bimodal de la condición de solubilizado se mantuvo en la unión de aporte térmico alto (TW-160-R) afectando la microdureza de las regiones críticas de soldadura. En la unión de aporte térmico bajo (TW-91-B) se modificó la distribución del tamaño de grano de bimodal a normal logarítmica debido a la nucleación de granos pequeños, lo cual incrementó la dureza en la FZ y HAZ en relación con el material en condición de solubilizado.



8. El modelo térmico FE y el análisis estadístico de imágenes determinaron que en el rango de 495°C-874°C se produce nucleación durante la soldadura. A temperaturas mayores de 874°C el mecanismo predominante es el crecimiento de grano.

9. La presencia de partículas precipitadas como AlN y Ti(C,N) afectaron la cinética de recristalización durante el tratamiento térmico de solubilizado. Se detectaron partículas de menor tamaño en las regiones de menor temperatura (unión TW-91-B). Mientras que, a elevadas temperaturas (unión TW-160-R) el aumento de tamaño de estas partículas favoreció el crecimiento anormal de grano.

10. Se detectó Ti(C,N) formando aglomerados con AlN en la FZ, PMZ y HAZ. El tamaño de los aglomerados de TiN + AlN fue mayor en la FZ que en la HAZ, lo que puede estar asociado al mayor aporte de energía térmica en la FZ y sus bajas velocidades de solidificación y enfriamiento.



## TRABAJO FUTURO

La investigación desarrollada representó un gran esfuerzo y uno de los primeros intentos por estudiar condiciones de soldadura distintas a las típicamente utilizadas en los aceros TWIP. Además, incorporó el uso de modelación computacional para complementar el análisis de resultados, lo cual es valioso en la búsqueda de modelos numéricos predictivos que faciliten el estudio de los fenómenos físicos en el procesamiento de materiales y permitan establecer condiciones de operación óptimas. No obstante, durante el desarrollo de la investigación surgen diferentes brechas y horizontes de estudio, los cuales no pueden ser abordados en un mismo trabajo por la disponibilidad de tiempo, equipo necesario, o bien, porque se encuentran fuera de los objetivos del trabajo. A continuación, se enlistan los principales puntos que pueden desarrollarse en un trabajo futuro para complementar los resultados de esta investigación y ampliar su aplicabilidad.

1.- Realizar mediciones de esfuerzo residual de las uniones soldadas con alto y bajo aporte térmico de una pasada, así como las uniones de doble pasada. Esto con el fin de fortalecer el proceso de validación del campo mecánico FEM.

2.- Realizar análisis de difracción de electrones retrodispersados (EBSD por sus siglas en inglés) para encontrar las orientaciones cristalográficas de los granos en las diferentes condiciones estudiadas: material base, soldadura de alto y bajo aporte térmico. Y de esta manera poder incorporar un algoritmo extra al modelo MC-Voronoi propuesto que permita simular estas orientaciones.

3.- Realizar ensayos de tracción en las regiones críticas de soldadura a diferentes velocidades de deformación con el propósito de evaluar las predicciones del modelo termomecánico FE cinemático ( $0.01 \text{ s}^{-1}$ ), el cual fue seleccionado en esta investigación como el más adecuado para representar el desarrollo de esfuerzos residuales de soldadura.

4.- Incorporar al modelo térmico FE el efecto de la separación de placa mediante una rutina de programación desarrollada en Mechanical® APDL o Matlab® con el fin de



predecir la falta de llenado superficial y mejorar la autonomía del modelo numérico con respecto a los resultados experimentales.

5.- Considerar en la simulación termomecánica, la distribución del tamaño de grano bimodal detectada en el acero TWIP-Ti y generar una correlación con la variación de sus propiedades mecánicas a fin de mejorar la predicción de esfuerzos residuales.

6.- Modelar el crecimiento dendrítico en la FZ a través de un modelo celular automática (CA) para predecir la formación y tamaño de dendritas, especialmente en las uniones de doble pasada para explicar con mayor detalle el aumento de dureza en la interfaz de los cordones de soldadura.

7.- Incorporar un modelo de volúmenes finitos (FVM) de distribución de especies químicas para simular el fenómeno de segregación del C y Mn durante la solidificación de la FZ y de esta manera predecir las regiones de agrietamiento en caliente por la formación de compuestos eutécticos  $((Fe,Mn)_3C)$ .



## Referencias

- [1] De Cooman B C, Kwon O, Chin K G. *State-of-the-knowledge on TWIP steel*. **Material Science Technology**. 28(5), 513-527, 2012.
- [2] Wang D, Lu X, Deng Y, Guo X, Barnoush A. *Effect of hydrogen on nanomechanical properties in Fe<sub>22</sub>Mn-0.6 C TWIP steel revealed by in-situ electrochemical nanoindentation*. **Acta Materialia**. 166, 618-629, 2019.
- [3] Kazdal Z H, Ertek E H, Kaçar R. *Properties of Resistance Spot-Welded TWIP Steels*. **Metals-Basel**. 7-14, 2017.
- [4] Roncery L M, Weber S, Theisen W. *Welding of twinning-induced plasticity steels*. **Scripta Materialia**. 66(12), 997-1001, 2012.
- [5] Kang S, Jung Y S, Jun J H, Lee Y K. *Effects of recrystallization annealing temperature on carbide precipitation, microstructure, and mechanical properties in Fe-18Mn-0.6 C-1.5 Al TWIP steel*, **Materials Science and Engineering A**. 527(3), 745-751, 2010.
- [6] Bracke L, Verbeken K, Kestens L, Penning J. *Microstructure and texture evolution during cold rolling and annealing of a high Mn TWIP steel*. **Acta Materialia**. 57(5), 1512-1524, 2009.
- [7] Liu J B, Liu X H, Liu W, Zeng Y W, Shu K Y. *Microstructure and hardness evolution during isothermal process at 700° C for Fe-24Mn-0.7 Si-1.0 Al TWIP steel*, **Material Characterization**. 61(12), 1356-1358, 2010.
- [8] Long H, Gery D, Carlier A, Maropoulos P G. (2009). *Prediction of welding distortion in butt joint of thin plates*. **Materials & Design**, 30(10), 4126-4135, 2009.
- [9] Deng D. *FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects*. **Materials and Design**. 30, 359-366, 2009.



- [10] Ishigami A, Roy M J, Walsh J N, Withers P J. *The effect of the weld fusion zone shape on residual stress in submerged arc welding*. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**. 90(9-12), 3451-3464, 2017.
- [11] Zondi M C. *Factors that affect welding-induced residual stress and distortions in pressure vessel steels and their mitigation techniques: a review*. **Journal of Pressure Vessel Technology**, 136(4), 40-75, 2014.
- [12] Wei Y H, Hou L F, Bin Y A N. *Microstructure and mechanical properties of TWIP steel joints*. **Journal of Iron and Steel Research International**. 21(8), 749-756, 2014.
- [13] Saha D C, Chang I, Park Y D. *Heat-affected zone liquation crack on resistance spot welded TWIP steels*. **Materials Characterization**. 93, 40-51, 2014.
- [14] Yoo J, Kim B, Park Y, Lee C. *Microstructural evolution and solidification cracking susceptibility of Fe-18Mn-0.6 C-xAl steel welds*. **Journal of Materials Science**. 50(1), 279-286, 2015.
- [15] Bouaziz O, Allain S, Scott C P, Cugy P, Barbier D. *High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships*. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**. 15, 141-168, 2011.
- [16] Tofaute W, Linden K. *Transformations in solid state of manganese steels containing to 1.2% C and 17% Mn*. **Arch Eisenhüttenwes**. 10, 515-9, 1936.
- [17] Remy L, Pineau A. *Twinning and strain-induced FCC→HCP transformation in the Fe- Mn- Cr- C system*. **Materials Science and Engineering**. 28(1), 99-107, 1977.
- [18] Kim Y G, Han J K, Lee E W. (1986). *Effect of aluminum content on low temperature tensile properties in cryogenic Fe/Mn/Al/Nb/C steels*. **Metallurgical Transactions A**. 17, 2097-2098, 1986.
- [19] Kim Y G, Kim T W, Song S B. En: *Proceedings ISATA conference, Aachen, Germany*. 1993.



- [20] Grassel O, Frommeyer G, Derder C, Hofmann H. *Phase transformations and mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-steels*, **Journal of Physics**. 4(7), 383-388, 1997.
- [21] Grassel O, Frommeyer G. *Effect of martensitic phase transformation and deformation twinning on mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al steels*. **Material Science Technology**. 14, 1213-1217, 1998.
- [22] Frommeyer G, Brück U, Neumann P. *Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes*. **ISIJ International**. 43, 438-446, 2003.
- [23] Grassel O, Krüger L, Frommeyer G, Meyer L W. *High strength Fe-Mn-Al-Si TRIP/TWIP steels development properties application*. **International Journal of Plasticity**. 16(10), 1391-1409, 2000.
- [24] S Allain. *Caractérisation et modélisation thermo-mécanique multiéchelle des mécanismes de déformation et d'écrouissage d'aciers austenitiques a haute teneur en manganése*. **PhD Thesis**. INPL, Nancy. France 2004.
- [25] Kim S K, Choi J, Kang S C, Shon I R, Chin K G. POSCO Technology Rep. 10, 1-106, 2006.
- [26] Chin K G. *Proceedings International Conference on 'Materials in car body engineering'*, Automotive-Circle 12, Bad Neuheim, Germany, May 2010.
- [27] Van Tol R, Zhao L, J. Sietsma. *Proceedings 1st International Conference on 'High Mn steel'*. **The Korean Institute of Metals and Materials**, Paper A-30 Seoul, Korea, May 2011.
- [28] Ofei K A, Zhao L, Sietsma J. *Proceedings 1st International Conference on 'High Mn steel'*. **The Korean Institute of Metals and Materials**, Paper A-18 Seoul, Korea, May 2011.



- [29] Cornelissen M, Menguelti F, Berhout B, Van Veldhuizen B. *Proceedings 1st International Conference on 'High Mn steel'*. **The Korean Institute of Metals and Materials**, Paper C-5, Seoul, Korea, May 2011.
- [30] Springub B, Otto M. *Proceedings 1st International Conference on 'High Mn steel'*. **The Korean Institute of Metals and Materials**, Paper F-6, Seoul, Korea, May 2011.
- [31] Furuhashi T, Kimura N, Maki T. *Proceedings 1st International Conference on 'High Mn steel'*. **The Korean Institute of Metals and Materials**, Paper A-14, Seoul, Korea, May 2011.
- [32] Kim J, Choi I, Lee Y K. *Proceedings 1st International Conference on 'High Mn steel'*. **The Korean Institute of Metals and Materials**, Paper B-29, Seoul, Korea, May 2011.
- [33] Lee S J, Kim J, Kane S N, De Cooman B C. *On the origin of dynamic strain aging in twinning-induced plasticity steels*. **Acta Materialia**. 59(17), 6809-6819, 2011.
- [34] Oh B W, Cho S J, Kim Y G, Kim Y P, Kim W S, Hong S H. *Effect of aluminium on deformation mode and mechanical properties of austenitic Fe-Mn-Cr-Al-C alloys*. **Materials Science and Engineering A**. 197(2), 147-156, 1995.
- [35] Allain S, Chateau J P, Bouaziz O, Migot S, Guelton N. *Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys*. **Materials Science and Engineering A**. 387, 158-162, 2004.
- [36] Kim J, Lee S J, De Cooman B C. *Effect of Al on the stacking fault energy of Fe-18Mn-0.6C twinning-induced plasticity*. **Scripta Materialia**. 65(4), 363-366, 2011.
- [37] Scott C, Remy B, Collet J L, Cael A, Bao C, Danoix F, Curfs C. *Precipitation strengthening in high manganese austenitic TWIP steels*. **International Journal of Materials Research**. 102(5), 538-549, 2011.
- [38] Liu S, Qian L, Meng J, Li D, Ma P, Zhang F. (2017). *Simultaneously increasing both strength and ductility of Fe-Mn-C twinning-induced plasticity steel via Cr/Mo alloying*. **Scripta Materialia**. 127, 10-14, 2017.



- [39] De Cooman B C, Estrin Y, Kim S K. *Twinning-induced plasticity (TWIP) steels*. **Acta Materialia**. 142, 283-362, 2018.
- [40] Saha D C, Cho Y, Park Y D. (2013). *Metallographic and fracture characteristics of resistance spot welded TWIP steels*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 18(8), 711-720, 2013.
- [41] Friedel J. *Dislocations*. Oxford. England. Pergamon Press Ltd. 1964.
- [42] Karaman I, Sehitoglu H, Gall K, Chumlyakov Y, Maier H J. *Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip*. **Acta Materialia**. 48(6), 1345-1359, 2000.
- [43] Bayraktar E, Khalid F A, Levillant C. *Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel*. **Journal of Materials Processing Technology**.; 147(2): 145-154, 2004.
- [44] Hirth J P. *Adsorption at grain boundaries and its effect on decohesion*. **Philosophy Transactions Real Society London A**. 295(1413), 139-149, 1980.
- [45] Olson G B, Cohen M. *A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC→ HCP transformation*. **Metallurgical Transactions A**. 7(12), 1897-1904, 1976.
- [46] Huang W. *An assessment of the Fe-Mn system*. **Calphad**. 13(3), 243-252, 1989.
- [47] Yang H K, Tian Y Z, Zhang Z F. (2018). *Revealing the mechanical properties and microstructure evolutions of Fe–22Mn–0.6 C–(x) Al TWIP steels via Al alloying control*. **Materials Science and Engineering: A**. 731, 61-70, 2018.
- [48] Curtze S, Kuokkala V T, Oikari A, Talonen J, Hänninen H. *Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels*. **Acta Materialia**. 59(3), 1068-1076, 2011.
- [49] Fontaine G. *Thermodynamic modeling of the stacking fault*. PhD Thesis, Orsay, France, 1968.



- [50] Christian J W, Mahajan S. *Deformation twinning*. **Progress in Materials Science**, 39(1-2), 1-157, 1995.
- [51] Rémy L, Pineau A, Thomas B. *Temperature dependence of stacking fault energy in close-packed metals and alloys*. **Materials Science and Engineering A**. 36(1), 47-63, 1978.
- [52] Gutierrez-Urrutia I, Zaeferrer S, Raabe D. *The effect of grain size and grain orientation on deformation twinning in a Fe–22wt.% Mn–0.6 wt.% C TWIP steel*. **Materials Science and Engineering: A**. 527(15), 3552-3560, 2010.
- [53] Roncery L M, Weber S, Theisen W. *Welding of twinning-induced plasticity steels*. **Scripta Materialia**, 66(12), 997-1001, 2012.
- [54] American Welding Society. **Welding Handbook**. Seventh ed. Vol. 1. Miami. Florida. Mcmillan. 1976.
- [55] Jun J H, Choi C S. *Variation of stacking fault energy with austenite grain size and its effect on the M S temperature of  $\gamma \rightarrow \epsilon$  martensitic transformation in Fe–Mn alloy*. **Materials Science and Engineering A**. 257(2), 353-356, 1998.
- [56] Saeed-Akbari A, Imlau J, Prah U, Bleck W. *Derivation and variation in composition-dependent stacking fault energy maps based on subregular solution model in high-manganese steels*. **Metallurgical and Materials Transactions A**. 40(13), 3076-3090, 2009.
- [57] Mujica L, Weber S, Pinto H, Thomy C, Vollertsen F. *Microstructure and mechanical properties of laser-welded joints of TWIP and TRIP steels*. **Materials Science and Engineering A**. 527: 2071–2078, 2010.
- [58] Hu Y, He X, Yu G, Ge Z, Zheng C, Ning W. *Heat and mass transfer in laser dissimilar welding of stainless steel and nickel*. **Applied Surface Science**. 258, 5914-5922, 2010.



- [59] Ogawa T, Tsunetomi E. *Hot Cracking Susceptibility of Austenitic Stainless Steels*. **Welding Journal**. 61(3), 82, 1982.
- [60] Saha D C, Han S, Chin K G, Choi I, Park Y D. *Weldability evaluation and microstructure analysis of resistance spot welded high Mn steel in automotive application*. **Steel Research International**. 83(4), 352-357, 2012.
- [61] Zhang H, Senkara J. *Resistance Welding: Fundamentals and Applications*. Second ed. USA. CRC press. 2011
- [62] Keil D, Zinke M, Pries H. *Weldability of novel Fe-Mn high-strength steels for automotive applications*. **Welding in the World**. 55, 21-30, 2011.
- [63] Lindgren L E. *Finite element modeling of welding. Part1: Increased complexity*. **Journal of Thermal Stresses**. 24, 141-192, 2001.
- [64] Felippa C A, Park K C, Farhat C. *Partitioned analysis of coupled mechanical systems*. **Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering**. 190(24-25), 3247-3270, 2001.
- [65] Börjesson L, Lindgren L E. *Thermal, metallurgical and mechanical models for simulation of multi-pass welding*. **ASME Journal of Engineering Materials Technology**. 123, 106-111, 2001.
- [66] Reddy J N. *An Introduction to Nonlinear Finite Element Analysis: with Applications to Heat Transfer, Fluid Mechanics, and Solid Mechanics*. OUP Oxford. England. 2014
- [67] Grossmann C, Roos H G, Stynes M. *Numerical Treatment of Partial Differential Equations*, Springer Verlag. Berlin. Germany. 2000.
- [68] Reddy J N. *An Introduction to the Finite Element Method*. Third edition. McGraw-Hill. New York. 2006.
- [69] Anca A, Cardona A, Risso J, Fachinotti V D. *Finite element modeling of welding processes*. **Applied Mathematical Modelling**. 35(2), 688-707, 2011.



- [70] Versteeg H K, Malalasekera W. *An Introduction to Computational Fluid Dynamics: the Finite Volume Method*. Pearson Education. USA. 2007.
- [71] Lewis R, Morgan K, Thomas H, Seetharamu K. *The Finite Element Method in Heat Transfer Analysis*. John Wiley & Sons. USA. 1996.
- [72] Crisfield M A. *Non-linear Finite Element Analysis of Solids and Structures, Essentials*. Vol. 1. John Wiley & Sons. Chichester. 1991.
- [73] Jonsson M, Karlsson L, Lindgren L E. *Deformations and stresses in butt-welding of large plates*. En; **Numerical Methods in Heat Transfer**. Lewis R. Wiley & Sons. 35–58, 1985.
- [74] Karlsson L. *Thermal stresses in welding*. En: **Thermal Stresses**. Hetnarski R B. Elsevier Science Publishers. 300–389, 1986.
- [75] Goldak J, Akhlaghi M. *Computational Welding Mechanics*. Springer. USA. 2005.
- [76] Mackwooda A P. *Thermal modelling of laser welding and related processes: a literature review*. **Optics & Laser Technology**. 37, 99-115, 2005.
- [77] Lacki P. *Numerical simulation of the electron beam welding process*. **Computers and Structures**. 89, 977–985, 2011.
- [78] Barroso A, Cañas J, Picón R, París F, Méndez C, Unanue I. *Prediction of welding residual stresses and displacements by simplified models. Experimental validation*. **Materials and Design**. 31, 1338–1349, 2010.
- [79] J. Goldak, A. Chakravarti, M. Bibby. *A new finite element model for welding heat sources*. **Metallurgical Transactions**. 15, 299–305, 1984.
- [80] Lee C H, Chang K H. *Temperature fields and residual stress distributions in dissimilar steel butt welds between carbon and stainless steels*. **Applied Thermal Engineering**. 45, 33-41, 2012.



- [81] Roshenthal D. *Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting*. **Welding Journal**. 20, 20-34, 1941.
- [82] Wahab M A, Painter M J, Davies M H. *The prediction of the temperature distribution and weld pool geometry in the gas metal arc welding process*. **Journal of Materials Processing Technology**. 77, 233-239, 1998.
- [83] Li Y, Feng Y H, Zhang X, Wu C S. *An improved simulation of heat transfer and fluid flow in plasma arc welding with modified heat source model*. **International Journal of Thermal Sciences**. 64, 93-104, 2013.
- [84] Kandil F A, Lord J D, Fry A T, Grant P V. *A review of residual stress measurement methods*. **A Guide to Technique Selection, NPL, Report MATC (A) 4**. 2001.
- [85] Bhadeshia H K, Withers P J. *Residual stress. Part 2–Nature and origins*. **Materials Science and Technology**. 17(4), 366-375, 2001.
- [86] Noyan I C. *Defining residual stresses in thin film structures*. **Advances in X-Ray Analysis**. 35, 461-473, 1991.
- [87] Sue J A, Schajer G S. *Stress determination for coatings' Surface Engineering*. **ASM International**. 647-653, 1994.
- [88] Weiss S. (1976) *Welding Handbook*. Seventh ed. Vol. 1. USA. Macmillan press LTD. 1976.
- [89] Kamer P A, Monroe M K. *Cracking in high-strength steel weldments-a critical review*. PhD Thesis. DMIC Battelle Memorial Institute. Columbus, Ohio USA 1964.
- [90] Kihara H F. *The influence of residual stresses on the instability problem, in Colloquium Influence of Residual Stresses on Stability of Welded Structures and Structural Members*, **International Institute of Welding**. London 1960.
- [91] Tall L, Huber A W, Beedle L S. *Residual stresses and instability of axially loaded columns, in Colloquium Influence of Residual Stresses on stability of welded structures and structural members*. **International Institute of Welding**. London 1960.



- [92] Dong P, Brust F W. *Welding residual stresses and effects on fracture in pressure vessel and piping components: a millennium review and beyond*. **Journal of Pressure Vessel Technology**. 122(3), 329-338, 2000.
- [93] ANSYS Inc Manual. ANSYS Theory Reference. ANSYS Inc, USA. 1999.
- [94] Brown S B. *An internal variable constitutive model for hot working of metals*. **International Journal of Plasticity**. 5, 95-130, 1989.
- [95] Anand L. *Constitutive equations for hot working of metals*. **International Journal of Plasticity**. 1, 213-231, 1985.
- [96] Dunne F, Petrinic N. *Introduction to Computational Plasticity*, **Oxford University Press**. England. 2005
- [97] Smith M C, Smith A C. *NeT bead-on-plate round robin: comparison of residual stress predictions and measurements*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. 86(1), 79-95, 2009.
- [98] Smith M C, Smith A C, Nadri B, Bendeich P, Carr J D. *ASME pressure vessels and piping conference*, Prague, Czech Republic, 2009, pp. 303–318.
- [99] Chaboche J L. *A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories*. **International Journal of Plasticity**. 24(10), 1642-1693, 2008.
- [100] Bathe K J. *Finite Element Procedures*. **Prentice-Hall**. USA. 1996.
- [101] Bhatti M A. *Fundamental Finite Element Analysis and Applications: with Mathematica and Matlab Computations*. New Jersey. John Wiley & Sons. 2005.
- [102] Simo J, Pister K. *Remarks on rate constitutive equations for finite deformation problems: computational implications*. **Computational Methods Applied in Mechanical Engineering**. 46, 201–215, 1985.



- [103] Cifuentes A O, Kalbag A. *A performance study of tetrahedral and hexahedral elements in 3-D finite element structural analysis*. **Finite Elements in Analysis and Design**, 12(3-4), 313-318, 1992.
- [104] McDill J M J, Oddy A S. *A nonconforming eight to 26-node hexahedron for three-dimensional thermal-elasto-plastic finite element analysis*. **Computers & Structures**, 54(2), 183-189, 1995.
- [105] Rossini N S, Dassisti M, Benyounis K Y, Olabi A G. *Methods of measuring residual stresses in components*. **Materials & Design**. 35, 572-588, 2012.
- [106] Lu J. *Handbook of Measurement of Residual Stresses*. Vol. 1. Prentice-Hall. Bethel 1996.
- [107] Olabi A G, Hashmi M S J. *Stress relief procedures for low carbon steel (1020) welded components*. **Journal of Materials Processing Technology**. 56(1-4), 552-562, 1996.
- [108] Keil S. *Experimental determination of residual stresses with the ring-core method and an on-line measuring system*. **Experimental Techniques**. 16(5), 17-24, 1992.
- [109] Scholtes B. *Residual stress analysis of components with real geometries using the incremental hole-drilling technique and a differential evaluation method*. **Kassel University Press GmbH**. Germany. 2007.
- [110] Schajer G S. *Hole-drilling residual stress measurements at 75: origins, advances, opportunities*. **Experimental Mechanics**. 50(2), 245-253, 2010.
- [111] Leggatt R H, Smith D J, Smith S D, Faure F. *Development and experimental validation of the deep hole method for residual stress measurement*. **The Journal of Strain Analysis for Engineering Design**. 31(3), 177-186, 1996.
- [112] Norton J H, Rosenthal D. *Stress measurement by x-ray diffraction*. **Proc Soc Exp Stress Analysis**. 1(2):3-6, 1944.



- [113] Webster G A. *Polycrystalline materials – determinations of residual stresses by neutron diffraction*. **ISO/TTA3 Technology Trends Assessment, Geneva 20**. Switzerland. 2001.
- [114] Novikov V Y. *Grain growth controlled by mobile particles on grain boundaries*. **Scripta Materialia**. 55(3), 243-246, 2006.
- [115] Shi Y, Chen D, Lei Y, Li X. *HAZ microstructure simulation in welding of a ultra-fine grain steel*. **Computational Materials Science**. 31(3-4), 379-388, 2004.
- [116] Shi Y, Han Z. *Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel*. **Journal of Materials Processing Technology**. 207(1-3), 30-39, 2008.
- [117] Miodownik M, Martin J W, Cerezo A. *Mesoscale simulations of particle pinning*. **Philosophical Magazine A**. 79(1), 203-222, 1999.
- [118] Maurice C. *2D and 3D curvature driven vertex simulations of grain growth*. In: **Proceedings of the First Joint International Conference on Recrystallization and Grain Growth**. Vol. 1. Springer-Verlag. Berlin, pp. 123–134. 2001.
- [119] Hassold G N, Holm E A. *A fast serial algorithm for the finite temperature quenched Potts model*. **Computers in Physics**. 7(1), 97-107, 1993.
- [120] Hillert M. *Inhibition of grain growth by second-phase particles*. **Acta Metallurgica**. 36(12), 3177-3181, 1988.
- [121] Porter D A, Easterling K E. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Second ed. Chapman & Hall. New York. 1992.
- [122] Burke J E, Turnbull D. *Recrystallization and grain growth*. **Progress in Metal Physics**. 3, 220-292, 1952.
- [123] Gao J, Thompson R G. *Real time-temperature models for Monte Carlo simulations of normal grain growth*. **Acta Materialia**. 44(11), 4565-4570, 1996.



- [124] Davies C H J, Hong L. *The cellular automaton simulation of static recrystallization in cold-rolled aa1050*. **Scripta Materialia**. 40, 1145-1150, 1999.
- [125] Ding R, Guo Z X. *Coupled quantitative simulation of microstructural evolution and plastic flow during dynamic recrystallization*. **Acta Materialia**. 49, 3163–3175, 2001.
- [126] Raabe D, Decker R C. *Coupling of a crystal plasticity finite element model with a probabilistic cellular automaton for simulating primary static recrystallization in aluminium*. **Modelling Simulation Materials Science**. 8, 445–462, 2000.
- [127] Miodownik M A. *A review of microstructural computer models used to simulate grain growth and recrystallisation in aluminium alloys*. **Journal of Light Metals**. 2, 125–135, 2002.
- [128] Rollett A D, Raabe D. *A hybrid model for mesoscopic simulation of recrystallization*. **Computational Materials Science**. 21(1), 69-78, 2001.
- [129] Janssens K G, Reissner J N, Vanini F. *Thermodynamic and kinetic coupling of a random grid cellular automaton for the simulation of grain growth*. **Advanced Engineering Materials**. 4(4), 200-202, 2002.
- [130] Raabe D. *Introduction of a scalable three-dimensional cellular automaton with a probabilistic switching rule for the discrete mesoscale simulation of recrystallization phenomena*. **Philosophical Magazine A**. 79(10), 2339-2358, 1999.
- [131] Chen L. Q. *Phase-field models for microstructure evolution*. **Annual Review of Materials Research**. 32(1), 113-140, 2002.
- [132] Tikare V, Holm E A, Fan D, Chen L Q. *Comparison of phase-field and Potts models for coarsening processes*. **Acta Materialia**. 47(1), 363-371, 1998.
- [133] Kazaryan A, Wang Y, Dregia S A, Patton B R. *Grain growth in systems with anisotropic boundary mobility: Analytical model and computer simulation*. **Physical Review B**. 63(18), 184-202, 2001.



- [134] Aurenhammer F. *Voronoi diagrams—a survey of a fundamental geometric data structure*. **ACM Computing Surveys (CSUR)**. 23(3), 345-405, 1991.
- [135] Zöllner D, Streitenberger P. *Three-dimensional normal grain growth: Monte Carlo Potts model simulation and analytical mean field theory*. **Scripta Materialia**. 54(9), 1697-1702, 2006.
- [136] Krill Iii C E, Chen L Q. *Computer simulation of 3-D grain growth using a phase-field model*. **Acta Materialia**. 50(12), 3059-3075, 2002.
- [137] Falco S, Jiang J, De Cola F, Petrinic N. *Generation of 3D polycrystalline microstructures with a conditioned Laguerre-Voronoi tessellation technique*. **Computational Materials Science**. 136, 20-28, 2017.
- [138] Kumar S, Kurtz S K. *Simulation of material microstructure using a 3d Voronoi tessellation: Calculation of effective thermal expansion coefficient of polycrystalline materials*. **Acta Metallurgica et Materialia**. 42(12), 3917-3927, 1994.
- [139] Fritzen F, Böhlke T, Schnack E. *Periodic three-dimensional mesh generation for crystalline aggregates based on Voronoi tessellations*. **Computational Mechanics**. 43(5), 701-713, 2009.
- [140] Falco S, Siegkas P, Barbieri E, Petrinic N. *A new method for the generation of arbitrarily shaped 3D random polycrystalline domains*. **Computational Mechanics**. 54(6), 1447-1460, 2014.
- [141] Falco S, De Cola F, Petrinic N. *A method for the generation of 3D representative models of granular based materials*. **International Journal for Numerical Methods in Engineering**. 112(4), 338-359, 2017.
- [142] Ross L, Russ J C. *The Image Processing Handbook. Microscopy and Microanalysis*. Sixth ed. USA. CRC press. 2011.
- [143] Cooley J W, Tukey J W. *An algorithm for the machine calculation of complex Fourier series*. **Mathematics of Computation**. 19(90), 297-301, 1965.



- [144] Hartley R V. *A more symmetrical Fourier analysis applied to transmission problems*. **Proceedings of the IRE**. 30(3), 144-150, 1942.
- [145] Bracewell R N. *The fast Hartley transform*. **Proceedings of the IEEE**. 72(8), 1010-1018, 1984.
- [146] Jeffus L. **Welding: Principles and Applications**. USA. Nelson Education. 2011
- [147] Hamill J. **Welding and Joining Processes**. USA, *ASM Handbook*. 1998.
- [148] Houldcroft p. **Tecnología de los Procesos de Soldadura**. España. CEAC. 1980.
- [149] Gianchino J W. **Técnica y Práctica de la Soldadura**. España, Reverte. 2007.
- [150] The Fabricator. *Welding Process* [en línea]. Disponible en: <http://www.fma-communications.com/Digital-Fabricator-FAQ.cfm>.
- [151] Lu S P, Qin M P, Dong W C. *Highly efficient TIG welding of Cr13Ni5Mo martensitic stainless steel*. **Journal of Materials Processing Technology**. 213, 229-237, 2013.
- [152] Májlínger K, Kalácska E, Spena P R. *Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets*. **Materials and Design**. 109, 615-621, 2016.
- [153] Nagesh D S, Datta G L. *Genetic algorithm for optimization of welding variables for height to width ratio and application of ANN for prediction of bead geometry for TIG welding process*. **Applied Soft Computing**. 10, 897-907, 2010.
- [154] Mujica L, Weber S, Hunold G, Theisen W. *Development and characterization of novel corrosion resistant TWIP steels*. **Steel Research International**. 82(1), 26-31, 2011
- [155] Yoo J, Han K, Park Y, Choi J, Lee C. *Evaluation of solidification cracking susceptibility of Fe-18Mn-0.6C steel welds*. **Science Technology Welding Joining**. 19(6): 514-520, 2014.
- [156] Goldak J, Asadi M, Alena R G. *Why power per unit length of weld does not characterize a weld?* **Computer Materials Science**. 48(2), 390-401, 2010.



- [157] ASTM E112. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International, West Conshohocken. 2010.
- [158] ASTM E384. Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. ASTM International, West Conshohocken. 2010.
- [159] Lin J, Ma N, Lei Y, Murakawa H. *Measurement of residual stress in arc welded lap joints by cosa X-ray diffraction method*. **Journal of Materials Processing Technology**, 243, 387-394, 2017.
- [160] Lin J, Ma N, Lei Y, Murakawa H. *Measurement of residual stress in arc welded lap joints by cosa X-ray diffraction method*. **Journal of Materials Processing Technology**. 243, 387-394, 2017.
- [161] Capriccioli A, Frosi P. *Multipurpose ANSYS FE procedure for welding processes simulation*. **Fusion Engineering and Design**. 84(2) 546-553, 2009.
- [162] Benyounis K Y, Olabi A G. *Optimization of different welding processes using statistical and numerical approaches—A reference guide*. **Advances in Engineering Software**. 39(6), 483-496, 2008.
- [163] Zeng Z, Wang L, Wang Y, Zhang H. *Numerical and experimental investigation on temperature distribution of the discontinuous welding*. **Computational Materials Science**. 44(4), 1153-1162, 2009.
- [164] Wang Y, Wang L, Di X, Shi Y, Bao X, Gao X. *Simulation and analysis of temperature field for in-service multi-pass welding of a sleeve fillet weld*. **Computational Materials Science**. 68, 198-205, 2013.
- [165] Bergman T L, Incropera F P, DeWitt D P, Lavine A S. *Fundamentals of Heat and Mass Transfer*. Fifth ed. USA. John Wiley & Sons. 2011.
- [166] Churchill S W, Chu H H. *Correlating equations for laminar and turbulent free convection from a vertical plate*, **International Journal of Heat and Mass Transfer**. 18(11), 1323-1329, 1975.



- [167] Lienhard J H. *A Heat Transfer Textbook*. USA. Courier Corporation, 2013.
- [168] Schenk T I, Richardson M, Kraska M, Ohnimus S. *Modeling buckling distortion of DP600 overlap joints due to gas metal arc welding and the influence of the mesh density*. **Computational Materials Science**. 46(4), 977-986, 2009.
- [169] Taguchi G. *Introduction to Quality Engineering*. Tokyo. Asian Productivity Organization. 1990.
- [170] Gajapathi S S, Mitra S K, Mendez P F. *Part 2: Application of Kanaya–Okayama heat source in modelling micro electron beam welding*. **Science and Technology of Welding and Joining**. 17(6), 435-440, 2012.
- [171] McDill J M, Goldak J A, Oddy A S, Bibby M J. *Isoparametric quadrilaterals and hexahedrons for mesh- grading algorithms*. **Communications in Applied Numerical Methods**. 3(2), 155-163, 1987.
- [172] Wang Y, Wang L, Di X, Shi Y, Bao X, Gao X. *Simulation and analysis of temperature field for in-service multi-pass welding of a sleeve fillet weld*. **Computational Materials Science**. 68, 198-205, 2013.
- [173] Gonçalves C V, Carvalho S R, Guimarães G. *Application of optimization techniques and the enthalpy method to solve a 3D-inverse problem during a TIG welding process*. **Applied Thermal Engineering**. 30(16), 2396-2402, 2010.
- [174] ANSYS Inc. *ANSYS User's Manual APDL*. Version 12.0. USA. 2012.
- [175] Juang S C, Tarng Y S. *Process parameter selection for optimizing the weld pool geometry in the tungsten inert gas welding of stainless steel*. **Journal of Materials Processing Technology**. 122(1), 33-37, 2002.
- [176] Fisher F A. *Statistical Methods for Research Worker*. London, Oliver & Boyd. 1925.
- [177] Heinze C, M. Schwenk, M. Rethmeier. *Numerical calculation of residual stress development of multi-pass gas metal arc welding*. **Journal of Constructional Steel Research**. 72, 12–19, 2012.



- [178] Ueda Y, Murakawa H, Ma N. *Welding Deformation and Residual Stress Prevention*. USA. Butterworth-Heinemann. 2012.
- [179] Zhu X K, Chao Y J. *Effects of temperature-dependent material properties on welding simulation*. **Computers & Structures**. 80(11), 967-976, 2002.
- [180] Liang W, Murakawa H, Deng D. *Investigation of welding residual stress distribution in a thick-plate joint with an emphasis on the features near weld end-start*. **Materials & Design**. 67, 303-312, 2015.
- [181] Lemaitre J, Chaboche J L. *Mechanics of Solid Materials*. UK. Cambridge University Press. 1994.
- [182] Dini G, Najafizadeh A, Ueji R, Monir-Vaghefi S M. *Improved tensile properties of partially recrystallized submicron grained TWIP steel*. **Materials Letters**. 64(1), 15-18, 2010.
- [183] Yoo J D, Hwang S W, Park K T. *Factors influencing the tensile behavior of a Fe–28Mn–9Al–0.8 C steel*. **Materials Science and Engineering A**. 508, 234-240, 2009.
- [184] Radhakrishnan B, Zacharia T. *Monte Carlo simulation of grain boundary pinning in the weld heat-affected zone*. **Metallurgical Materials Transactions A**. 26(8), 2123-2130, 1995.
- [185] Shi Y, Chen D, Lei Y, Li X. *HAZ microstructure simulation in welding of an ultra fine grain steel*. **Computational Materials Science**. 31(3-4), 379-388, 2004.
- [186] Yang Z, Sista S, Elmer J W, DebRoy T. *Three-dimensional Monte Carlo simulation of grain growth during GTA welding of titanium*. **Acta Materialia**. 48(20), 4813-4825, 2000.
- [187] Gottstein G, Shvindlerman L S, *Grain Boundary Migration in Metals: Thermodynamics, Kinetics, Applications*. Second ed. USA. CRC press. 2010.
- [188] Humphreys F J, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Second ed. UK. Elsevier. 2004.



- [189] Chen X, Xu H, Madigan B. *Monte Carlo simulation and experimental measurements of grain growth in the heat affected zone of 304 stainless steel during multipass welding. International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* 80(5-8), 1197-1211, 2015.
- [190] De las Cuevas F, Reis M, Ferraiuolo A, Pratalongo G, Karjalainen L P, García Navas V, Gil Sevillano J. *Kinetics of recrystallization and grain growth of cold rolled TWIP steel. Advanced Materials Research.* 89, 153-158, 2010.
- [191] Scott C, Allain S, Faral M, Guelton N. *The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications. Revue de Métallurgie.* 103(6), 293-302, 2006.
- [192] Hamada A S, Karjalainen L P, Somani M C. *The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels. Materials Science and Engineering A.* 467(1-2), 114-124, 2007.
- [193] Hamada A S, Somani M C, Karjalainen L P. *High temperature flow stress and recrystallization behavior of high-Mn TWIP steels. ISIJ International.* 47(6), 907-912, 2007.
- [194] Koyama M, Lee T, Lee C S, Tsuzaki K. *Grain refinement effect on cryogenic tensile ductility in a Fe–Mn–C twinning-induced plasticity steel. Materials & Design.* 49, 234-241, 2013.
- [195] Sista S, Yang Z, DebRoy T. *Three-dimensional Monte Carlo simulation of grain growth in the heat-affected zone of a 2.25 Cr-1Mo steel weld. Metallurgical Materials Transactions B.* 31(3), 529-536, 2000.
- [196] Mishra S, DebRoy T. *Measurements and Monte Carlo simulation of grain growth in the heat-affected zone of Ti–6Al–4V welds. Acta Materialia.* 52(5), 1183-1192, 2004.
- [197] Wei Y, Xu Y, Dong Z, Zhan X. *Three-dimensional Monte Carlo simulation of discontinuous grain growth in HAZ of stainless steel during GTAW process. Journal of Materials Processing Technology.* 209(3), 1466-1470, 2009.



- [198] Asserin O, Loredo A, Petelet M, Iooss B. *Global sensitivity analysis in welding simulations- What are the material data you really need?* **Finite Element Analysis Desing.** 47(9), 1004-1016, 2011.
- [199] Brent A D, Voller V R, Reid K J. *Enthalpy-porosity technique for modeling convection-diffusion phase-change application to the melting of a pure metal.* **Numerical Heat Transfer.** 13, 297-318, 1988.
- [200] Mujica L, Weber S, Thomy C, Vollertsen F. *Microstructure and mechanical properties of laser welded austenitic high manganese steels.* **Science Technology Welding Joining.** 14(6) (2009) 517-522.
- [201] Adams C M. *Cooling rates and peak temperatures in fusion welding.* **Welding Journal.** 37, 44-54, 1958.
- [202] Deng D, Zhang C, Pu X, Liang W. *Influence of material model on prediction accuracy of welding residual stress in an austenitic stainless steel multi-pass butt-welded joint.* **Journal of Materials Engineering and Performance.** 26(4), 1494-1505, 2017.
- [203] Muránsky O, Hamelin C J, Smith M C, Bendeich P J, Edwards L. *The effect of plasticity theory on predicted residual stress fields in numerical weld analyses.* **Computational Materials Science.** 54, 125-134, 2012.
- [204] Deng D, Murakawa H. *Numerical simulation of temperature field and residual stress in multi-pass welds in stainless steel pipe and comparison with experimental measurements.* **Computational Materials Science.** 37(3), 269-277, 2006.
- [205] V. García-García, I. Mejía, F. Reyes-Calderón. *Experimental and FEM study of Ti-containing TWIP steel weldability.* **Journal of Materials Processing Technology.** 261, 107-122, 2018.
- [206] Chang P H, Teng T. L. *Numerical and experimental investigations on the residual stresses of the butt-welded joints.* **Computational Materials Science.** 29(4), 511-522, 2004.



- [207] S. A. Mousavi, R. Miresmaeili. *Experimental and numerical analyses of residual stress distributions in TIG welding process for 304L stainless steel*. **Journal of Materials Processing Technology**. 208(1-3), 383-394, 2008.
- [208] Razmpoosh M H, Shamanian M, Esmailzadeh M. *The microstructural evolution and mechanical properties of resistance spot welded Fe–31Mn–3Al–3Si TWIP steel*. **Materials & Design**. 67, 571-576, 2015.
- [209] Lemos G V, Cunha P H, Nunes R M, Bergmann L, Dos Santos J F, Clarke T. *Residual stress and microstructural features of friction-stir-welded GL E36 shipbuilding steel*. **Materials Science and Technology**. 34(1), 95-103, 2018.
- [210] Rae W, Lomas Z, Jackson M, Rahimi S. *Measurements of residual stress and microstructural evolution in electron beam welded Ti-6Al-4V using multiple techniques*. **Materials Characterization**. 132, 10-19, 2017.
- [211] Teng T L, Lin C C. *Effect of welding conditions on residual stresses due to butt welds*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. 75(12), 857-864, 1998.
- [212] Khandkar M Z, Khan J A, Reynolds A P, Sutton M A. *Predicting residual thermal stresses in friction stir welded metals*. **Journal of Materials Processing Technology**. 174(1-3), 195-203, 2006.
- [213] Perosanz F J, López B, Gutiérrez I. *Combined effect of Nb and Ti on the recrystallisation behaviour of some HSLA steels*. **Materials Science Forum**. 284, 167-176, 1998.
- [214] Raabe D, Hantcherli L. *2D cellular automaton simulation of the recrystallization texture of an IF sheet steel under consideration of Zener pinning*. **Computational Materials Science**. 34(4), 299-313, 2005.
- [215] Dutra J C, Oliveira T E. *Characterization of heterogeneities in grain size by network analysis*. **Materials Characterization**. 127, 222-230, 2017.
- [216] Anderson M P, Srolovitz D J, Grest G S, Sahni P S. *Computer simulation of grain growth—I. Kinetics*. **Acta Metallurgical**. 32(5), 783-791, 1984.



- [217] Lee D K, Ko K J, Lee B J, Hwang N M. *Monte Carlo simulations of abnormal grain growth by sub-boundary-enhanced solid-state wetting*. **Scripta Materialia**. 58(8), 683-686, 2008.
- [218] Messina R, Soucail M, Kubin L. *Monte Carlo simulation of abnormal grain growth in two dimensions*. **Materials Science and Engineering A**. 308(1-2), 258-267, 2001.
- [219] Fan Z, Wu Y, Zhao X, Lu Y. *Simulation of polycrystalline structure with Voronoi diagram in Laguerre geometry based on random closed packing of spheres*. **Computational Materials Science**. 29(3), 301-308, 2004.
- [220] Kumar S, Kurtz S K, Banavar J R, Sharma M G. *Properties of a three-dimensional Poisson-Voronoi tessellation: A Monte Carlo study*. **Journal of Statistical Physics** 67(3-4), 523-551, 1992.
- [221] Hore S, Das S K, Banerjee S, Mukherjee S. *A multiscale coupled Monte Carlo model to characterize microstructure evolution during hot rolling of Mo-TRIP steel*. **Acta Materialia**. 61(19), 7251-7259, 2013.
- [222] Ramamurthy R, Farouki R T. *Voronoi diagram and medial axis algorithm for planar domains with curved boundaries i. theoretical foundations*. **Journal Computational Applied Mathematics**. 102(1), 119-141, 1999.
- [223] Gleiter H. *The formation of annealing twins*. **Acta Metallurgica**. 17(12), 1421-1428, 1969.
- [224] Mahajan S, Pande C S, Imam M A, Rath B B. *Formation of annealing twins in fcc crystals*. **Acta Materialia**. 45(6), 2633-2638, 1997.
- [225] Pande C S, Imam M A, Rath B B. *Study of annealing twins in FCC metals and alloys*. **Metallurgical Transactions A**. 21(11), 2891-2896, 1990.
- [226] Mi Z L, Tang D, Jiang H T, Dai Y J, Li S S. *Effects of annealing temperature on the microstructure and properties of the 25Mn-3Si-3Al TWIP steel*. **International Journal of Minerals Metallurgy and Materials**. 16(2), 154-158, 2009.



- [227] Saleh A A, Pereloma E V, Gazder A A. *Texture evolution of cold rolled and annealed Fe-24Mn-3Al-2Si-1Ni-0.06 C TWIP steel*. **Materials Science and Engineering A**. 528, 4537-4549, 2011.
- [228] Wang S H, Liu Z Y, Zhang W N, Wang G D, Liu J L, Liang G F. *Microstructure and Mechanical Property of Strip in Fe-23Mn-3Si-3Al TWIP Steel by Twin rolling casting*. **ISIJ International**. 49, 1340-1346, 2009.
- [229] Zuidema B K, Subramanyam D K, Leslie W C. *The effect of aluminum on the work hardening and wear resistance of Hadfield manganese steel*. **Metallurgical Transactions A**. 18, 1629-1639, 1987.
- [230] Sabzi H. E, Hanzaki A Z, Abedi H R, Soltani R, Mateo A, Roa J J. *The effects of bimodal grain size distributions on the work hardening behavior of a TRansformation-TWinning induced plasticity steel*. **Materials Science and Engineering A**. 678, 23-32, 2016.
- [231] Saha D C, Park Y. *Weldability and liquation cracking characteristics on resistance-spot-welded high-Mn austenitic steel*. **ASM International**. In Trends in Welding Research 2012: Proceedings of the 9th International Conference, p. 330,
- [232] L. Mujic, S. Weber, C. Thomy, F. Vollertsen. *Microstructure and mechanical properties of laser welded austenitic high manganese steels*. **Science Technology Welding Joining**. 14(6), 517-522, 2009.
- [233] Korinko P S, Malene S H. *Considerations for the weldability of types 304L and 316L stainless steel*. **Practical Failure Analysis**. 1(4), 61-68, 2001.
- [234] Mirshekari G R, Tavakoli E, Atapour M, Sadeghian B. *Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel*. **Materials & Design**. 55, 905-911, 2014.



- [235] Lee D J, Jung K H, Sung J H, Kim Y H, Lee K H, Park J U, Lee H W. *Pitting corrosion behavior on crack property in AISI 304L weld metals with varying Cr/Ni equivalent ratio. Materials & Design.* 30(8), 3269-3273, 2009.
- [236] Lee C, Yoo J, Kim S, Park Y, Choi J. *Characteristics of the hot cracking and segregation behaviour in the high manganese steels welds.* In: Proceedings of the 1st International Conference on High Manganese Steels.
- [237] Kumar S, Shahi A S. *Effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of gas tungsten arc welded AISI 304 stainless steel joints. Materials & Design.* 32(6), 3617-3623, 2011.
- [238] Kumar S, Shahi A S. *Studies on metallurgical and impact toughness behavior of variably sensitized weld metal and heat affected zone of AISI 304L welds. Materials & Design.* 89, 399-412, 2016.
- [239] Park J H, Kim D J, Min D J. *Characterization of nonmetallic inclusions in high-manganese and aluminum-alloyed austenitic steels. Metallurgical Materials Transactions A.* 43(7), 2316-2324, 2012.
- [240] Kang S E, Banerjee J R, Mintz B. *Influence of S and AlN on hot ductility of high Al, TWIP steels. Materials Science Technology.* 28(5), 589-596, 2012.
- [241] Babu S S, David S A, Vitek J M, Mundra K, DebRoy T. *Development of macro-and microstructures of carbon-manganese low alloy steel welds: inclusion formation. Materials Science Technology.* 11(2), 186-199, 1995.
- [242] Salas-Reyes A E, Mejía I, Bedolla-Jacuinde A, Boulaajaj A, Calvo J, Cabrera J M. *Hot ductility behavior of high-Mn austenitic Fe-22Mn-1.5 Al-1.5 Si-0.45 C TWIP steels microalloyed with Ti and V. Materials Science and Engineering A.* 611, 77-89, 2014.



## PRODUCTIVIDAD CIENTÍFICA

El presente trabajo de investigación proporciono productos científicos sólidos los cuales se enlistan a continuación.

### *Publicaciones en revistas JCR*

**Nombre del artículo:** 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 (autor principal)

Journal: MRS Advances

doi:10.1557/adv.2017.594

**Nombre del artículo:** Comparative study on weldability of Ti-containing TWIP and AISI 304L austenitic steels through the autogenous-GTAW process (autor principal)

Journal: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology

doi: 10.1007/s00170-018-2392-0

**Nombre del artículo:** Experimental and FEM study of Ti-containing TWIP steel weldability (autor principal)

Journal: Journal of Materials Processing Technology

doi:10.1016/j.jmatprotec.2018.05.028

**Nombre del artículo:** Quantitative metallographic characterization of welding microstructures in Ti-containing TWIP steel by means of image processing analysis (autor principal)

Journal: Materials Characterization

doi.org/10.1016/j.matchar.2018.10.012

### *Congresos*

*XXV International Materials Research Congress - IMRC 2016*

*XXVII International Materials Research Congress - IMRC 2018*

### *Trabajos de colaboración*



**Nombre del artículo:** Heat Input Effect on the Microstructure of Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel Welded Joints Through the GTAW Process.

Journal: MRS Advances

[doi.org/10.1557/adv.2018.597](https://doi.org/10.1557/adv.2018.597)Publish

**Nombre del artículo:** Two-dimensional Monte Carlo-Voronoi simulation of grain growth and nucleation in the heat affected zone of TWIP-Ti welds.

Journal: Materialia

[doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100223](https://doi.org/10.1016/j.mtla.2019.100223)

**Nombre del artículo:** Improved thermal FE numerical model/DoE based on the Taguchi method to estimate weld bead characteristics and non-metallic inclusions in Ti-containing TWIP steel butt joints.

Journal: Journal of Manufacturing Processes

Estatus: Revisión

**Nombre del artículo:** Microstructural and Mechanical Characterization of Autogenous GTAW Weld in High-Manganese Austenitic Steel Ti-Containing with Thermal Analysis.

Journal: MRS Advances

[doi.org/10.1557/adv.2019.10](https://doi.org/10.1557/adv.2019.10)